



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN
EN METALURGIA Y MATERIALES

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACION EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES

**CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y NO DESTRUCTIVA DEL DAÑO POR
FATIGA DE UNA UNIÓN SOLDADA DE ACERO INOXIDABLE DÚPLEX 2101**

Tesis que para obtener el Grado de
Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

PRESENTA: Ing. Kevin Jesús Fuentes Corona

Director de Tesis
Dr. Alberto Ruiz Marines

Morelia, Michoacán febrero del 2019

Of. Núm. IIM-ST-081-2018.

Morelia, Mich., Noviembre 21 del 2018.

C. ING. KEVIN JESUS FUENTES CORONA
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 **“CARACTERIZACION MECANICA Y NO DESTRUCTIVA DEL DAÑO POR FATIGA DE UNA UNION SOLDADA DE ACERO INOXIDABLE DUPLEX 2101”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

9700394-8	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Presidente)
8200860-4	DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ	(Vocal)
0500269-9	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(Vocal)
90300379-5	DR. HECTOR GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS	(Vocal)
0100048-9	DR. JORGE ALEJANDRO VERDUZCO MARTINEZ	(Vocal)
0100306-2	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE	(Suplente)

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

U. M. S. N. H.

Atentamente



Dr. Alberto Ruíz Marín Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales
Director

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

ARM/yatc

Contenido

1.	CAPITULO I INTRODUCCIÓN.....	1
1.1	Introducción.....	1
1.2	Objetivo General.....	2
1.3	Objetivos Específicos	2
1.4	Justificación	3
1.5	Hipótesis	4
2	CAPITULO II REVISION BIBLIOGRAFICA	5
2.1	Historia de los aceros inoxidables dúplex.....	5
2.2	Generalidades del acero inoxidable dúplex 2101	6
2.3	El proceso de soldadura GMAW	6
2.4	Tiempo de enfriamiento y energía del arco.	7
2.5	Efectos de elementos de aleación	7
2.6	Importancia del nitrógeno en los aceros inoxidables dúplex.	9
2.7	Metalurgia de la soldadura en aceros inoxidables dúplex	10
2.8	Comportamiento de solidificación.....	12
2.9	Formación de austenita	13
2.10	Morfología de la austenita en el metal de la soldadura.....	14
2.11	Zona afectada térmicamente	14
2.12	Otras transformaciones	15
2.13	Nitruros de cromo	16
2.14	Caracterización destructiva y no destructiva	17
2.15	Ensayos de tensión.....	17
2.16	Los parámetros de la curva esfuerzo deformación	20
2.17	Ensayo de fatiga.....	22
2.17.1	Características de la grieta en la superficie	23
2.17.2	Características microscópicas de la grieta.....	26
2.17.3	Factores que influyen el comportamiento <i>S-N</i>	32
2.17.4	El ensayo de fatiga.....	34
2.18	Caída de potencial de corriente alterna.....	36
2.19	Ultrasonido.....	37

2.20	Estado del arte.....	41
3	CAPÍTULO III METODOLOGÍA.....	46
3.1	Preparación de las muestras.....	46
3.2	Soldadura de placas.....	47
3.3	Caracterización metalográfica.....	48
3.4	Pruebas destructivas.....	48
3.4.1	Ensayo de tensión.....	48
3.4.2	Ensayo de fatiga.....	49
3.5	Técnicas no destructivas.....	50
3.5.1	Caída de potencial de corriente alterna.....	50
3.5.2	Medición de atenuación ultrasónica.....	52
4	CAPÍTULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	55
4.1	Caracterización metalográfica.....	55
4.2	Ensayo de tensión para soldadura multipasada.....	59
4.3	Determinación de la vida a la fatiga al 95% de σ_y	61
4.4	Acumulación de daño por fatiga.....	63
4.5	Determinación del diagrama $S-N$	70
4.6	Caracterización de unión de una pasada de soldadura.....	72
4.7	Caracterización por la técnica de caída de potencial de corriente alterna (ACPD).	74
4.8	Caracterización por atenuación ultrasónica.....	75
5	CAPÍTULO V. CONCLUSIONES.....	78
5.1	Referencias.....	79

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Solubilidad del nitrógeno en la ferrita y austenita [7].....	9
Figura 2.2. Crecimiento columnar dendrítico en dirección al gradiente de temperatura [5].....	11
Figura 2.3. Diagrama de fase para los AID [12]	12
Figura 2.4. Diagrama esquemático de la curva resultante de un ensayo esfuerzo deformación donde se ven las curvas de esfuerzo-deformación de ingeniería (azul) y la curva de esfuerzo-deformación verdadero (rojo)	18
Figura 2.5. Efecto de la aplicación de una fuerza en la traslación, rotación y extensión de una línea de puntos.....	20
Figura 2.6. Típica falla por fatiga en rosca de tornillo [20].	24
Figura 2.7. Transición del comportamiento de la grieta en la fatiga [20].	25
Figura 2.8. Marcas de trinquete señaladas con flechas de una falla por fatiga [24].....	26
Figura 2.9. Marcas de río en la superficie de las probetas con falla por fatiga [25].	26
Figura 2.10. Microgrietas de fatiga que nuclean por diversos mecanismos [20].	29
Figura 2.11. Representación esquemática de las etapas del crecimiento de grieta por fatiga [20].	30
Figura 2.12. Efecto del acabado superficial en la vida a la fatiga [20].	32
Figura 2.13. Nomenclatura para la amplitud constante de carga cíclica.....	34
Figura 2.14. Bloques de esfuerzo de amplitud constante y curva <i>S-N</i> ; a) bloques de amplitud constante y b) curva <i>S-N</i>	36
Figura 2.15. a) Representación esquemática de la propagación de ondas longitudinales en un ensayo pulso-eco, b) ecos de RF de la primera reflexión de la pared posterior (rojo) y segunda reflexión de la pared posterior (azul).....	38
Figura 2.16. Imagen de MEB que muestra la nucleación de una grieta a lo largo de la fase ferrítica [4].	41
Figura 2.17. Comparación entre imagen C-Scan y micrografías de las diferentes zonas soldadas [30].	42
Figura 2.18. a) Material en condiciones de llegada y b) Material envejecido [31].	43
Figura 2.19. Micrografías del MEB que muestra los huecos en las probetas fatigadas a diferente vida a la fatiga a) 0%, b) 55%, c) 75% y d) 85% [32].....	43

Figura 2.20. C-scan tomada con un transductor de 10 MHz de probetas fatigadas a) 0%, b) 55%, c) 75% y d) 85% de vida a la fatiga y e) medición de la atenuación promedio [32].....	44
Figura 2.21. Curvas esfuerzo-elongación para especímenes con 0%, 25%, 50% y 75% de acumulación de daño. a) bajo aporte térmico y b) alto aporte térmico [25].....	45
Figura 3.1. a) Máquina universal MTS utilizada para realizar ensayos de tensión. b) Extensómetro utilizado para monitorear la deformación unitaria.	49
Figura 3.2. Dimensiones de la probeta para fatiga de acuerdo con la norma ASTM E466-96....	50
Figura 3.3. Sistema de medición de caída potencial de cuatro puntos utilizada por Bowler. La corriente alterna se aplica a la muestra a través del par exterior de puntos. La caída de potencial se mide entre el par de puntos internos.....	51
Figura 3.4. (a) Fotografía del sensor con electrodos despleables y (b) Diagrama esquemático de mediciones de ACPD en la dirección x.....	51
Figura 3.5. Diagrama esquemático de la técnica de inmersión pulso-eco para las mediciones de atenuación ultrasónica.	52
Figura 4.1. Micrografía del metal base a 500X mostrando microestructura característica de los aceros dúplex con granos de austenita (γ) y ferrita (α) alargados en el sentido de laminación. ...	55
Figura 4.2. Secuencia de la transformación de granos austeníticos.	56
Figura 4.3. Micrografía tomada a 100X del cordón de soldadura.....	57
Figura 4.4. Micrografía óptica de la interfase metal base/soldadura.....	58
Figura 4.5. Micrografías ópticas de la microestructura a) granos de ferrita y granos de austenita Widmanstätten al centro del cordón de soldadura y b) zona de refinamiento de grano en el cordón de soldadura.....	59
Figura 4.6. Diagramas (a) esfuerzo-elongación y (b) esfuerzo-deformación unitaria de la unión soldada.....	60
Figura 4.7. Método de desplazamiento para obtener el valor del esfuerzo de fluencia al 0.2% ..	61
Figura 4.8. Representación esquemática de superficie de fractura de altos ciclos.....	62
Figura 4.9. a) Zona de nucleación y crecimiento de grieta. b) Zona de falla catastrófica por fatiga. c) Macrografía de falla total de componente por fatiga.....	63
Figura 4.10. Comparación de diagrama esfuerzo-elongación en probetas con acumulación de daño	64

Figura 4.11 Comparación entre diagrama esfuerzo-deformación unitaria con acumulación de daño.	66
Figura 4.12. Efecto del daño acumulado en los valores σ_y y σ_{max} Comparación entre diagrama esfuerzo- deformación unitaria con acumulación de daño.	67
Figura 4.13 Ramberg-Osgood con datos únicamente de la zona plástica con cálculos logarítmicos con acumulación de daño a) 0%, b) 50%, c) 75% y d) 90%.	68
Figura 4.14 Comparación de las pendientes logarítmicas de la relación de Ramberg-Osgood. ..	69
Figura 4.15 Modelado usando parámetros de Ramberg-Osgood que predice el comportamiento σ - ϵ	70
Figura 4.16 Diagrama <i>S-N</i> de la junta de acero inoxidable dúplex 2101.	72
Figura 4.17 Comparación de falla superficial por fatiga. a) σ_y al 95% b) σ_y al 90%.....	73
Figura 4.18. Comportamiento de la conductividad eléctrica en probeta sin daño y con acumulación de daño al 70%.	74
Figura 4.19. Imágenes C-Scan de probetas a) con acumulación de daño y b) sin daño.....	76
Figura 4.20. Imagen del coeficiente de atenuación (α) en: a) probeta sin daño y b) probeta con acumulación del daño al 70%.....	77

INDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química del material base [% peso].	46
Tabla 2. Composición química del electrodo según la AWS (% peso).....	46
Tabla 3. Variables operativas del proceso GMAW para soldadura de placas de acero LDX 2101 con espesor de 12.7 mm.	47
Tabla 4. Variables operativas del proceso GMAW para soldadura de placas de acero LDX 2101 con espesor de 6.35 mm.	48
Tabla 5. Propiedades mecánicas de acero 2101 en condición de llegada y de la unión soldada..	61
Tabla 6. Características del ensayo de fatiga para determinar la vida a la fatiga.	62
Tabla 7. Características del ensayo de acumulación de daño en las probetas.	64
Tabla 8. Valores del factor de endurecimiento y del módulo plástico.	68
Tabla 9. Parámetros del diagrama <i>S-N</i>	71

Agradecimientos

Quiero hacer un agradecimiento especial al Centro Mexicano de Innovación en Energía Geotérmica (CEMIE-Geo), a la SENER y al CONACYT por el apoyo que me brindaron para poder realizar el trabajo de investigación que culmina con esta tesis.

Al Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIMM) de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) donde trabaje a cargo de mi asesor, el Dr. Alberto Ruíz Marines, el Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Héctor Guillermo Carreón, Dr. Arnoldo Bedoya Jacuinde, Dr. Rafael García, Dr. Alejandro Verduzco; todos unos excelentes catedráticos, pero, sobre todo, excelentes seres humanos.

A mis padres Jesús Fuentes Anaya y Rosa María Araceli Corona Páramo que sin su apoyo no hubiera podido ser el profesionista que soy hoy en día. Por ayudarme y motivarme a superarme cada día de mi vida, por inculcarme valores y aptitudes para poder desarrollarme plenamente como persona y profesionista. Gracias por sus sabios consejos.

A mis hermanas Zandy Fuentes Corona y Cindy Fuentes Corona que a lo largo de los años me han apoyado a ser mejor persona, les agradezco por sus consejos y por su paciencia.

A mi novia Montserrat Ruiz Moreno y a toda su familia por brindarme la confianza y apoyo en todos estos años.

Resumen

El acero inoxidable dúplex 2101 es considerado de baja aleación por sus bajos contenidos en Ni y Mo y fue comercialmente introducido al inicio del siglo 21 por la compañía Outkompu. Este tipo de acero inoxidable tiene mejores propiedades mecánicas y mejor resistencia a la corrosión en comparación a las aleaciones AISI 300 o aceros inoxidables austeníticos más comunes.

La necesidad de llevar a cabo soldaduras de materiales ha incrementado por el desarrollo de nuevos materiales principalmente para optimizar el desempeño de las características en el diseño ingenieril de estructuras o componentes.

Los ensayos no destructivos son pruebas que son típicamente utilizadas para detectar discontinuidades internas y/o superficiales o para determinar propiedades selectas en materiales, soldaduras, partes y componentes; usando técnicas por cuya aplicación no se altera el estado físico o constitución química, ni implican la destrucción del mismo o en su defecto el remplazo total de una pieza.

En la reciente investigación se realiza una unión de un acero inoxidable dúplex 2101 mediante el proceso GMAW con el fin de analizar la microestructura de la soldadura y la respuesta mecánica de la unión soldada, es evaluada mediante ensayos de tensión y análisis de fatiga por altos ciclos. La información del ensayo esfuerzo-deformación de las probetas con diferentes niveles de daño acumulado fue analizada mediante el modelo de Ramberg-Osgood y los resultados obtenidos fueron usados para modelar en la zona elástica y parte de la zona plástica el comportamiento esfuerzo-deformación en la soldadura. Finalmente, el efecto de la acumulación de daño en las propiedades mecánicas de la unión soldada fue investigada mediante técnicas no destructivas tales como: caída de potencial de corriente alterna y atenuación ultrasónica, los resultados experimentales indican que la atenuación ultrasónica y conductividad eléctrica pueden detectar cuantitativamente el efecto de la acumulación de daño.

Palabras clave: Daño por fatiga, Atenuación ultrasónica, conductividad eléctrica, soldadura, acero inoxidable dúplex.

Abstract

The lean duplex 2101 stainless steel (LDSS) is considered a low alloyed duplex stainless steel because of its low Ni and Mo content and was commercially introduced at the beginning of 21st century by the Outkompu Company. This type of stainless steel has better mechanical properties and better corrosion resistance compared to more common stainless steels. In the industry most structural components are fabricated using a welding process and the need of its effect in this new generation of materials mainly to optimize the performance and their characteristics in the engineering design of structures or components.

Non-destructive tests are usually used to detect internal and/or surface discontinuities or to determine selected properties in materials, welds, component parts, using techniques by its application they do not alter the physical state or chemical constitution, or cause the destruction or replacement of the component.

In this research a 2101 duplex stainless steel welded joint was performed by Gas Metal Arc Welding process in order to analyze the microstructure of the welded joint, the heat affected zone (HAZ), and mechanical response of the welded joint was evaluated by tension test and high cycle fatigue analysis. The stress-strain data of the samples with different cumulative fatigue levels were analyzed using the Ramberg-Osgood model and the results were used to predict with good results the stress-strain behavior of the weld.

Finally, the effect of accumulative damage on the mechanical properties of the welded joint were by non-destructive techniques such as alternating current potential drop (ACPD) and ultrasonic attenuation (UA). The experimental results indicate that the ultrasonic attenuation and electric conductivity can detect the effect of the damage accumulation.

Palabras clave: Fatigue damage, Ultrasonic attenuation, electric conductivity, welding, duplex stainless steel.

CAPÍTULO I INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

El acero inoxidable dúplex de baja aleación (AIDBA) del tipo 2101 tiene aplicación para propósitos generales en diferentes campos de la industria como la marítima, petroquímica, termoeléctrica, entre otros. Debido a su bajo costo, el acero 2101 ha sido una alternativa para usos estructurales [1]. La aceptación de su uso industrial se debe a las excelentes propiedades mecánicas, las cuales, son similares a otros aceros inoxidables dúplex (AID) como los denominados: 2205, 2003, 2304. Comparado con los aceros inoxidables de la serie 300, el AIDBA 2101 provee una resistencia mecánica superior, gracias a una microestructura con cantidades casi iguales de austenita (γ) y ferrita (δ) [2]. Los elementos como el N y el Mn compensan el efecto estabilizador de la austenita, de esta forma el acero conserva su microestructura dúplex y mantiene las buenas propiedades mecánicas de los AID [3]. La austenita imparte una buena tenacidad y la ferrita es responsable por la resistencia mecánica. Este acero presenta una mayor resistencia al agrietamiento por corrosión, lo cual le da un amplio rango de aplicaciones en ambientes altamente agresivos [2]. La fatiga, es un cambio permanente localizado a nivel microestructural, este tipo de cambio es progresivo y se genera en materiales que son sometidos a cargas y deformaciones cíclicas fluctuantes que generalmente da pie a la formación de grietas microscópicas, las cuales pueden producir la fractura de componentes de máquinas después de que han crecido por efecto de un número suficiente de fluctuaciones de esfuerzos.

El daño por fatiga consiste en las siguientes etapas:

- I. Cambios estructurales causados por esfuerzos cíclicos localizados.
- II. El inicio de una o varias microgrietas.
- III. El crecimiento y coalescencia de estas grietas para formar una macro grieta dominante que finalmente produce la falla del material una vez que alcanza un tamaño crítico.

Strubbia y colaboradores [4] mencionan que la nucleación de la grieta es usualmente controlada por la deformación plástica durante el proceso de fatiga del material y esta tiende a iniciar donde se concentra la deformación plástica cíclica. La grieta por fatiga y su propagación consecuente que ocurre en metales y sus aleaciones, no solo dependen de la microestructura, sino también de: i) las condiciones de carga, ii) temperatura, iii) rangos de esfuerzo y iv) amplitudes del esfuerzo. En el

caso de los AID y AIDBA, también existen diversos factores tales como orientación de las fases y el rol de los elementos de aleación en el material que afectan y contribuyen al daño por fatiga.

1.2 Objetivo General

Investigar el efecto de la acumulación del daño por fatiga en el comportamiento mecánico y la atenuación de ondas ultrasónicas longitudinales, con el propósito de conocer las consecuencias de la acumulación de este daño en las propiedades mecánicas. Además de determinar la posibilidad de que la atenuación ultrasónica pueda ser usada como método no destructivo capaz de detectar el daño por fatiga.

1.3 Objetivos Específicos

- Realizar la soldadura sana de la placa de AIDBA 2101.
- Realizar ensayos mecánicos para conocer la respuesta mecánica de la junta soldada y determinar el esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y comportamiento σ - ϵ de la junta soldada.
- Determinar la curva de amplitud de esfuerzo en función del número de ciclos (vida a la fatiga) en la junta soldada.
- Aplicar la teoría de Palmgren-Miner de acumulación de daño por fatiga en un nivel de esfuerzos dado y fracciones de daño de 90, 80, 70 y 60 por ciento de daño.
- Evaluar la aplicación y el alcance de atenuación ultrasónica para caracterizar en forma no destructiva los efectos la acumulación del daño por fatiga en la junta soldada.
- Evaluar la aplicación y el alcance de mediciones de conductividad eléctrica para caracterizar en forma no destructiva los efectos la acumulación del daño por fatiga en la junta soldada.
- Evaluar el comportamiento mecánico de las juntas soldadas con acumulación de daño.
- Investigar los cambios microestructurales que pueden ocurrir por la acumulación del daño por fatiga.

1.4 Justificación

El acero inoxidable dúplex 2101 es comúnmente utilizado industrialmente en condiciones de operación donde existe la presencia de esfuerzos cíclicos que eventualmente pudieran conducir al daño por fatiga. Existe la preocupación por conocer el efecto de la acumulación de este daño en componentes que, por su diseño, son fabricados mediante un proceso de soldadura, por lo que es importante conocer el riesgo que puede inducir este tipo de daño en la vida remanente del componente con el propósito de asegurar su integridad estructural. Además, es de gran importancia poder detectar este daño mediante el uso de métodos no destructivos ya que se puede considerar el cambio de algún componente al detectar el tiempo de vida cuando se relaciona al cambio microestructural, se podrían evitar demoras que conllevan un gran impacto económico al detectar que no hay cambios microestructurales o que la vida remanente del material se puede prolongar. Una inspección de este tipo sería muy valiosa y útil ya que proveería de datos sobre el estado microestructural en función del progreso del daño.

1.5 Hipótesis

Cuando un material es sometido a un proceso de fatiga mecánica este presenta cambios microestructurales que afectan su respuesta mecánica. Algunas técnicas no destructivas son sensibles a los cambios microestructurales en materiales, por lo tanto, se espera que el daño gradual por fatiga en una unión soldada de este acero pueda determinarse mediante alguna técnica no destructiva.

CAPÍTULO II REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Historia de los aceros inoxidable dúplex

El nombre de los aceros inoxidable dúplex deriva de su microestructura ferrítico-austenítica a temperatura ambiente, con un balance aproximado de 50% ferrita y 50% austenita. Una de las primeras referencias de estos tipos de aceros data de 1927 cuando se publicaron datos sobre estructuras ferríticas/austeníticas. Los primeros aceros comerciales de esta índole, data de 1929 cuando Avesta Jernverk produjo un grado de acero llamado 453E con una composición química aproximada de 25% Cr-5% Ni. Uno de los descubrimientos más significativos en esas épocas data en 1933, cuando un error durante la fundición de un acero grado 18% Cr- 9% Ni- 2.5% Mo en una compañía francesa, dio origen a un acero grado 20% Cr- 8% Ni-2.5% Mo, cuando se le hizo un análisis a la colada del mismo se encontró un alto volumen de matriz ferrítica y una fracción de fase austenítica y no era sensible a la corrosión intergranular (IGC por sus siglas en inglés) en muchos medios corrosivos. En los años siguientes en la guerra de Corea se hizo una investigación sobre una aleación dúplex con bajo contenido de níquel, la cual dio como resultados que un balance de ferrita y austenita tiene una mayor resistencia al agrietamiento por corrosión que una estructura completamente austenítica. Desde entonces esta ha sido una de las ventajas de los aceros inoxidable dúplex [5].

En los años siguientes, las adiciones de elementos han dado mejoras importantes en las propiedades de estos aceros, por ejemplo, la adición de nitrógeno mejora la resistencia a la corrosión y la estabilidad de la estructura dúplex en altas temperaturas. La adición de titanio en un 0.4% para establecer la composición y propiedades mecánicas de los aceros austeníticos de la serie 300, el titanio forma preferencialmente carburos de titanio y ayuda a restringir el crecimiento excesivo del grano de ferrita en la zona afectada térmicamente (ZAT) [5, 6].

En los últimos años se han producido aceros aleados de hasta 25% en Cr, como es el caso de la aleación S32550 la cual tiene un contenido mayor de 2% de Cu. Estas aleaciones fueron originalmente desarrolladas en coladas para aplicaciones específicas y para el servicio en ambientes ácidos y sulfúricos. En los años 80s, las aleaciones dúplex con más elementos de aleación fueron desarrolladas para su aplicación en ambientes más corrosivos, por ende, se dio el origen a los aceros súper dúplex con una composición química alrededor de 25% Cr, 6-7% Ni, 3-4% Mo, 0.2-0,3% N, 0-2% Cu y 0-2% W. Estos aceros tienen mayor resistencia a la corrosión por picadura [7].

2.2 Generalidades del acero inoxidable dúplex 2101

Debido al incremento en el costo de materias primas, en años recientes, un nuevo y económico AID con bajo contenido de Ni y Mo, llamado LDX 2101 (por sus siglas en inglés), fue creado por la compañía Outkompu. Este tipo de acero ha mostrado un gran potencial de aplicación debido a su alta resistencia a la fluencia y una mejor resistencia a la corrosión localizada en comparación a algunos aceros inoxidables como el AISI 304 [8] .

El bajo contenido de Ni es compensado por el incremento en el contenido de Mn y N que sirven como estabilizantes de la fase austenita en la microestructura dúplex. Debido a la gran diferencia en la composición química del acero LDX 2101 puede presentar una estabilidad diferente de las fases durante la fabricación y la aplicación a la que se disponga. El continuo desarrollo de aceros inoxidables dúplex ha resultado en aceros con composición química con gran contenido de elementos de aleación, los cuales son agregados al acero por muchas razones, sin embargo, las razones principales son mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión [9].

En comparación con los aceros inoxidables clásicos y los regularmente usados como los aceros inoxidables austeníticos y los aceros inoxidables ferríticos que presentan una buena resistencia la fatiga por corrosión pero también muestra una baja ductilidad, los aceros inoxidables dúplex de baja aleación LDX 2101 ofrecen una buena resistencia a la corrosión además de una buena resistencia al agrietamiento por corrosión y resistencia a la corrosión localizada, esto debido a la presencia aproximada equitativa de austenita (γ) y ferrita (δ) en la microestructura [9].

2.3 El proceso de soldadura GMAW

El proceso GMAW se ha aplicado con éxito en diferentes usos en la industria, tales como en tuberías de gas y aceite. A pesar de esto, al proceso GMAW se le conoce una desventaja muy grande que es la falta de penetración y su uso no es muy común porque sus aplicaciones son críticas e ingenieriles, es decir, para aplicaciones críticas. El proceso GMAW utiliza el mismo material de aporte que el proceso GTAW, pero no es tan propenso a la pérdida de nitrógeno y proporciona mejores propiedades de corrosión.

La literatura indica que el proceso GMAW pulsado no es fácilmente aplicable a la soldadura posicional de los aceros inoxidables dúplex como lo es para los aceros inoxidables austeníticos. Los buenos cordones de soldadura se han obtenido con una inyección de mezcla activa de gas de protección de 11% He, 0.4% CO₂ y lo restante de Ar. Se ha demostrado también que la inyección

de gas de protección de una mezcla que contenga He puede producir también un buen perfil de soldadura [9].

2.4 Tiempo de enfriamiento y energía del arco.

El parámetro fundamental para describir el efecto de la soldadura es el tiempo de enfriamiento entre 1200 y 800°C. El tiempo de enfriamiento es afectado por distintos parámetros tales como la configuración de la junta, el espesor, la energía del arco, el precalentamiento y la temperatura entre pasadas. Debido a la complejidad del cálculo del tiempo de enfriamiento, los procedimientos de soldadura son escritos en términos de la gestión de parámetros tales como la energía del arco, temperatura entre pasada y en el caso del proceso de soldadura por arco con protección de electrodo revestido, la velocidad de avance. La energía del arco o aporte térmico se calcula por medio de la siguiente fórmula:

$$EA = \frac{V \times I}{v} \times 1000 \quad (1)$$

Donde, EA es la energía de arco en kJ/mm, V es el voltaje en voltios (V), I es la corriente eléctrica en amperios (A) y v es la velocidad de avance de la soldadura en milímetros por segundo (mm/s). La recomendación para la energía del arco depende principalmente del tipo de material y del espesor y ésta debe de ser equilibrada a lo largo de la unión soldada. Típicamente, la energía de arco de la pasada caliente debe ser el 80% de la energía de arco que hubo en la pasada de raíz, mientras que la energía de arco en las pasadas subsecuentes debe ser mayor al de la pasada de raíz [7].

2.5 Efectos de elementos de aleación

La función principal del Cr en los AID es mejorar la resistencia a la corrosión localizada, mediante la formación de capas o películas pasivas ricas en CrO_2 . Electroquímicamente esto se obtiene mediante la extensión del rango de pasividad y reduciendo el rango de la corrosión en general. A pesar de esto, existe un límite de adición de Cr en los aceros ya que el efecto benéfico puede ser disminuir mediante la precipitación de fases intermetálicas tales como la fase *sigma*. Dichas fases

conducen a la reducción en ductilidad, resistencia y propiedades de corrosión. El cromo y otros elementos estabilizan la fase ferrita a pesar de la variación de otros elementos diferentes.

El efecto del Mo en los aceros es sumamente importante ya que influye en la resistencia a la corrosión por picaduras. El Cr y el Mo extienden el rango de pasividad y reduce la densidad de corriente de corrosión en el rango activo.

El níquel es el efecto contrario al Cr, sirve como estabilizador de la austenita, para mantener un 40%-60% de ferrita, los elementos estabilizadores de la fase ferrita deben ser balanceados con elementos estabilizadores de austenita. Por esta razón, el nivel de adición de níquel en un acero inoxidable depende principalmente del contenido de Cr. Un contenido excesivo de níquel incrementa la austenita en niveles superiores de 50%, y en consecuencia el Cr y Mo son enriquecidos en la ferrita remanente y como resultado existiría una transformación de ferrita en una fase intermetálica cuando la aleación sea expuesta a una temperatura en el rango de 650°C-950°C. Además, contenidos altos de níquel aceleran la formación de fases alfa prima que tiene como principal característica, la fragilización.

El efecto principal del Mn es el promover la estabilización de aceros austeníticos, y por ende, de aceros del tipo dúplex. Los reportes indican que el manganeso tiene un pequeño efecto en el balance de fases en las aleaciones dúplex. Incrementa también la resistencia a la abrasión y al desgaste, y las propiedades de tensión sin la pérdida de ductilidad. Las adiciones de cobre para los aceros inoxidables tienen como efecto la reducción del rango de corrosión en ambientes no oxidantes, tales como ambientes ácidos.

El silicio tiene un efecto benéfico cuando el acero está presente en ambientes ácidos con contenidos de nitrógeno, además mejora la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Por lo general el silicio es considerado un elemento formador de fase *sigma* y preferencialmente su adición debe ser menor a 1%.

El contenido de carbono en un AID está limitado a 0.02%-0.03% principalmente para la prevención de la precipitación de carburos de cromo los cuales pueden actuar como sitios donde se inicien las picaduras de corrosión y el ataque intergranular. Similarmente los contenidos de azufre y de fósforo son controlados, pero no eliminados. Actualmente los niveles de C y S pueden ser controlados mediante los procesos de aceración modernos, como los que emplean la desgasificación por vacío o argón, mientras que los contenidos de P pueden ser reducidos usando buenas prácticas de fusión [7, 10].

2.6 Importancia del nitrógeno en los aceros inoxidable dúplex.

El nitrógeno tiene efectos múltiples en los aceros inoxidable mediante el incremento de resistencia a la corrosión por picaduras y estabilizador del contenido de austenita. El nitrógeno también incrementa la resistencia al agrietamiento por corrosión. Otra importante propiedad del nitrógeno es la habilidad de estabilizar aleaciones dúplex cuando se presentan precipitaciones de fases intermetálicas tales como la fase *chi* y la fase *sigma* [5].

La mayoría de los AID tienen contenidos de nitrógeno intencionalmente para mejorar sus propiedades, el contenido debe estar en el rango de 0.08% y 0.35%. Como se puede observar en la Figura 2.1, la solubilidad del nitrógeno con relación a la temperatura, estos niveles de nitrógeno son buenos por encima del límite de solubilidad en la ferrita a temperaturas cercanas a 1000°C. Por el contrario, la solubilidad en la austenita es mucho mayor. Esta diferencia en la solubilidad del nitrógeno tiene implicaciones importantes con respecto a las precipitaciones de nitruros en estas aleaciones.

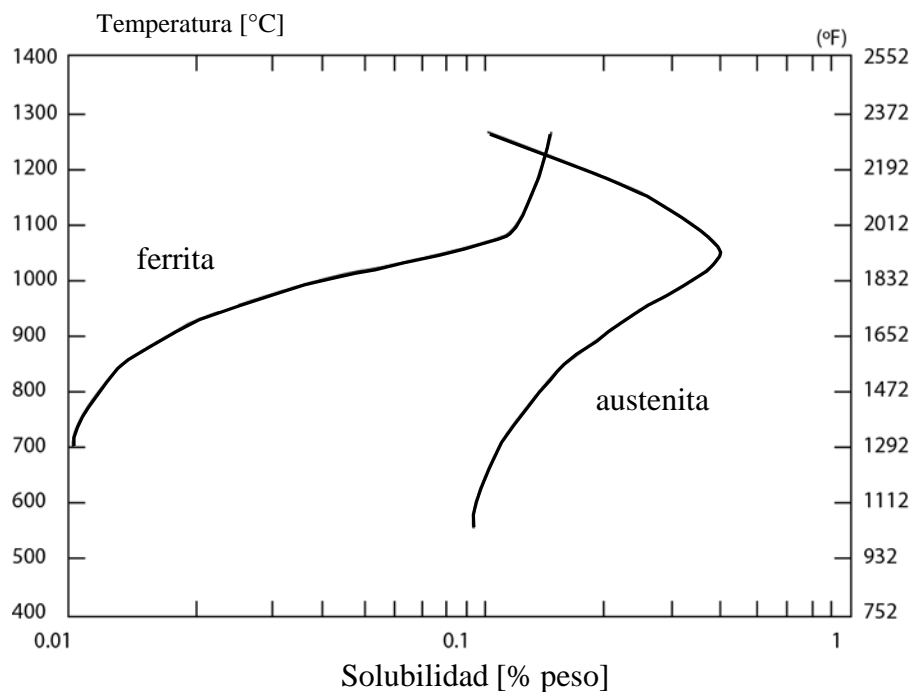


Figura 2.1. Solubilidad del nitrógeno en la ferrita y austenita [7].

Cuando la microestructura está balanceada en su porcentaje de fases (50 % de cada fase) el nitrógeno remanente se mantiene predominantemente en solución sólida [5, 6]. Si el contenido de ferrita es alto, tal como es en el cordón de soldadura y en la ZAT si el enfriamiento es muy rápido,

ocurren precipitaciones de nitruros en grandes cantidades durante el enfriamiento, a partir de que el límite de solubilidad de la ferrita es excedido y el nitrógeno no tiene el tiempo suficiente para difundir hacia la austenita. En la mayoría de los casos, estos nitruros, son ricos en Cr y son principalmente del tipo Cr_2N . Las consecuencias de esta intensa precipitación es principalmente la pérdida de ductilidad, de tenacidad y de resistencia a la corrosión [11].

La zona del cordón de soldadura y las zonas afectadas térmicamente, son rápidamente enfriadas desde la temperatura cercana a la ferrita solvus, por lo que existe una tendencia apreciable a la existencia de mayor ferrita en el metal de soldadura y la ZAT de un AID en comparación del metal base. Debido al balance de fases en la soldadura de un AID depende en gran medida de la difusión, el nitrógeno es el elemento principal para la reducción de la temperatura de enfriamiento eficaz para el equilibrio de fases. Esto se debe a todos los elementos de aleación en los aceros inoxidable, así como su rango de difusión que es bajo. En contraste, el carbono y nitrógeno tienen átomos intersticiales con un rango de difusión muy alto a temperaturas por encima de temperaturas de recocido de los DSS y arriba de la temperatura de ferrita solvus. El carbono es un elemento de aleación no deseable debido a sus efectos adversos en la resistencia de corrosión y su concentración es generalmente tan baja como sea posible. Por lo tanto el contenido del nitrógeno se convierte en el elemento primordial para manipular el balance de fases en las condiciones de enfriamiento de una soldadura [12].

2.7 Metalurgia de la soldadura en aceros inoxidables dúplex

La microestructura de la soldadura difiere a la microestructura del metal base, como resultado de las variaciones en la composición química y a los cambios térmicos que se tuvieron durante la soldadura. Los materiales de aporte tienen generalmente una composición más austenítica que el metal base, esto para mejorar las propiedades mecánicas y las propiedades de corrosión. Los electrodos actuales son hechos normalmente con un porcentaje de níquel mayor que el metal base. En la soldadura, la solidificación de la ferrita está relacionada al crecimiento epitaxial desde el material base hasta el límite de la línea de fusión. El crecimiento inicial dendrítico está orientado en relación con el gradiente de temperatura y produce una estructura columnar ferrítica, como se observa en la Figura 2.2.

Los AID en general tienen un rango superior de elementos que promueven fase ferrítica que elementos que promueven la fase austenítica. Esto cuenta bastante para el hecho que los AID

solidifican virtualmente en 100% ferrita. Las aleaciones las cuales el diagrama WRC-1992 de Cr equivalente se encuentra cerca de 1.85 veces que su Ni equivalente o más, la solidificación será 100% ferrítica. A altas temperaturas estas aleaciones permanecen como 100% ferríticas. La fase austenítica puede solamente nuclear y crecer por debajo de la ferrita solvus. El recocido y operaciones de trabajo en caliente de estos aceros se llevan a cabo por debajo de la temperatura de ferrita solvus, donde la ferrita y la austenita pueden coexistir en equilibrio. Mediante el control de la temperatura del proceso y el rango de enfriamiento, la proporción y distribución de la ferrita y austenita puede ser controlada en el producto final.

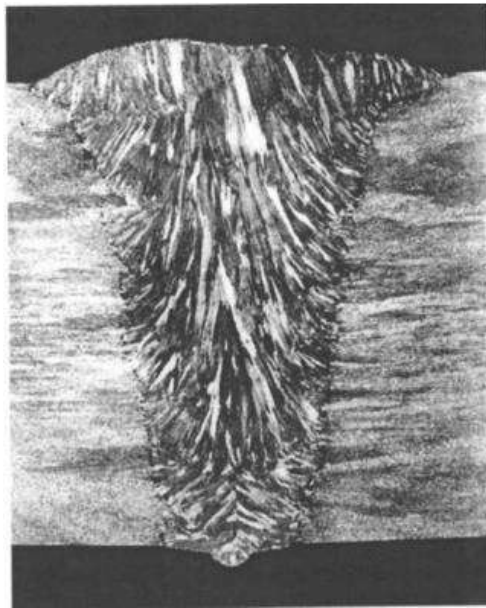


Figura 2.2. Crecimiento columnar dendrítico en dirección al gradiente de temperatura [5].

El tamaño y la orientación del grano junto con el contenido y morfología de la ferrita influyen directamente en las propiedades del metal, por ejemplo, la morfología afecta la resistencia al impacto en el metal de soldadura. La microsegregación debido a la solidificación es normalmente despreciable en niveles 100% ferríticos, sin embargo, los elementos de aleación en estado sólido pueden afectar las propiedades directamente.

La precipitación de austenita empieza cerca de la temperatura de ferrita solvus, la cual depende de la composición del metal de soldadura. La formación inicial ocurre intergranularmente, seguido mediante la formación de placas laterales Widmanstätten o placas intergranulares dependiendo del tamaño de grano de ferrita y el rango de enfriamiento. La precipitación austenítica es una nucleación controlada y un proceso de crecimiento mediante un mecanismo de transformación

donde la difusión de elementos intersticiales como el C y N controlan el proceso. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento es el factor más importante para determinar las transformaciones, es decir, enfriamientos lentos dan lugar a la formación de austenita, mientras que un enfriamiento a alta velocidad da como resultado la formación de menos austenita [12, 13].

En general, el metal de soldadura de aceros dúplex contiene más ferrita, en el rango de 30-70% dependiendo de la composición y los rangos de enfriamiento [7].

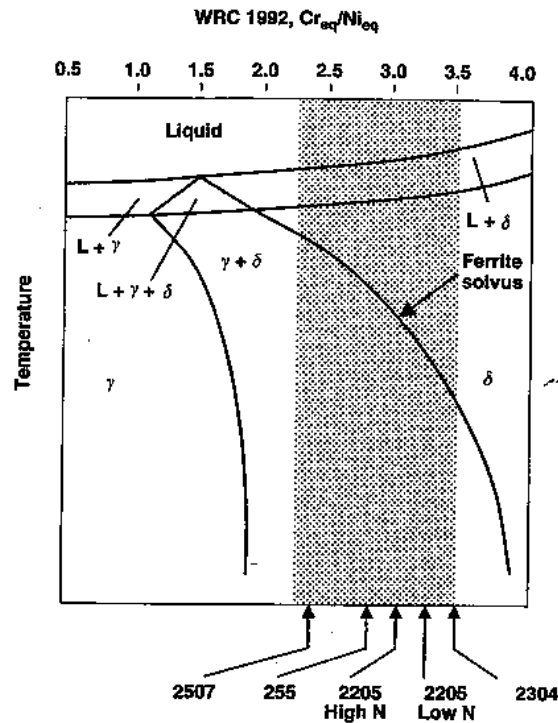


Figura 2.3. Diagrama de fase para los AID [12]

2.8 Comportamiento de solidificación

Los AID solidifican principalmente en ferrita y son teóricamente totalmente ferríticos al final de la solidificación. Dependiendo de la composición, la fase ferrita es estable por encima de ciertos rangos de temperatura antes de que la temperatura decaiga por debajo de la temperatura de ferrita solvus y el inicio de la transformación a austenita empiece. La naturaleza de la transformación ferrita-austenita depende principalmente de la composición química y del rango de enfriamiento. Es la transformación la que determina el balance final de ferrita-austenita y la distribución en el metal de soldadura. La secuencia de solidificación de soldadura de los AID es de la siguiente manera de acuerdo con el diagrama de la Figura 2.3 [12].



Cuando la solidificación de los aceros AID ocurre y la transformación a austenita empieza por debajo de la ferrita solvus, la austenita se empieza a formar a lo largo de los límites de grano de ferrita. Esto ocurre mediante la nucleación y proceso de crecimiento, y por lo regular los límites de grano de ferrita son totalmente cubiertos de austenita. Adicionalmente los granos de austenita pueden formar placas laterales Widmanstätten de límites de grano de austenita, o también intragranularmente dentro de granos de ferrita [10].

La estructura ferrítica columnar resultante, influye en la estructura dúplex, ya que proporciona las condiciones de partida para las transformaciones de estado sólido después de enfriar. El tamaño de grano de ferrita y su orientación puede influir en la susceptibilidad al agrietamiento en la soldadura, así como también la morfología y el contenido de ferrita en la microestructura final. La composición química afecta significativamente la distribución de elementos en las dendritas durante la solidificación. El Cr es distribuido comúnmente en las dendritas durante la solidificación, mientras que los elementos Mo, Ni y Mn, son segregados entre los núcleos de las dendritas. La segregación de elementos de aleación importantes y en particular el Mo, tiene efectos negativos en la soldadura de aleaciones [14].

2.9 Formación de austenita

Como la solidificación de los aceros inoxidable dúplex es totalmente ferrítica, la difusión controlada y la transformación a austenita en estado sólido, ocurre por debajo de la temperatura solidus durante el enfriamiento subsecuente, como se aprecia en la Figura 2.3 [14].

Este rango de temperatura es determinado por la composición química del acero y naturalmente una composición química más ferrítica resulta en un rango de ferrita más amplio. Se sugiere que la formación de austenita se pueda controlar mediante mecanismos de transformaciones en el que la difusión del nitrógeno sea el proceso de control en vez de la difusión de los elementos metálicos. Un contenido de aleación alto en N aumentará la temperatura de transformación de ferrita a austenita y mejorará el rango de crecimiento de austenita. Altos niveles de nitrógeno aumentan la fuerza para la formación de austenita y disminuye el rango de temperatura donde el crecimiento de grano de ferrita empieza a crecer. A pesar de que la transformación de austenita es un proceso de difusión, depende del tiempo de enfriamiento. En rangos de enfriamiento más bajos, la

transformación de ferrita a austenita ocurre a temperaturas significativamente altas, produciendo más austenita, provocando que el ancho de los granos de austenita y los límites de grano de la ferrita incrementen [15, 16].

2.10 Morfología de la austenita en el metal de la soldadura

Durante el enfriamiento, inicialmente la austenita precipita rápidamente entre los límites de grano de la ferrita en direcciones continuas y en un enfriamiento adicional, la austenita precipita como granos Widmanstätten en forma de placas laterales que crecen en los granos. Con tiempo suficiente las partículas de austenita con morfología acicular pueden llegar a aparecer dentro de los granos de ferrita. El rango de transformación depende de distintos factores, los principales son el proceso y el material, que incluye la composición de la aleación, el material de aporte y la dilución desde el material base. De los parámetros de la soldadura, principalmente influyen: la temperatura máxima, tiempo por encima del rango de temperaturas de transformación y el rango de enfriamiento lo que afecta y modifica el tamaño de grano, cantidad de sitios de nucleación, rango de nucleación, crecimiento de austenita y composición de las fases precipitadas. Además, el nivel de inclusiones puede influir en la formación de austenita debido a que las inclusiones son sitios con gran potencial para la nucleación de austenita intergranular tal como las inclusiones que promueven el crecimiento de ferrita acicular en otro tipo de aleaciones [13].

2.11 Zona afectada térmicamente

Los cambios que ocurren en la zona afectada térmicamente en la soldadura de un acero inoxidable pueden degradar la tenacidad, la resistencia, y la resistencia a la corrosión. Los problemas potenciales incluyen un excesivo crecimiento de grano, precipitación de nitruros, carburos, compuestos intermetálicos y balance de fases impropias. Es conveniente dividir el fenómeno de la zona afectada por el calor entre ZAT-AT (zona afectada térmicamente por alta temperatura) y ZAT-BT (zona afectada térmicamente por baja temperatura). El primero es la zona con un ciclo térmico que resulta en ferritización casi completa, mientras que el segundo es la zona en la que el equilibrio de fase se ha mantenido sustancialmente dúplex. El rango de temperatura para la zona ZAT-BT se encuentra entre 950-650°C y para la zona de ZAT-AT desde la temperatura *solidus* hasta aproximadamente 1000°C dependiendo del grado del acero dúplex. Por lo regular existen transiciones en estas zonas y la complejidad puede aumentar cuando existe soldadura con

multipasadas. Los cambios microestructurales tales como el crecimiento de grano de ferrita y formación de Cr_2N en la ZAT-AT tienen una influencia mayor en las propiedades mecánicas y de corrosión comparadas con aquellas en la ZAT-BT [14-16].

2.12 Otras transformaciones

La estructura del metal de soldadura puede ser afectada mediante un tratamiento térmico adicional, tales como; las multipasadas de soldadura y los tratamientos térmicos post soldadura. En ambos casos, la austenita secundaria puede precipitar desde la ferrita, la cual está súper saturada en nitrógeno a bajas temperaturas. La formación de austenita secundaria (γ_2) ocurre particularmente en niveles bajos de calor de aporte en la soldadura, seguido de deposiciones de soldadura con alto aporte térmico. Los precipitados de austenita secundaria (γ_2), en regiones de multipasadas contienen cantidades menores de Cr, Mo y N que aquella austenita formada primeramente a altas temperaturas.

La precipitación de fases inter-metálicas pueden ocurrir en el metal de soldadura como también pueden ocurrir en la HTHAZ (zona afectada por el calor, temperatura alta) particularmente por la alta aleación. La precipitación es principalmente en los límites de δ/γ y de δ/δ [8].

La estructura original de un acero dúplex que consta de dos fases principalmente, puede descomponerse en composiciones variables de austenita y ferrita, fases secundarias como Cr_2N , y carburos metálicos del tipo M_{23}C_6 y M_7C_3 , austenita secundaria (γ_2) e intermetálicos tales como fase *sigma* (σ), *chi* (χ), fases de *laves* y fase *R* [17-19].

La fase intermetálica más común en los AID es la fase σ , la cual por lo regular precipita en cantidades muy significativas con efectos adversos a la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión. La fase σ es básicamente un intermetálico compuesto por Fe-Cr-Mo enriquecido en Fe, Cr, Mo, Si y W, con contenidos bajos de Ni y Mn. Dependiendo de la composición química del metal base, la fase σ se puede formar dentro de un rango de temperatura de 600 a 1000°C.

Los límites de grano de ferrita austenita y límites de grano de partículas de carburos son comúnmente lugares para facilitar la nucleación de la fase σ . El contenido de Ni reduce la composición de ferrita, concentra el Cr y el Mo en la fase ferrítica y contribuye a la formación de fase σ . Si el Ni es sustituido por N para estabilizar la formación de austenita, el rango de austenita en la fase ferrítica va a disminuir al igual que la tendencia a formar fase sigma.

Las otras fases intermetálicas se forman a temperaturas más bajas que la fase *sigma* pero tienen el mismo efecto negativo en el acero, en muchos casos la fase σ , es usado como un término para referirse a cualquier tipo de fase intermetálica, debido a que la identificación de las fases es complicado y la mayoría de las fases intermetálicas son catalogadas como un efecto similar negativo en la propiedad de los aceros dúplex, además de que la fase R y la fase χ son precursores importantes para la formación de fase σ [18].

La formación de austenita secundaria (γ_2) se da cuando existe ferrita súper saturada con contenidos de precipitados de Cr_2N y es recalentada por las pasadas subsecuentes de soldadura o por un tratamiento térmico post soldadura. Debido a que la austenita secundaria se forma a temperaturas más bajas que la austenita primaria tiene un contenido más bajo en Cr, Mo y N. La formación de austenita secundaria tiende a mostrar una baja resistencia a la picadura por corrosión comparada con la austenita primaria pero normalmente muestra un mejor desempeño en la resistencia a la corrosión que la ferrita debido a que la γ_2 se forma vía disolución de Cr_2N contenidos en la ferrita. La γ_2 es frecuentemente encontrada en las regiones de recalentamiento por la soldadura, pero el efecto en las propiedades es en su mayoría insignificante [17, 18].

2.13 Nitruros de cromo

A pesar de que el N tiene un alto rango de difusión, la solubilidad en la ferrita es bajo y disminuye conforme disminuye la temperatura. La precipitación con más frecuencia reportada es la de nitruro de cromo Cr_2N que tiene lugar en la formación de ferrita súper saturada en el rango de temperatura de 700-900°C durante un enfriamiento rápido o un tratamiento térmico. La precipitación de nitruros ocurre principalmente en soldaduras y zonas afectadas térmicamente con un enfriamiento rápido que resulta en alto contenido de ferrita.

La precipitación de nitruros de cromo, Cr_2N , se puede reducir mediante el incremento del nivel de austenita a través de un aumento en el calor aportado por la soldadura y también mediante la adición de elementos que promuevan el aumento de austenita como Ni y el N.

Se ha encontrado en la literatura que la presencia de precipitados de Cr_2N disminuye la resistencia a la picadura y esto es debido a la disminución de Cr y N. Esta disminución en la composición química de Cr y N, conlleva que los precipitados se convierten en un sitio preferencial para que la corrosión se haga presente [12].

2.14 Caracterización destructiva y no destructiva

La caracterización de materiales son pruebas diseñadas y utilizadas para calificar el material sobre estándares predefinidos por especificaciones particulares de calidad, además se puede conocer diferentes tipos de propiedades de un material a partir de ensayos, ya sean destructivos o no destructivos.

Las pruebas destructivas para la caracterización de materiales son aquellas con las cuales se produce un daño sustancial en el espécimen de prueba, el cual puede conducir a la fractura del mismo. Los ensayos típicamente utilizados son los siguientes:

- Ensayo de tensión
- Ensayo de torsión
- Pruebas de impacto
- Ensayos de fatiga
- Ensayos de corrosión

Los ensayos no destructivos son pruebas típicamente utilizadas para detectar discontinuidades internas y/o superficiales o para determinar propiedades selectas en materiales, soldaduras de partes y componentes; usando técnicas que no alteran el estado físico o constitución química, dañen o destruyan los mismos. Se considera como ensayos no destructivos a: técnicas de ultrasonido, la inspección por radiografía, inspección por partículas magnéticas, inspección por líquidos penetrantes, inspección visual.

La falla es el daño de una pieza que no le permite continuar en servicio, causando la sustitución prematura de los componentes. Refiriéndose a prematuro por la sustitución de la pieza antes de haber alcanzado su vida útil especificada en el diseño. La falla de los materiales puede producirse por defectos de fabricación, errores de operación o inadecuada selección de materiales.

2.15 Ensayo de tensión

Los ensayos de tensión brindan información sobre la resistencia y la ductilidad de los materiales que se someten a cargas de esfuerzo de tensión uniaxial. La información adquirida sirve para hacer comparación de los materiales, desarrollo de aleaciones, control de calidad y el diseño de materiales bajo ciertas circunstancias

El comportamiento uniaxial es obtenido por ensayos de tensión con probetas rectangulares o circulares sometidas a cargas monotónicas de tensión hasta que la probeta falla. El comportamiento

uniaxial de esfuerzo-deformación se basa en σ - e ingenieril. El esfuerzo nominal ingenieril, σ , en un ensayo uniaxial se define por:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (3)$$

Donde P es la carga aplicada axialmente y A_0 es el área de la sección transversal original.

El esfuerzo verdadero, σ_{verd} , en el mismo ensayo se representa como:

$$\sigma_{\text{verd}} = \frac{P(t)}{A(t)} \quad (4)$$

Donde $P(t)$ y $A(t)$ son los cambios instantáneos de la fuerza y área transversal respectivamente.

La Figura 2.4 muestra en forma esquemática curvas típicas de esfuerzo en función de la deformación unitaria; cómo se puede observar, el esfuerzo verdadero (línea roja) y de ingeniería (línea azul) son iguales hasta ciertos valores de deformación unitaria, una vez alcanzado un valor de deformación unitaria, las curvas comienzan a separarse y el esfuerzo verdadero es mayor al de ingeniería después de este punto, debido al hecho de que durante el ensayo de tensión el área transversal disminuye progresivamente.

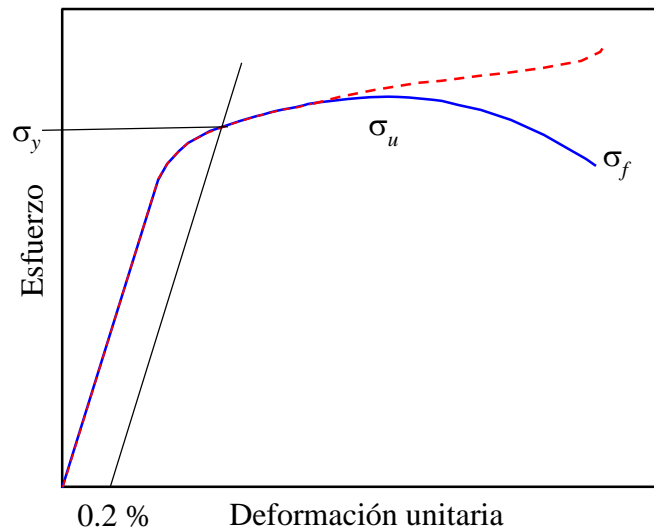


Figura 2.4. Diagrama esquemático de la curva resultante de un ensayo esfuerzo deformación donde se ven las curvas de esfuerzo-deformación de ingeniería (azul) y la curva de esfuerzo-deformación verdadero (rojo)

Algunas propiedades que se pueden obtener mediante el ensayo de tensión usando la curva de ingeniería son las siguientes:

- E = Módulo de elasticidad
- σ_y = Esfuerzo de fluencia al 0.2% de desplazamiento.
- σ_u = Esfuerzo último
- σ_f = Esfuerzo de falla
- $\%RA$ = Porcentaje de reducción de área
- $\%EL$ = Porcentaje de elongación

Los valores de σ_y , σ_u , σ_f son usados para indicar la resistencia del material. Los valores como $\%RA$, y $\%EL$ son indicadores de la ductilidad del material. Algunos indicadores en materiales de la capacidad de absorción de energía son relacionados a propiedades como la resiliencia y la tenacidad. La resiliencia es la energía elástica absorbida por el material y es igual al área debajo de la curva esfuerzo-deformación en la zona del área elástica. La tenacidad es la densidad de la energía total absorbida durante la deformación y es igual al área total por debajo del área de la curva esfuerzo-deformación ingenieril [20].

Conforme un cuerpo es sometido a una fuerza, este se deforma, es decir que puntos dentro del cuerpo son desplazados por lo que la deformación es definida en términos de estos desplazamientos. Esto es explicado en la Figura 2.5 donde después de la aplicación de la fuerza, los puntos iniciales de la línea AB de longitud inicial l_0 se mueven a la posición de la línea A'B' con nueva longitud l . El estado de deformación existe cuando $l_0 \neq l$.

La deformación por unidad de longitud (e) está relacionada únicamente al cambio en longitud de un cuerpo y se define como [21]:

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (5)$$

Donde l_0 es la longitud calibrada inicial (original), l es la longitud calibrada final y Δl es el cambio en la longitud dado por $l - l_0$. Esta deformación es conocida como deformación unitaria de ingeniería o ingenieril.

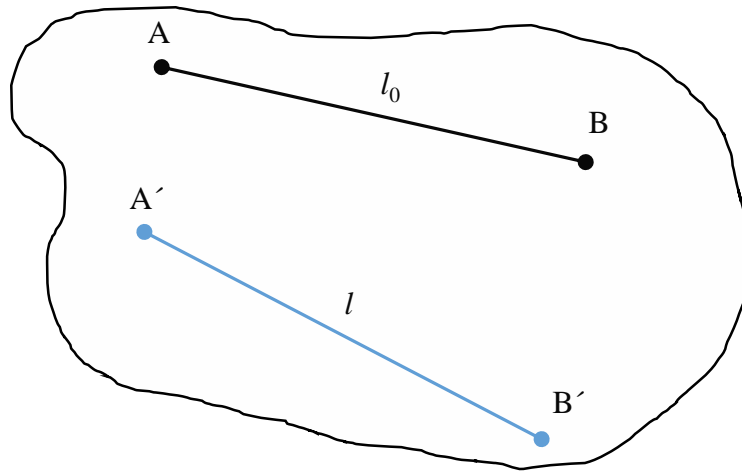


Figura 2.5. Efecto de la aplicación de una fuerza en la traslación, rotación y extensión de una línea de puntos.

Otra forma de medir la deformación fue definida por Ludwik es la deformación verdadera, ε , proponiendo la siguiente ecuación:

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \rightarrow \varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (6)$$

Como se explicó anteriormente, cuando la deformación es muy pequeña (e , $\varepsilon \ll 1$), la deformación unitaria verdadera y la de ingeniería son iguales hasta ciertos valores $e = \varepsilon$.

2.16 Los parámetros de la curva esfuerzo deformación

La ley de Hooke es una descripción matemática de mediciones experimentales en un cuerpo sometido a fuerzas, donde el esfuerzo y la deformación son directamente proporcionales, esta es una ley empírica que describe las propiedades elásticas de un sólido basadas en la suposición de deformaciones muy pequeñas. En términos de deformación unitaria está definida como:

$$\varepsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (7)$$

Donde σ es el esfuerzo elástico y E es el módulo elástico.

En el diagrama esfuerzo-deformación existe también una región donde hay un comportamiento no lineal, conocida como deformación plástica o inelástica, la cual, resulta en la deformación permanente del espécimen. Para muchos metales, la parte curva (no lineal) del diagrama *esfuerzo-*

deformación, antes de que se alcance el esfuerzo último es conocida como *endurecimiento por deformación* el cual es el aumento en la resistencia a la deformación al aumentar la deformación. A la representación de la parte no lineal en un gráfico de doble logaritmo se le llama *linearización*, ya que para muchos materiales los datos tienden a ser una línea recta. Para evadir la influencia de la “formación del cuello”, usualmente solo datos que se encuentran entre las áreas del esfuerzo de fluencia y antes del esfuerzo último de tensión, es decir, en la zona de deformación plástica, son tomados en cuenta para así generar las gráficas [22]. La deformación total ε , en un diagrama *esfuerzo-deformación*, está definida por 2 componentes principales; la deformación elástica, ε_{el} , y un componente de deformación plástica, ε_{pl} (aquí se asume que el volumen de la muestra permanece constante).

Una de las ecuaciones para describir la curva esfuerzo-deformación ha sido motivo de diferentes investigaciones para determinar las características de la región plástica son a través una función de potencia como la propuesta por Hollomon para relacionar el esfuerzo verdadero a la deformación verdadera [23]:

$$\sigma = K_H \varepsilon^n \quad (8)$$

Donde K_H se le puede llamar “coeficiente de resistencia” un parámetro de ajuste con las unidades de esfuerzo, n es el exponente de endurecimiento por deformación (la pendiente de la línea recta en escala log-log). Para aplicar esta ecuación los valores de ingeniería deben de convertirse a valores verdadero mediante $\sigma_{verd} = \sigma_{verd}(1 + e)$ y $\varepsilon_{verd} = \ln(1 + e)$. Esta ecuación está limitada a la parte plástica del diagrama.

Otra ecuación describe que ha sido aceptada ampliamente es la ecuación de “Ramberg-Osgood” la cual se representa como [21]:

$$\varepsilon_p = \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (9)$$

Donde K y n_{RO} son parámetros del material. Por lo tanto, la combinación de la deformación elástica y plástica provee la deformación total y está dada de la siguiente manera:

$$\varepsilon_T = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (10)$$

El módulo E es calculado a partir de la pendiente de la parte lineal de la curva esfuerzo-deformación. Los valores n y K pueden ser obtenidas fácilmente de la gráfica $\log(\sigma)$ - $\log(\varepsilon)$. Un ensayo de tensión provee la curva esfuerzo-deformación en términos de deformación unitaria.

Aplicando la linearización de la ecuación (9) tomando los logaritmos, tendríamos que:

$$\log \varepsilon_p = n_{RO} \log \sigma - \log K . \quad (11)$$

La pendiente de la línea recta es n_{RO} , la intercepción con las abscisas es $\log K$ es importante mencionar que $n_{RO} = 1/n$. Es importante mencionar que si los datos no muestran un comportamiento de línea recta, el material no obedece la relación de Ramberg-Osgood [24] Sin embargo se ha reportado que algunos materiales presentan un comportamiento de endurecimiento en dos etapas.

2.17 Ensayo de fatiga

De acuerdo con los estándares ASTM de fatiga y fractura este tipo de ensayos tienen como objetivo principal examinar y evaluar el comportamiento, la susceptibilidad y determinar el grado de resistencia de ciertos materiales que están sometidos a tensión axial, fatiga axial, la fatiga controlada por esfuerzo, tensión de fisura superficial, fisura de fluencia y deformación residual.

La palabra “fatiga” se refiere al comportamiento de un material cuando es sometido a acciones repetitivas de esfuerzo o deformación. La fatiga se define de acuerdo con la ASTM como:

“El proceso de un cambio progresivo, estructural, permanente y localizado que ocurre en un material que está sujeto a condiciones que producen esfuerzos y deformaciones constantes en un punto o puntos que conllevan una grieta o fractura completa después de un número determinado de fluctuaciones.”

Las fallas por fatiga en los componentes se dan casi siempre repentinamente, sin advertencias previas, sin embargo, los mecanismos de falla involucrados pueden aparecer desde el inicio del uso de la estructura o componente. Es importante hacer énfasis en palabras clave para entender la falla por fatiga, por ejemplo:

- “*Progresivo*” implica que el proceso de fatiga ocurre durante un periodo de tiempo o uso.
- “*Localizado*” implica que el proceso de fatiga opera en áreas locales, en vez de a lo largo o el componente entero, estas áreas locales pueden tener esfuerzos y deformaciones mayores

debido a diferentes factores, tales como, transferencias de carga externa, cambios en geometría, diferencias de temperatura, esfuerzos residuales o imperfecciones en el material.

- “*Permanente*” implica que, una vez que la estructura cambia debido a la fatiga, el proceso es irreversible.
- “*Fluctuante*” implica que el proceso de fatiga involucra esfuerzos y deformaciones que son cíclicos por naturaleza y requiere más que una carga, sin embargo, la magnitud y amplitud del esfuerzo y deformación fluctuantes deben exceder los límites del proceso de fatiga para que sean críticos.
- “*Grieta*” es por lo regular una de las palabras mal interpretadas en el tema de la fatiga. La última causa de todas las fallas por fatiga es que la grieta ha crecido hasta un punto donde el material remanente no puede tolerar el esfuerzo o deformación y la fractura ocurre de repente. La grieta tiene que crecer hasta cierto tamaño debido a la carga cíclica. “Fractura” indica la última etapa del proceso de fatiga, es la separación de un componente o una estructura en dos o más partes [20].

2.17.1 Características de la grieta en la superficie

Muchas de las grietas superficiales en el proceso de fatiga tienen características en común, sin embargo, existen también fallas por fatiga atípicas. En la Figura 2.6 se muestran fallas por fatiga comunes. En este caso se tiene una superficie de falla por fatiga en la rosca de un tornillo, el cual no tiene un buen redondeado y los costados muestran diversas marcas en la región baja, por lo que, un maquinado pobre incrementa la concentración de esfuerzos en la región de la rosca, lo que contribuye a la falla por fatiga. Conforme el componente es sujeto a esfuerzos cíclicos, muchas de las grietas iniciales crecen y se unen formando una grieta principal a lo largo de la superficie. Se pueden observar también bandas brillosas y un poco oscuras que son evidentes en la región del agrietamiento por fatiga, estas marcas son generalmente llamadas “marcas de playa” y se deben principalmente a 2 grietas superficiales adyacentes que se abren, cierran y se unen durante la carga cíclica, también la interacción entre una grieta y el ambiente corrosivo que están sujetas a cargas variables tienden a producir distintas marcas de playa [20, 22].



Figura 2.6. Típica falla por fatiga en rosca de tornillo [20].

Usualmente, las fallas por fatiga no tienen deformación permanente visual pero los mecanismos de la nucleación de la grieta y su crecimiento envuelven regiones locales pequeñas de deformación plástica.

Fallas similares como a la mostrada en la Figura 2.6 son fallas de fatiga “típicas” porque muestran las siguientes características:

1. Distintos sitios de nucleación de la grieta
2. Marcas de playa que indican el crecimiento de la grieta
3. Regiones distintas de fractura final.

Las discontinuidades metalúrgicas tales como las inclusiones y microhuecos, que son inherentes en los metales, actúan comúnmente como sitio de nucleación de grietas. La Figura 2.7 es una representación esquemática del patrón que sigue al crecimiento de grieta por fatiga que se encuentre por lo regular en especímenes planos y componentes.

En longitudes de grieta cortos donde la raíz de la grieta en la zona plástica es pequeña el patrón de la grieta es usualmente plano, mientras que la grieta crece la raíz de la grieta en la zona plástica incrementa en tamaño y el plano de la grieta gira a 45° , es decir, el plano máximo de corte.

El modo del crecimiento de la grieta por fatiga en lámina o planchones se da principalmente por el tamaño de la punta de la grieta en la zona plástica relativo al espesor del espécimen. Se ha reportado que el esfuerzo de fluencia, la magnitud de la carga aplicada y el largo de la grieta determinan su comportamiento [25].

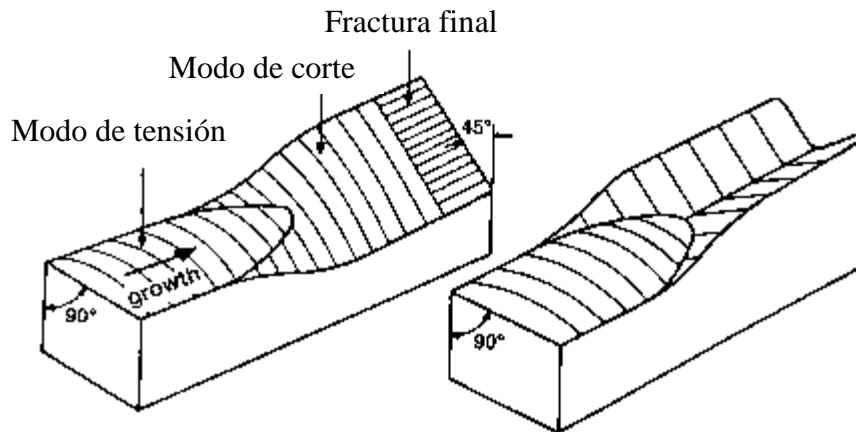


Figura 2.7. Transición del comportamiento de la grieta en la fatiga [20].

Algunas de las características más importantes de la falla por fatiga es el origen de la falla, es decir, el lugar donde la grieta inicia para después crecer lentamente a lo largo de la zona de fatiga, con una tasa de velocidad de aproximadamente 10^{-6} (pulgadas/ciclo de esfuerzo). Durante el crecimiento lento de la grieta se forman diferentes marcas progresivas, las cuales muestran que la grieta ha crecido describiendo como la cara de la grieta se desarrolla a lo largo de la pieza, hasta llegar a un punto donde el material restante se encuentra con un sobreesfuerzo y resulta en una zona de sobrecarga, la zona de la fractura rápida, es la porción de la pieza donde la falla catastrófica final ocurre, esta zona, la mayoría de las grietas resultan en fracturas macroscópicas dúctiles y la tasa de velocidad del crecimiento de la grieta es aproximadamente 0.5 veces la velocidad del sonido en el material. Existen otras 2 características superficiales importantes en las fallas por fatiga, una de ellas son las “marcas de trinquete” (Figura 2.8) las cuales indican que el límite, entre dos planos adyacentes se encuentran entre sí. La presencia de este tipo de marcas de trinquete, indican múltiples orígenes y esfuerzos totales relativamente altos, es decir, son grietas que nuclean en diferentes puntos, se unen y crean diferentes pasos en la superficie de la fractura [22, 24].

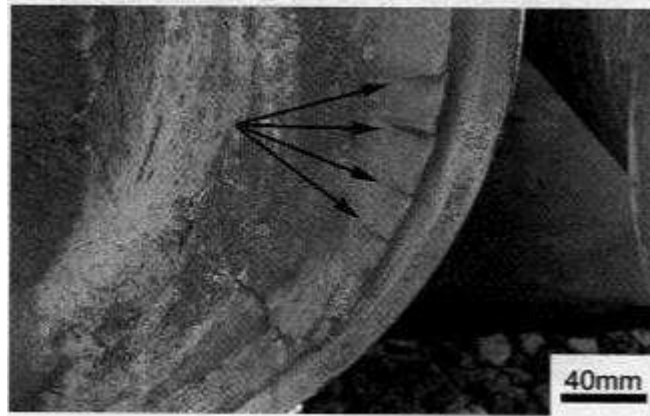


Figura 2.8. Marcas de trinquete señaladas con flechas de una falla por fatiga [24].

Un aspecto importante de la falla es la forma de la fractura, si la concentración de esfuerzos es relativamente insignificante, la cara de la fractura sería primordialmente un casi “plano liso”. Pero si la concentración de esfuerzos juega una parte importante en la razón de la falla, la cara de la fractura será curva en el área afectada por la concentración de los esfuerzos.

La última característica más común en la superficie son las marcas conocidas como “marcas de río”, muestran la dirección de la progresión de la grieta por fatiga. Estas marcas se muestran frecuentemente en secciones de alto crecimiento de grieta, en la zona fatigada como se muestra en la Figura 2.9 [22, 25].



Figura 2.9. Marcas de río en la superficie de las probetas con falla por fatiga [25].

2.17.2 Características microscópicas de la grieta

La aplicación cíclica de una deformación inelástica (plástica o irreversibles) en un metal puede causar cambios continuos hasta que la estabilidad cíclica es alcanzada. Esto quiere decir que el

metal se vuelve más o en su caso menos resistente a la carga aplicada, por lo tanto, el material se endurece o se suaviza.

Este fenómeno se relaciona principalmente a la densidad y arreglo de la estructura de las dislocaciones y subestructura del metal. Las dislocaciones son básicas para el entendimiento de la respuesta mecánica de los metales por lo que es deseable estar familiarizado con los fundamentos de movimientos de dislocaciones. La relación entre dislocaciones y deformación inelástica es típicamente definida por “deslizamiento” lo cual es una deformación cortante en el material. El deslizamiento ocurre en metales con granos individuales por dislocaciones moviéndose a lo largo de los planos cristalográficos [20].

Para materiales que inicialmente son suaves, la densidad de dislocaciones es baja, mientras ocurre una deformación inelástica como resultado de un esfuerzo cíclico, la densidad de dislocaciones incrementa rápidamente. Este incremento en la densidad de dislocaciones conlleva el decremento en la movilidad de las dislocaciones, por lo tanto, si a las dislocaciones se les restringe el movimiento, se dice que el material sufre un endurecimiento cíclico y el esfuerzo de fluencia incrementa en comparación al esfuerzo de fluencia de un ensayo quasi-estático.

Para materiales que inicialmente son duros o han sido endurecidos, un esfuerzo inelástico cíclico causa el re-arreglo de la estructura existente de dislocaciones a una configuración tal que el material tenga una resistencia a la deformación menor, dicha reconfiguración de la estructura de dislocaciones tiende a promover la movilidad de dislocaciones. Por lo tanto, el material se suaviza y el esfuerzo de fluencia es menor al esfuerzo de fluencia de un ensayo quasi-estático. Las discontinuidades metalúrgicas, muescas y microgrietas incrementan el esfuerzo o deformación localizado causando deformación inelástica.

El grado de deslizamiento o grado de deformación cíclica es relacionada principalmente a la estructura cristalográfica del metal, por lo tanto, a la ductilidad del metal. En metales cuando se muestra un comportamiento frágil, las dislocaciones tienden a ser inamovibles por lo que la extensión de los deslizamientos es muy limitada, por otro lado, si los metales muestran un comportamiento dúctil, existe una restricción muy pequeña en la movilidad de las dislocaciones y el deslizamiento es muy amplio.

Por lo que el mecanismo de nucleación de las grietas depende del tipo de metal a considerar, existen pruebas que demuestran que conforme se aumenta el número de ciclos en determinada prueba de fatiga, se aumentan las líneas de deslizamiento y estas líneas o bandas de deslizamiento son las

fuentes para la nucleación de las grietas por fatiga. Muchas de las bandas de deslizamiento pueden ser eliminadas mediante la remoción superficial de una cantidad de material (en el orden micrométrico) mediante un electro pulido, sin embargo, pocas de las bandas de deslizamiento pueden volver a salir y a estas se les denominan “bandas de deslizamiento persistentes”, se ha encontrado que las grietas por fatiga crecen de estas bandas de deslizamiento persistentes [20, 26]. La nucleación preferencial de grietas por fatiga cerca de la superficie se da por el hecho que la deformación inelástica ocurre más fácilmente en la superficie. Además, en situaciones donde hay una carga aplicada, los esfuerzos y deformaciones en un componente o estructura debido a cargas externas son mayores en la superficie. Las grietas por fatiga que nuclean en bandas de deslizamiento locales inicialmente tienden a crecer en un plano donde ocurre el esfuerzo cortante máximo. El crecimiento de las microgrietas está fuertemente influenciado por las características de deslizamiento del material, el tamaño del grano del material y la extensión de la plasticidad cerca de la grieta. Cuando el tamaño de la grieta cerca de la punta, se limita a unos pocos diámetros de grano, el crecimiento de la grieta por fatiga ocurre predominantemente por un proceso de corte. Este comportamiento es usualmente denominado “crecimiento de la microgrieta” [20].

Los progresos de los deslizamientos adicionales se perciben en la proximidad de la punta de las microgrietas primarias. No todas las grietas por fatiga nuclean a lo largo de las bandas de deslizamiento, en realidad en muchos casos las bandas de deslizamiento son indirectamente las menos responsables de la formación de microgrietas. Bajo condiciones de carga por fatiga las grietas pueden nuclear en o cerca de las discontinuidades del material, estas discontinuidades pueden ser inclusiones, partículas de segundas fases, picaduras por corrosión, límites de grano, poros, vacíos y bandas de deslizamiento. A pesar de que las grietas pueden iniciar en una discontinuidad en vez de una banda de deslizamiento, las bandas de deslizamiento tienen un mayor impacto en el límite de la discontinuidad, llevando una deformación localizada mayor que resulta en una microgrieta.

Las microgrietas en metales con comportamiento frágil son comúnmente formadas en inclusiones o huecos y crecen a lo largo de los planos de máximo esfuerzo. En la Figura 2.10 se pueden observar distintos tipos de mecanismos de nucleación de grieta:

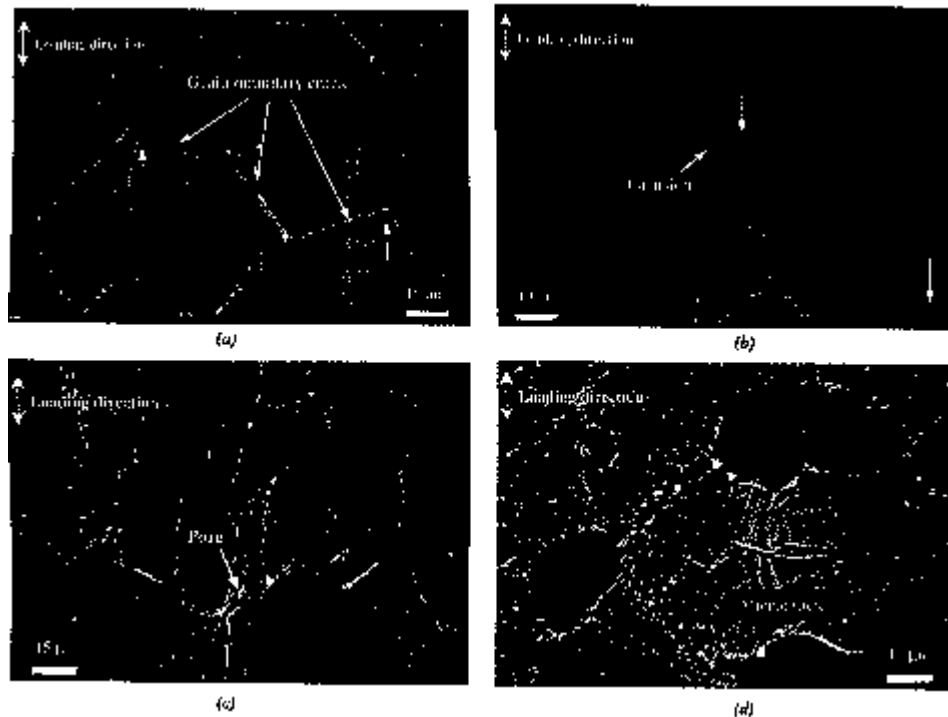


Figura 2.10. Microgrietas de fatiga que nuclean por diversos mecanismos [20].

Las grietas nuclean en límites de grano a temperaturas que exceden el 50% del punto de fusión. A temperaturas moderadas los precipitados en el límite de grano aumentan la resistencia de estas, sin embargo, a temperaturas elevadas estos precipitados reducen su resistencia por lo que el mecanismo de termofluencia domina el agrietamiento en los límites de grano y el crecimiento de grieta puede ocurrir intergranularmente.

Las impurezas que segregan en los límites de grano pueden ser causantes de la fragilización en muchos metales, iniciando la nucleación de la grieta y el crecimiento en límites de grano. Una vez que una microgrieta se presenta y el ciclaje continua, las grietas por fatiga tienden a crecer/coalescer a lo largo del plano máximo del esfuerzo de tensión. Las dos etapas del crecimiento de la grieta por fatiga son: Etapa 1: *modo de corte* y Etapa 2: *modo de tensión*.

La Figura 2.11 muestra el crecimiento de la grieta donde nuclea en la superficie y crece a lo largo de los granos, el crecimiento es controlado principalmente por esfuerzos y deformaciones cortantes, también se observa el crecimiento final de la grieta de una manera de zigzag controlada por el rango de esfuerzo máximo.

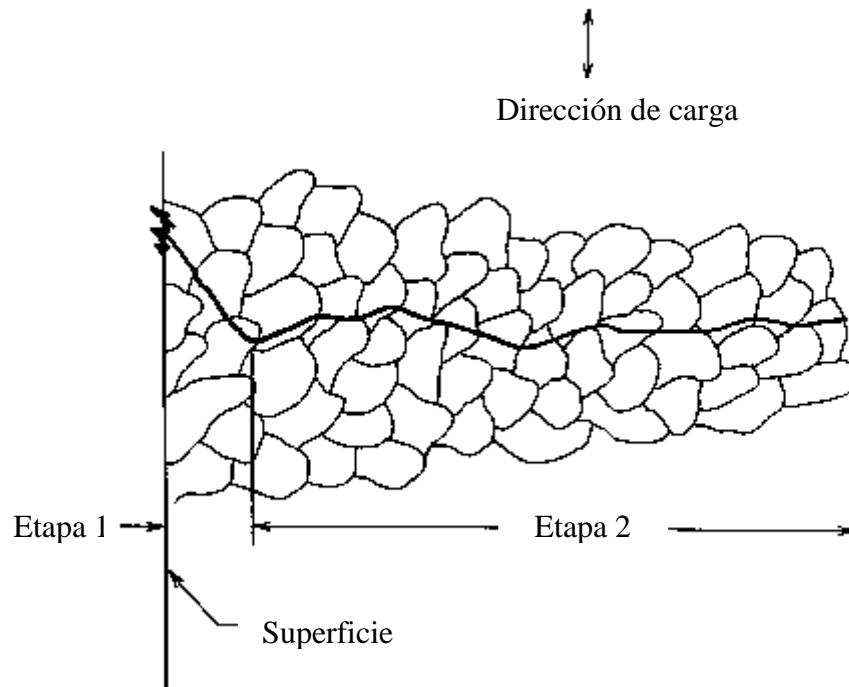


Figura 2.11. Representación esquemática de las etapas del crecimiento de grieta por fatiga [20].

La mayoría de las grietas por fatiga crecen dentro de los límites de grano (transgranular), sin embargo, también pueden crecer a lo largo de los límites de grano (intergranular) dependiendo del material, carga y condiciones ambientales.

Existen 3 mecanismos comunes de crecimiento de grieta por fatiga:

- a) Formación de estrías
- b) Coalescencia de micro huecos
- c) Microclivaje

Los materiales que exhiben un comportamiento dúctil presentan la formación de estrías y coalescencia de micro huecos. Es común confundir las marcas de playa con la formación de estrías, sin embargo, las marcas de playa pueden contener miles de estrías las cuales se pueden observar con aumentos de 1,000X a 50,000X en microscopía electrónica de barrido. Frecuentemente la formación de estrías está dispersa a lo largo de la superficie de la fractura y pueden no verse claramente debido a la acción de cargas repetidas.

La nucleación, crecimiento y coalescencia de micro huecos ocurren durante la deformación plástica. La formación de los huecos es principalmente atribuida principalmente al agrietamiento de intercaras entre partículas precipitadas o inclusiones, por lo que, el tamaño y densidad de los huecos están relacionados a la distribución de las inclusiones y precipitados inherentes en el metal.

El proceso de coalescencia de huecos es considerado un proceso de alta energía y en fatiga usualmente ocurre en altos rangos de crecimiento de grieta. La superficie de la fractura por lo general presenta una apariencia fibrosa.

El crecimiento de grieta por microclivaje es considerado un proceso de baja energía, por lo tanto, es un mecanismo indeseable debido a que es parecido al agrietamiento por inclusiones frágiles. El clivaje o microclivaje conlleva a una fractura a lo largo de planos cristalográficos específicos y es trans-cristalino por naturaleza. La fractura por clivaje es más susceptible en metales teniendo estructuras cristalinas del tipo BCC y HCP. La apariencia de la superficie de la fractura es usualmente brillante debido a la alta reflexión de las facetas planas del clivaje.

Por lo tanto, la fatiga consiste primordialmente en la nucleación de la grieta, crecimiento y fractura final. En general, el proceso de fatiga conlleva la nucleación y crecimiento de una grieta para una fractura final. Las grietas tienden a nuclear a lo largo de las bandas de deslizamiento orientadas en el plano de corte, también pueden nuclear a lo largo de planos de máximo corte seguidos por el crecimiento de una macro grieta a lo largo del plano de máximo esfuerzo a tensión.

Muchos factores afectan las condiciones de fatiga. Algunos de estos son muy complejos; hendiduras y concentradores de esfuerzo, esfuerzos residuales y tratamientos superficiales, carga con amplitud variable, carga multiaxial y torsión, entre otros [20].

En la mecánica de sólidos por lo regular se tiene un modelo metálico, homogéneo, isotrópico y linealmente elástico. A un nivel microscópico, ninguna de estas suposiciones existe y la fatiga es significativamente afectada por la microestructura. Esto incluye la química, tratamiento térmico, tamaño de grano, anisotropía, inclusiones, porosidades entre otras discontinuidades e imperfecciones. Por lo regular, los granos de tamaño fino brindan mejor resistencia a la fatiga en comparación a granos de tamaño más burdos, excepto a altas temperaturas, donde la interacción con termofluencia existe. Los granos finos reducen la deformación localizada a lo largo de las bandas de deslizamiento, reduciendo el total de deslizamientos irreversibles y brinda más fronteras de grano para evitar el agrietamiento transcristalino reduciendo el rango de crecimiento de grieta por fatiga. La anisotropía causada por el trabajo en frío incrementa la resistencia a la fatiga cuando se aplica la carga en la misma dirección del trabajo en frío, debido a la elongación del grano en la dirección del trabajo en frío.

Las inclusiones, huecos o poros actúan como concentradores de esfuerzo, por lo tanto, son comúnmente en donde nuclea la microgrieta por la aplicación de carga cíclica, o se tiende a formar

durante el tratamiento térmico o trabajo en frío. Por cualquiera de las condiciones predichas y discontinuidades, la resistencia a la fatiga se reduce. Controlar con precaución la producción y los procesos de manufactura del acero para minimizar las inclusiones, discontinuidades, porosidades y así tener una buena resistencia a la fatiga.

2.17.3 Factores que influyen el comportamiento S-N

Debido a que la mayoría de las fallas por fatiga se originan en la superficie, la misma, tiene una gran influencia en el comportamiento de la fatiga. Los efectos de la superficie son causados por diferencias en la rugosidad de la superficie, microestructura, composición química, y esfuerzos residuales. Esta influencia será más pronunciada en servicios prolongados de los componentes metálicos sujetos a esfuerzos de fatiga, donde un mayor porcentaje de los ciclos suele estar involucrado con la nucleación de grietas. La generalización de los efectos al rectificar o maquinar las probetas a ensayar son muy difíciles de establecer debido a la gran cantidad de variables envueltas. La Figura 2.12 muestra el factor de superficie K_s , aplicado a materiales con un gran acabado superficial en función al esfuerzo último de tensión y al efecto de la superficie de materiales laminados en caliente, forjados, rectificados y maquinados.

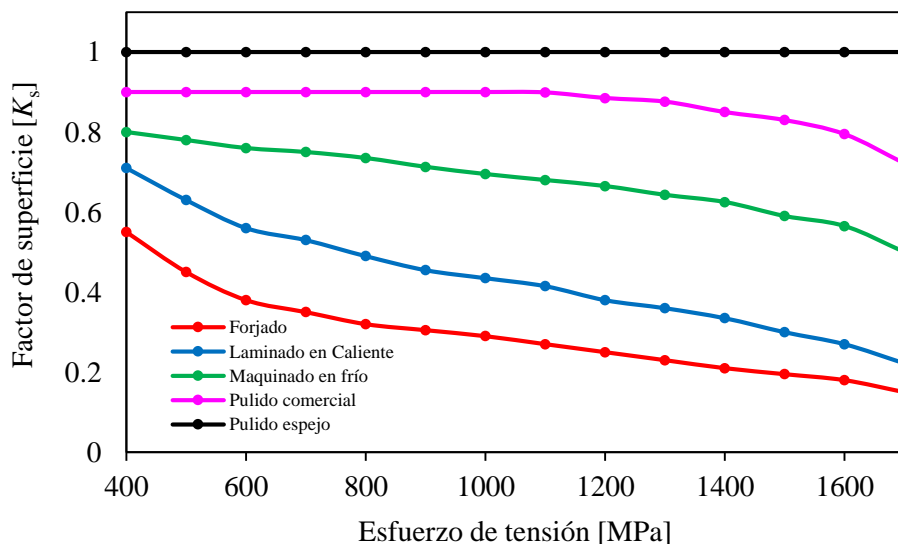


Figura 2.12. Efecto del acabado superficial en la vida a la fatiga [20].

Estos valores deberían ser considerados para estimar los efectos del acabado superficial en los aceros. Basándose en estos factores de superficie, entre más grande sea el esfuerzo último de

tensión, más grande será la degradación de los límites de fatiga. Las reducciones del factor de superficie varían dependiendo del estado del material a fatigar, es decir, para el rango del material con acabado pulido comercial el factor es de 0.9-0.7, para el material maquinado de 0.8 a 0.5, a medida que esfuerzo último de tensión aumenta.

Sin embargo, para los materiales laminados en caliente y forjados muestran un gran decremento en los límites de fatiga con rangos de 0.75 a 0.15. El decremento causado tiene un efecto directo por el acabado superficial del material y por los esfuerzos residuales, además de dos factores muy importantes en relación con la microestructura de la superficie y composición química. Una conclusión obvia es evitar el laminado en caliente y el forjado para condiciones superficiales en áreas que pueden ser sensibles para el daño por fatiga. Esto puede ser logrado mediante la remoción de superficies indeseables mediante rectificado y un buen maquinado.

La influencia de la frecuencia en el comportamiento $S-N$ es complicado debido a los efectos de energía de la temperatura del ensayo, del ambiente corrosivo, de la sensibilidad del esfuerzo-deformación y frecuencia. Temperaturas elevadas y ambientes altamente corrosivos son comúnmente perjudiciales para la resistencia a la fatiga. Las probetas tienden a aumentar la temperatura a altas frecuencias debido al movimiento interno, por lo que, el comportamiento verdadero de fatiga se ve alterado a temperatura ambiente. La generación de calor debido a cargas cíclicas depende en el volumen de la densidad de esfuerzos que el material contiene, por lo que la carga axial en muestras largas producirá más calor que en muestras pequeñas y por lo tanto los efectos de la frecuencia deben ser diferentes dependiendo del caso. Si los efectos de calentamiento son despreciables por técnicas de enfriamiento y a amplitudes de esfuerzo bajas, además de despreciar los efectos de corrosión, entonces, los efectos de la frecuencia pueden ser evaluados. Bajo estas condiciones, usando cargas axiales en especímenes adecuados, el rango de frecuencia de 1 Hz a 200 Hz tiene un efecto muy bajo en el comportamiento $S-N$ en la mayoría de los materiales metálicos. A frecuencias altas o mayores a 200 Hz, en materiales con esfuerzos de fatiga de 106 o 108 ciclos han mostrado incrementos de 0 a 10%. En mayores amplitudes de esfuerzo han ocurrido incrementos pequeños en vida a la fatiga, sin embargo, muchos de estos cambios de vida a la fatiga son similares o tienden a tener una dispersión a una cierta frecuencia. Sin embargo, la parte más importante para disminuir los efectos negativos en la vida a la fatiga es la ausencia de corrosión y el incremento en la temperatura.

2.17.4 El ensayo de fatiga

La nomenclatura usada en el diseño de la fatiga ha sido impuesta sobre la curva de la amplitud del esfuerzo en función del tiempo y se representa con una función sinusoidal como se muestra en la Figura 2.13.

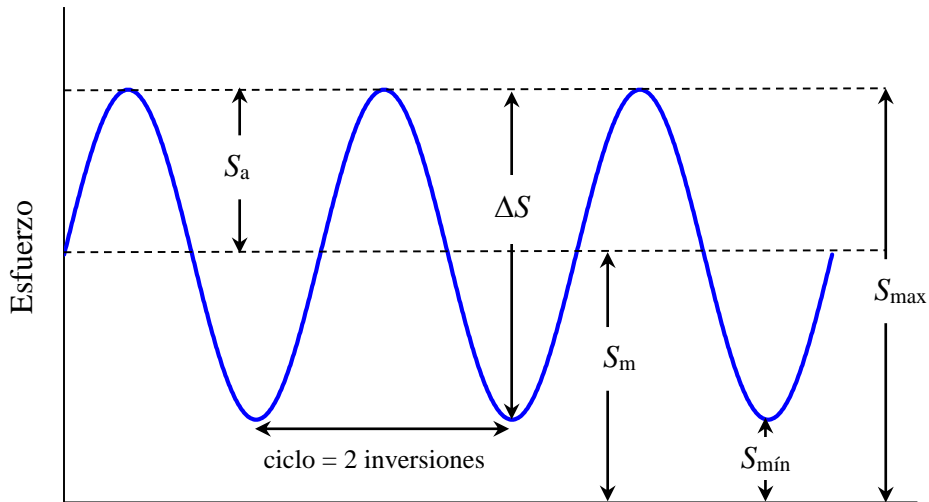


Figura 2.13. Nomenclatura para la amplitud constante de carga cíclica

Donde:

- S_a , esfuerzo alternado,
- S_m , esfuerzo “promedio”,
- ΔS , rango,
- S_{\max} , esfuerzo máximo,
- S_{\min} , esfuerzo mínimo.

Las relaciones algebraicas en estos términos son los siguientes:

$$S_a = \frac{\Delta S}{2} = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (12)$$

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (13)$$

$$S_{\max} = S_m + S_a \quad (14)$$

$$S_{\min} = S_m - S_a \quad (15)$$

El rango de esfuerzo “ ΔS ” es dos veces el esfuerzo alternante. Los esfuerzos de tensión o compresión son tomados algebraicamente como positivos o negativos respectivamente. El rango de esfuerzo R son usados en la literatura de fatiga donde:

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (16)$$

Un valor de $R = -1$ o de $R = 0$ son dos referencias de condiciones de ensayo de fatiga típicamente usadas para obtener propiedades de fatiga. La condición donde $R = -1$, es denominada como totalmente reversible donde S_{\min} es igual a $-S_{\max}$.

Un ciclo de fatiga es el segmento más pequeño de la gráfica esfuerzo vs tiempo y se repite periódicamente.

El daño causado por un ciclo es definido como $D = 1/N_f$ donde, N_f es el número de repeticiones de este mismo ciclos que iguala la vida a la falla. El daño producido por n de estos ciclos es entonces

$$D = \frac{n}{N_f} \quad (17)$$

La Figura 2.14, muestra dos bloques de ciclos de esfuerzo de amplitud constante y la curva S - N correspondiente, con vidas a la fatiga con amplitudes de esfuerzos S_{a1} y S_{a2} indicados por N_{f1} y N_{f2} , respectivamente. El efecto del daño de n_1 ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{a1} se supone que es $n_1 D_1 = n_1 / N_{f1}$ mientras que el efecto de daño n_2 ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{a2} se supone que es $n_2 D_2 = n_2 / N_{f2}$. Similarmente la razón de ciclo, es el daño causado por un numero de n_i ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{ai} es $n_i D_i = n_i / N_{fi}$. La falla se produce cuando la suma de todas las razones se vuelve 1 o el 100 por ciento. La relación expresa la regla de daño lineal, propuesta por Palmgren-Miner.

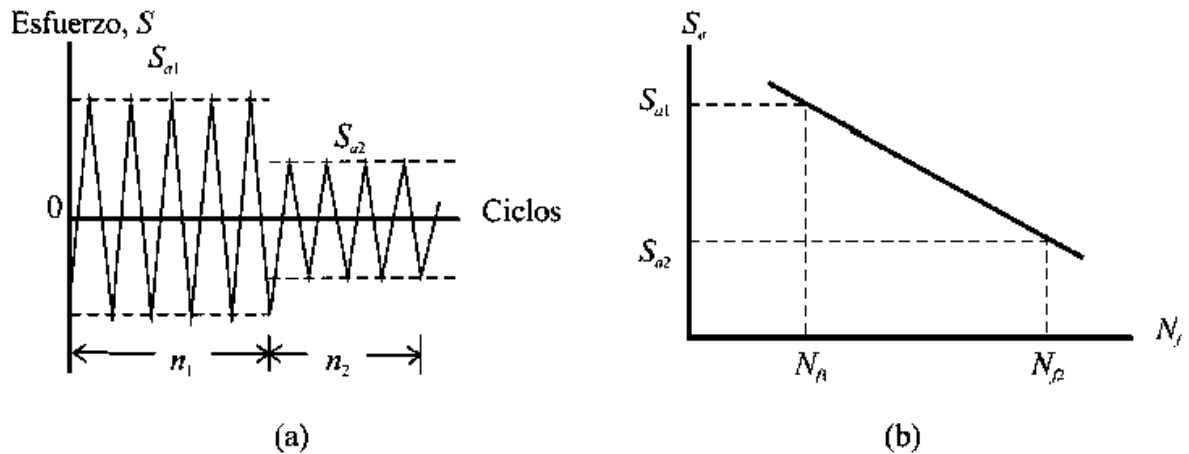


Figura 2.14. Bloques de esfuerzo de amplitud constante y curva S - N ; a) bloques de amplitud constante y b) curva S - N

2.18 Caída de potencial de corriente alterna

La caída de potencial de corriente alterna (ACPD), es una técnica no destructiva utilizada para la medición de corrosión y erosión en pipas, contenedores, recipientes a presión, etc. Otras aplicaciones de la caída de potencial son la caracterización de defectos y el crecimiento de grietas superficiales. El potencial de corriente alterna depende del grosor de la muestra, la permeabilidad magnética y la conductividad de la misma, en inspecciones de caída de potencial (ACPD), es limitada a cierta profundidad en la superficie [27]. Una zapata de prueba de 4 electrodos es utilizada para esta medición, se induce una corriente eléctrica en la muestra a través de un par de electrodos y la diferencia de tensión resultante entre otros dos puntos en la superficie se mide usando un segundo par de electrodos que mantiene contacto con el material, se puede controlar la frecuencia con la siguiente ecuación [28]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{f\pi\mu\sigma}} \quad (18)$$

Donde μ es la permeabilidad magnética, σ es la conductividad del material y f es la frecuencia de la corriente inducida. La medición de la resistividad eléctrica está relacionada con la conductividad

eléctrica y con la separación de las puntas que tienen contacto con el material, por la siguiente ecuación:

$$R_1 = \frac{1}{\sigma \pi a} \left(1 - \frac{1}{\sqrt{2}} \right) \quad (19)$$

Donde R_1 es la resistividad eléctrica, a es la separación de las 2 puntas que inducen la corriente al material y σ es la conductividad eléctrica.

La técnica de caída de potencial de corriente alterna es comúnmente aceptada para el monitoreo de la iniciación y crecimiento de grietas en ensayos controlados de laboratorio. En su forma simple esta técnica se basa en el paso de una corriente constante a través de una probeta y medir con precisión el potencial eléctrico a través de la misma a lo largo del plano de la grieta. Esta técnica tiene muchas ventajas en relación con las mediciones ópticas de longitudes de grieta. Provee una medición total con una capacidad de detectar pequeños incrementos en el crecimiento de la grieta los cuales no se pueden observar a simple vista. Consecuentemente, es de gran ayuda en el estudio de la fatiga y en rangos muy lentos de propagación de grietas [29].

2.19 Ultrasonido

El método de ultrasonido como prueba no destructiva, es una prueba volumétrica, ha sido usado típicamente para la detección de discontinuidades (defectos) en componentes que han estado en servicio durante cierto tiempo.

Las ondas de compresión pueden definirse cuando el movimiento de las partículas de un material está en el mismo plano que la dirección de propagación de la onda. Los tres tipos de ondas tienen fuerzas que unen las partículas entre sí para resistir el aplastamiento o separación (compresión o tensión). En los sólidos, esto es proporcionado por el módulo de elasticidad (E). Los sólidos, también tienen una rigidez que imparte resistencia a las cargas de cizallamiento, este es llamado módulo de corte (G). Cuando las partículas se mueven en un plano perpendicular a la propagación de la onda, este modo se conoce como onda cortante [30].

La Figura 2.15 (a), muestra en forma esquemática un ensayo ultrasónico de inmersión en modo pulso-eco, donde, un pulsador/receptor excita mediante un pulso eléctrico a un transductor el cual por medio de un efecto piezoeléctrico es convertido en una vibración mecánica (onda ultrasónica), la cual se propaga por el medio de acople (agua) y transmite hacia el material, una vez en el material la onda se propaga a través del espesor e interactúa con la microestructura, cuando la onda alcanza la parte inferior de la muestra, se refleja y cambia de dirección 180° para propagarse a través del espesor para transmitirse hacia el agua y ser detectada por el transductor, la onda ultrasónica es convertida en un pulso eléctrico por el transductor y enviado al pulsador/receptor. La señal del pulsador es desplegada en la pantalla de un osciloscopio como una señal de voltaje en función del tiempo. Este tipo de señal es llamada de radiofrecuencia RF.

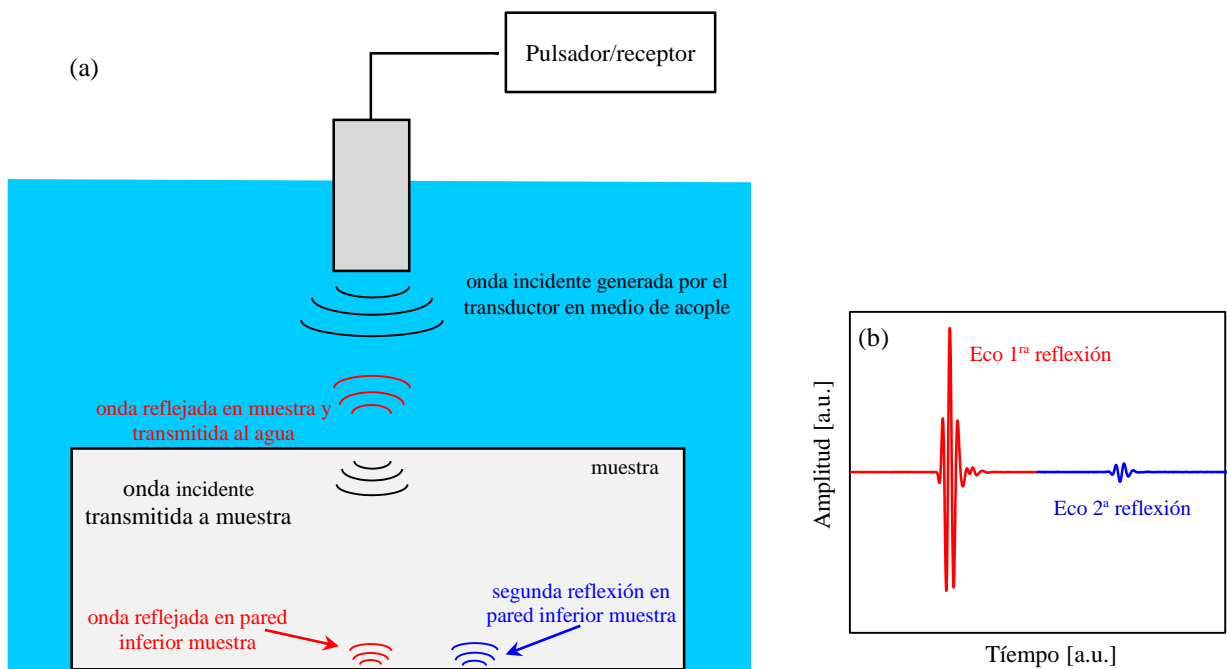


Figura 2.15. a) Representación esquemática de la propagación de ondas longitudinales en un ensayo pulso-eco, b) ecos de RF de la primera reflexión de la pared posterior (rojo) y segunda reflexión de la pared posterior (azul).

La atenuación ultrasónica es causada principalmente por la pérdida en la amplitud de la señal ultrasónica conforme se propaga en el material e interactúa con su microestructura. En metales policristalinos, dicha pérdida se da en los límites de grano, los cuales tienen diferentes orientaciones cristalográficas. Debido a esta diferencia en orientaciones cristalográficas, la onda sufre reflexión/transmisión en la interface y también sufre desviación en su dirección de propagación por lo que la onda se dispersa. La medición de la atenuación debido a la dispersión se presenta

especialmente en los materiales policristalinos y en muchos casos el tamaño de grano es un factor importante. De lo anterior, podemos definir a la atenuación, como la pérdida de la energía de la señal ultrasónica conforme se propaga en un medio. En esencia, la atenuación ultrasónica en materiales se produce principalmente mediante dos mecanismos: i) absorción y ii) dispersión.

En el mecanismo de absorción, la energía mecánica de la onda se convierte en calor a través de viscosidad e histéresis elástica. Esta pérdida de energía es irreversible ya que el calor se disipa por otros medios. En el mecanismo de dispersión, la energía del haz ultrasónico colimado y coherente se convierte en un haz de ondas incoherentes y divergentes como resultado de la interacción del haz con la microestructura del material. La pérdida (L) de la señal ultrasónica está definida como la relación de dos amplitudes de ecos ultrasónicos y se expresa usualmente en unidades logarítmicas base e (Neper) o base 10 (dB):

$$L = \ln \frac{E_1}{E_2} \quad \text{ó} \quad L = 20 \log \frac{E_1}{E_2} \quad (20)$$

Donde, E_1 y E_2 denotan las amplitudes (en volts) de dos ecos consecutivos. La pérdida en la intensidad de onda por unidad de longitud de propagación (espesor de la probeta) es conocida como el *coeficiente de atenuación* (α) y este se relaciona a la pérdida L y al espesor del material d , mediante la siguiente:

$$L = \alpha d \quad (21)$$

Generalmente, el coeficiente de atenuación puede ser descrito en función de los dos mecanismos de pérdida descritos anteriormente como:

$$\alpha = \alpha_{\text{absorción}} + \alpha_{\text{dispersión}} \quad (22)$$

Donde $\alpha_{\text{absorción}}$ es el coeficiente de atenuación por absorción y $\alpha_{\text{dispersión}}$ es el coeficiente de atenuación por dispersión.

El coeficiente de dispersión es la pérdida dominante en materiales como los metales policristalinos y los materiales cerámicos, en este caso, la absorción puede ser despreciada, en otros materiales como los polímeros y los fluidos la pérdida por absorción es dominante, y la pérdida por dispersión es despreciable.

En la configuración de pulso-eco, el coeficiente de atenuación α se calcula a partir de dos ecos consecutivos de la pared posterior, en el dominio del tiempo los cuales, en algunas ocasiones se analizan en el dominio de la frecuencia; esto se hace al aplicar la Transformada Rápida de Fourier (FFT por sus siglas en inglés) a las señales de la reflexión del primer eco ($E_1(\omega)$) y la reflexión del eco consecutivo ($E_2(\omega)$), utilizando la ecuación [26]:

$$\alpha(\omega) = \frac{20}{d} \log \left[\frac{F(\omega) D_1}{B(\omega) D_0} R^2 \right] \quad (23)$$

Donde d es la distancia de propagación, D_1 y D_2 son la corrección por difracción del haz ultrasónico $\omega = 2\pi f$ es la frecuencia angular, f es la frecuencia del transductor y R es el coeficiente de reflexión de la interfase agua-muestra. La atenuación ultrasónica de ondas longitudinales puede ser sensible al cambio microestructural que ocasiona la acumulación de daño por fatiga, por lo cual, las técnicas de caracterización ultrasónica mediante medición de atenuación, se han propuesto para detectar este tipo de cambio microestructural [26].

2.20 Estado del arte

Strubbia y colaboradores [4] investigaron la nucleación y crecimiento de grietas en aceros inoxidables dúplex de baja aleación mediante fatiga con bajos ciclos y fatiga con altos ciclos. Determinaron los sistemas de deslizamiento y los factores de Schmit asociados. Independientemente del régimen de la fatiga, es decir, ciclos bajos de fatiga o altos ciclos de fatiga (LCF, HCF por sus siglas en inglés) la nucleación de las microgrietas se da a lo largo de los granos de ferrita. Sin embargo, durante la fatiga con bajos ciclos, en los límites de grano la propagación de la micro grieta des-acelera debido a la dureza de las fases que constituyen el material y la dependencia de la movilidad de la dislocación de tornillo en la fase ferrítica sobre la velocidad de deformación y la magnitud de esfuerzos [4]. La Figura 2.16 muestra la nucleación de la grieta a lo largo de la fase ferrítica.

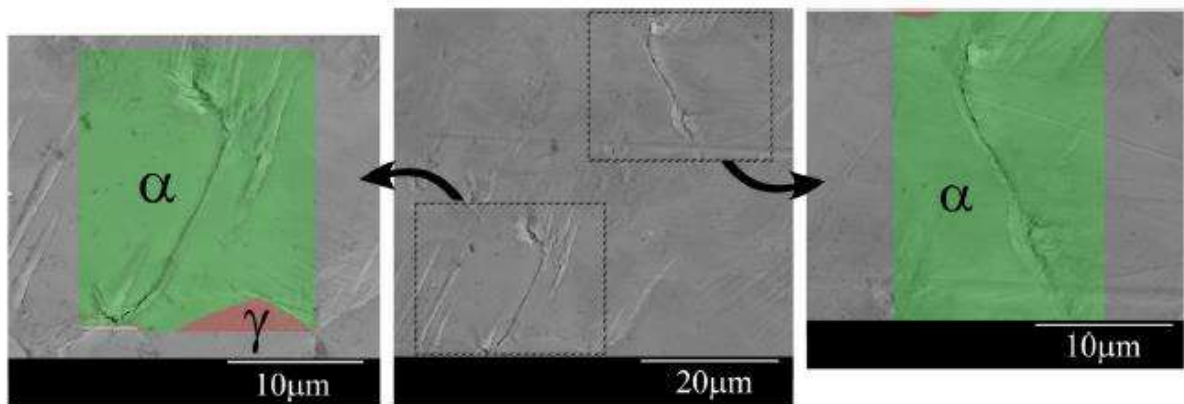


Figura 2.16. Imagen de MEB que muestra la nucleación de una grieta a lo largo de la fase ferrítica [4].

La deformación plástica es principalmente causada por la fase ferrítica durante la fatiga de altos y bajos ciclos, un hecho atribuido principalmente a su menor dureza en comparación a la fase austenítica, lo cual explica la nucleación de las grietas a lo largo de los granos ferríticos.

Por otra parte Ruiz y colaboradores [31] caracterizaron y evaluaron mediante técnicas ultrasónicas la soldadura de un AIDBA 2101. Encontraron que la amplitud de la onda longitudinal ultrasónica es significativamente afectada por la recrystalización de la microestructura causada por las pasadas múltiples de soldadura. El incremento en el coeficiente de atenuación de las ondas ultrasónicas fue detectado y relacionado a los granos de ferrita más gruesos mientras que en las zonas de recrystalización con granos intergranulares de austenita producen una reducción considerable en el coeficiente de atenuación, se puede mostrar en la Figura 2.17, la relación entre la microestructura

de la soldadura y la atenuación ultrasónica que conlleva. Mediante la evidencia experimental, los autores concluyeron que las mediciones de atenuación ultrasónica pueden ser usadas como un método de evaluación no destructiva para valorar la microestructura en este tipo de soldaduras.

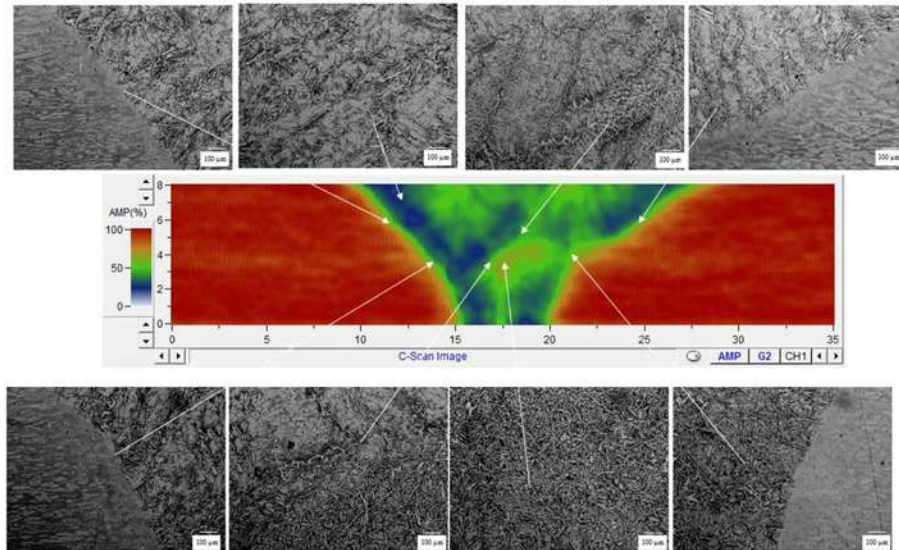


Figura 2.17. Comparación entre imagen C-Scan y micrografías de las diferentes zonas soldadas [30].

Balbi y colaboradores [32] investigaron el crecimiento de la microgrieta y el comportamiento de fatiga de dos tipos de AID 2205, uno en condiciones de llegada y otro con un envejecido a 475°C durante 100 horas. Encontraron que las principales características del daño superficial y el crecimiento de la grieta muestran diferencias graduales en relación con la densidad de las grietas, la zona de nucleación y el rango de propagación, en torno a las condiciones térmicas descritas. Sin embargo, la vida a la fatiga es similar. En el acero con condiciones de llegada, la densidad de las microgrietas es baja, su nucleación se genera en los límites de grano o en partículas de segundas fases, por el contrario, el material envejecido las marcas de deslizamiento aparecen en la fase ferrítica y esta es la zona preferencial para la nucleación de microgrietas (Fig 2.18). La propagación de las grietas se genera en torno a las marcas de deslizamiento en granos adyacentes para una longitud de grieta menor a 100 μm .

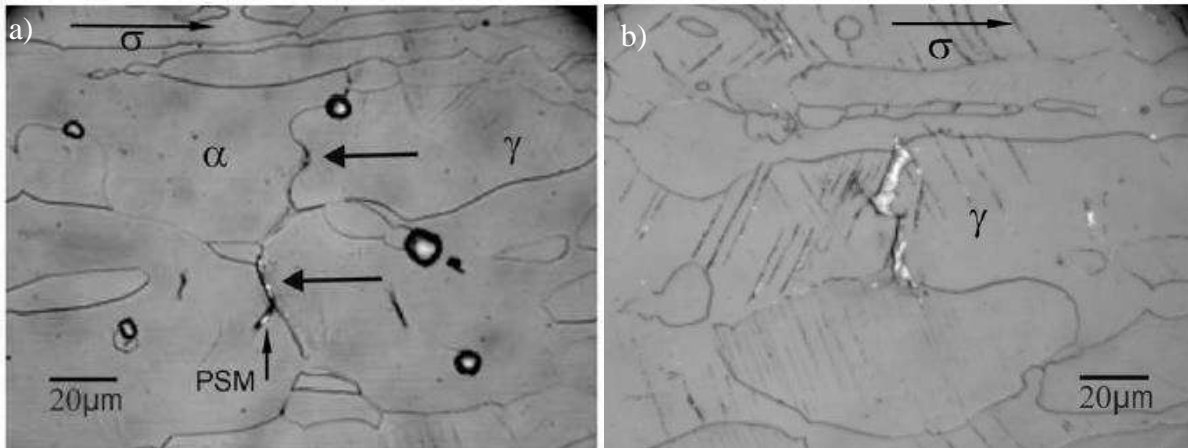


Figura 2.18. a) Material en condiciones de llegada y b) Material envejecido [31].

Mediante técnicas de medición de atenuación ultrasónica, Kang y colaboradores [33] caracterizaron el efecto de los huecos resultantes del fenómeno de fatiga en diferentes muestras del material Al-6061 y estudiaron la relación que existe entre el daño por fatiga y la atenuación ultrasónica.

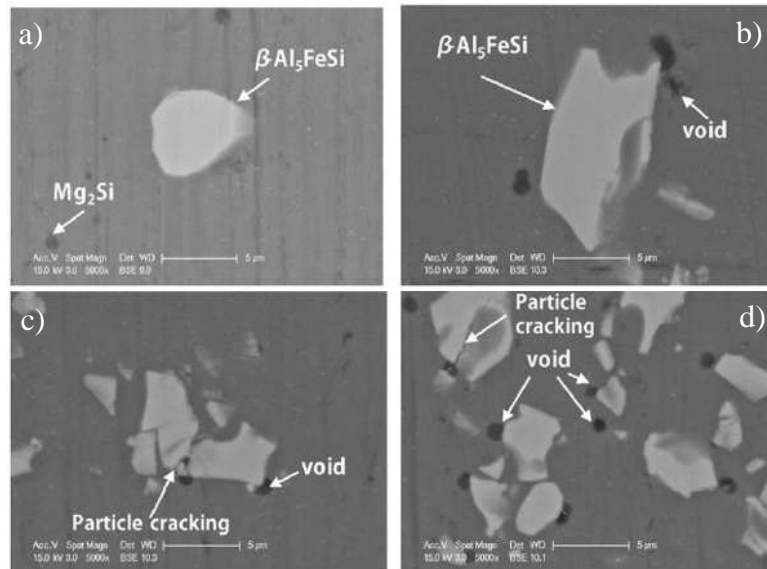


Figura 2.19. Micrográficas del MEB que muestra los huecos en las probetas fatigadas a diferente vida a la fatiga a) 0%, b) 55%, c) 75% y d) 85% [32].

Encontraron que para diferentes relaciones de daño por fatiga D , su material presenta cambios microestructurales que son la causa principal por las que la probeta falla; por ejemplo, entre los daños caracterizados, los mecanismos de agrietamiento en partículas dan inicio a la nucleación y

coalescencia de microhuecos como se observa en la Figura 2.19. Además, mediante imágenes c-scan, los autores relacionan la atenuación ultrasónica con los diferentes cambios que tiene el material y que son asociados al fenómeno de fatiga Figura 2.20.

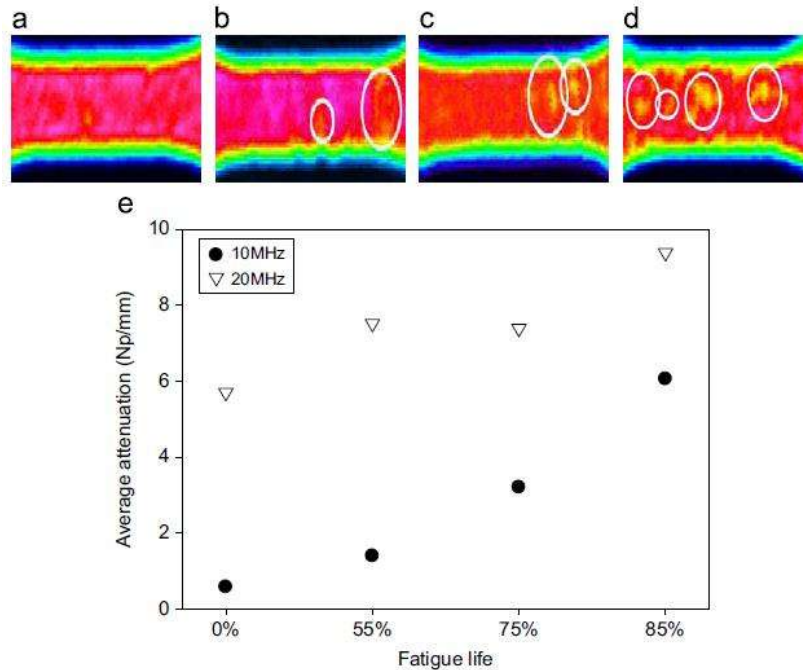


Figura 2.20. C-scan tomada con un transductor de 10 MHz de probetas fatigadas a) 0%, b) 55%, c) 75% y d) 85% de vida a la fatiga y e) medición de la atenuación promedio [32].

Por otra parte Briones y colaboradores [34] investigaron el efecto de la acumulación del daño por fatiga en dos diferentes tipos de soldadura, donde unen dos materiales disímiles Al-6XN y un acero inoxidable 316L mediante el proceso GMAW con diferentes aportes de calor. En los resultados experimentales encontraron que en la caracterización microestructural de las juntas soldadas se presenta un cambio en el tamaño de los granos dendríticos e interdendríticos dependiendo del calor de aporte. La Figura 2.21 muestra las curvas completas observándose el comportamiento mecánico antes y después de la acumulación del daño por fatiga. Las muestras sin daño tienen una reducción del esfuerzo último de 60 MPa para la probeta de alto aporte térmico que se debe principalmente a lo largo de las dendritas y a lo largo del espaciamiento de las interdendritas en la zona de fusión. Se puede observar que la acumulación del daño por fatiga afecta la ductilidad de las probetas soldadas con bajo aporte térmico, por ejemplo, la probeta con 25% de daño, su ductilidad disminuye un 20%, además conforme el daño incrementaba, la resistencia disminuye con daños por fatiga del 50% y 75%, también la elongación disminuye un 12% en comparación a las probetas

sin daño. Por lo que se puede decir que, principalmente encontraron que la acumulación de daño por fatiga cambia la respuesta mecánica en las juntas soldadas cuando están sometidas a ensayos de tensión, por ejemplo, las probetas que estaban siendo sometidas a tensión fracturaban principalmente en el metal base del 316L independientemente del calor aportado, sin embargo, las probetas con daño por fatiga que fueron sometidas a un alto calor de aporte fracturaban en el cordón de soldadura. La acumulación de daño por fatiga cambia la forma de la transición del material de elástico a plástico e incrementa el esfuerzo de fluencia para ambos casos de aporte térmico.

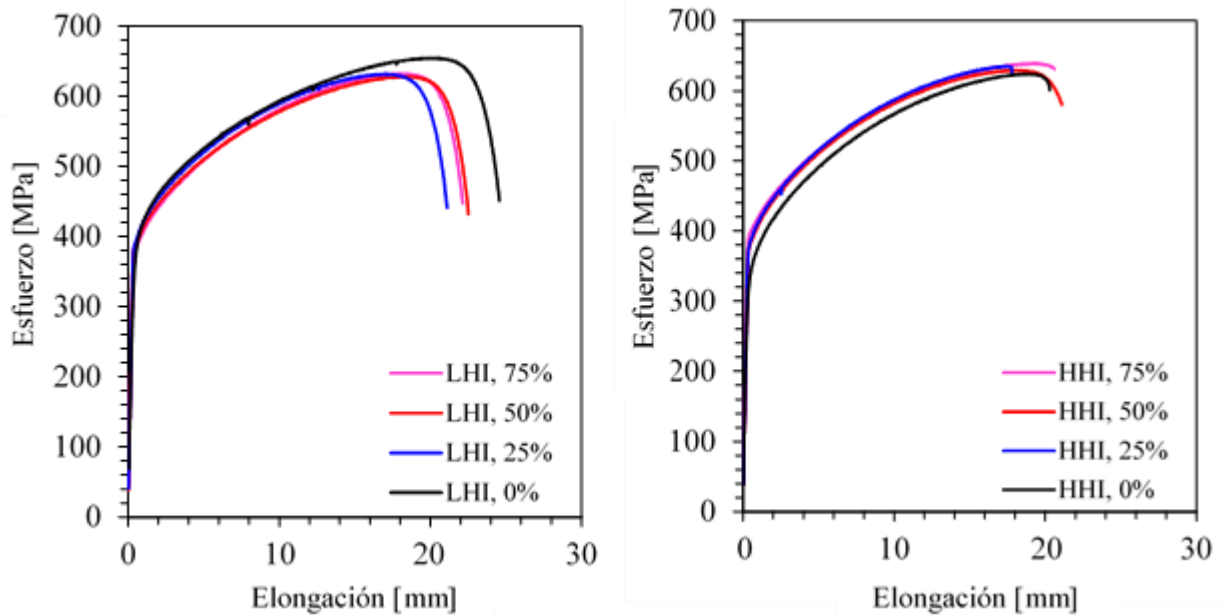


Figura 2.21. Curvas esfuerzo-elongación para especímenes con 0%, 25%, 50% y 75% de acumulación de daño. a) bajo aporte térmico y b) alto aporte térmico [25].

CAPÍTULO III METODOLOGÍA

3.1 Preparación de las muestras

Con el propósito de determinar el efecto de la acumulación de daño por fatiga en las propiedades mecánicas de la unión soldada, el material utilizado en el presente trabajo fue una placa de acero inoxidable dúplex 2101, con las siguientes dimensiones: 25 mm × 43 mm × 12.7 mm. Para las mediciones de atenuación se soldó una placa de acero inoxidable dúplex 2101, con las siguientes dimensiones: 25 mm × 43 mm × 6.35 mm. La composición química reportada por el fabricante es mostrada en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del material base [% peso].

Fe	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu	Co	N
70.45	0.021	21.50	1.62	0.29	4.77	0.66	0.023	0.001	0.36	0.04	0.22

El electrodo empleado para la unión de las placas fue electrodo para el proceso GMAW 2209 de 1.2 mm de diámetro y con composición química según la AWS A5.9 es la siguiente:

Tabla 2. Composición química del electrodo según la AWS (% peso).

Fe	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu	N
balance	0.03	21.5	9.0	3.10	1.3	0.51	0.03	0.01	0.06	0.08-0.20

El material base cuenta con un contenido de níquel menor al del material de aporte. El níquel es un elemento estabilizador de la austenita por lo que el mayor contenido de níquel del electrodo tiene el propósito de garantizar un buen contenido de austenita después de la solidificación de la pileta de soldadura. Para realizar la unión soldada se cortaron 4 placas de acero inoxidable dúplex 2101, todas cortadas en el sentido de la laminación. El corte se llevó a cabo con una sierra cinta que utiliza lubricante para evitar el sobrecalentamiento y la posible afectación de la microestructura. Para la preparación de la junta, se hizo un biselado en V con abertura de 30° para los dos tipos de probetas, el talón de raíz fue de 2 mm y una separación de raíz de 3 mm. en las probetas con el espesor de 12.7 mm. Para las probetas con un espesor de 6.35 mm, se utilizó una separación de 1.5 mm para realizar la junta. Todo esto siguiendo la norma ASME 2010 sección 9.

3.2 Soldadura de placas

Para la soldadura de las dos placas se utilizó el proceso GMAW semi-automático con un electrodo 2209. La máquina usada para la soldadura fue una máquina multiproceso INFRA “multiarc” 452. Se realizaron dos procesos de soldadura de placas con espesores de 12.7 mm y de 6.35 mm. Para el caso de las probetas con espesor de 12.7 mm, la unión se realizó mediante 3 pasadas de soldadura consistentes en una pasada de raíz y dos de cara, estas se realizaron por empuje. Para la soldadura de las placas de espesor de 6.35 mm se realizó mediante 1 pasada de soldadura por empuje. Las variables operativas del proceso de soldadura son: voltaje, velocidad de avance, la velocidad de alimentación del electrodo y el flujo de gas (Ar 98%, N₂ 2%) fueron constantes mientras que el amperaje variaba.

Como medida de seguridad, se verificó que el lugar de soldadura fuera adecuado para llevar a cabo el proceso de soldadura y así evitar problemas relacionados al proceso de soldadura, se verificó que la velocidad del alimentador del alambre fuera la correcta, que la salida del flujo de gas y la velocidad de avance estuvieran bien configuradas y calibradas. Finalmente, para garantizar la seguridad del soldador y de las personas de alrededor se usaron caretas, guantes de carnaza, lentes de protección, camisola y escafandra.

Cabe destacar que para evitar que las placas se distorsionaran por efecto del calor de la soldadura, estas se fijaron de las orillas a una placa base de acero al carbono lo cual no origina cambios ni deformaciones en el área a estudiar del cordón de soldadura. Después de tener la máquina y los parámetros listos se procedió a realizar dos soldaduras de práctica primeramente con una placa de acero al carbono, después con una placa de este LDX 2101; esto con el fin de ajustar los más mínimos detalles para tratar de tener una soldadura libre de defectos. Después de observar las soldaduras de práctica, las variables finales operativas del proceso fueron las siguientes:

Tabla 3 Variables operativas del proceso GMAW para soldadura de placas de acero LDX 2101 con espesor de 12.7 mm.

Número de pasada	Corriente [A]	Voltaje [V]	Velocidad de alimentación del electrodo [mm]	Distancia libre del electrodo [mm]	Flujo de gas (L/min)	Velocidad de soldadura [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
1	180	25	70	10	14.5	3.6	.9375
2	280	27	120	10	14.5	3.6	1.575
3	280	27	120	10	14.5	3.6	1.575

Después de realizar la primera pasada de soldadura en las placas con un mayor espesor, se hizo una limpieza del cordón con el cepillo de alambre para evitar contaminación de la misma. La segunda pasada de soldadura se realizó a una temperatura menor a 80°C con el propósito de reducir el calor aportado y así evitar que la soldadura afecte las características microestructurales del metal base y del cordón de soldadura ya que de no controlarse la temperatura, es posible que la zona afectada térmicamente sea mayor a lo deseado además de que puede presentarse la precipitación de fases indeseables. Se realizó una limpieza de las soldaduras previas para llevar a cabo la tercera pasada de soldadura, teniendo una buena penetración, ninguna porosidad, ninguna señal de agrietamiento o presencia de algún tipo de defecto.

Para el caso de la soldadura de las placas con un espesor de 6.35 mm, esta se llevó a cabo mediante los parámetros descritos en la Tabla 4.

Tabla 4. Variables operativas del proceso GMAW para soldadura de placas de acero LDX 2101 con espesor de 6.35 mm.

Corriente [A]	Voltaje [V]	Velocidad de alimentación del electrodo [mm]	Distancia libre del electrodo [mm]	Flujo de gas (L/min)	Velocidad de soldadura [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
290	22	110	10	14.5	3.6	1.329

3.3 Caracterización metalográfica

Para la caracterización metalográfica se hizo un desbaste mecánico con lijas de agua del número 80 al número 2000. A continuación, se hizo un pulido manual con paño y pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm , para tener un acabado de espejo. Para observar la microestructura en el microscopio óptico se realizó un electro-ataque utilizando una solución de hidróxido de potasio y agua destilada (5 g y 50 mL respectivamente) con voltaje de 6 V, agitación manual y una duración de 40 segundos.

3.4 Pruebas destructivas

3.4.1 Ensayo de tensión

Este ensayo es relativamente simple, este se basa en usar una probeta de algún tipo de material ya sea con sección transversal circular, cuadrada o rectangular la cual se va a someter a una fuerza de tensión uniaxial. Conforme la fuerza va en incremento la elongación de la probeta es medida y grabada. La relación entre el esfuerzo aplicado y la deformación resultante se puede observar

mediante el gráfico de los datos. Se realizaron una serie de ensayos de tensión quasi-estáticos para determinar propiedades mecánicas del material como lo son los esfuerzos de fluencia (σ_y), último (σ_u) y de falla (σ_f). Para ello, se utilizó una máquina servo-hidráulica marca MTS de 100 kN, modelo Landmark, como la que se muestra en la Figura 3.1 a). Para monitorear la deformación unitaria se utilizó un extensómetro marca MTS, modelo 634.31F-24 con una longitud calibrada de 20 mm, el cual es mostrado en la Figura 3.1 b).

Para las probetas de soldadura de placas de 12.7 mm de espesor, los ensayos de tensión axial se realizaron con una velocidad de deformación de 0.005 mm/s y una velocidad de adquisición de datos de 1 Hz, en una probeta soldada sin daño y probetas con acumulación de daño por fatiga con niveles de daño de 90%, 75% y 50%

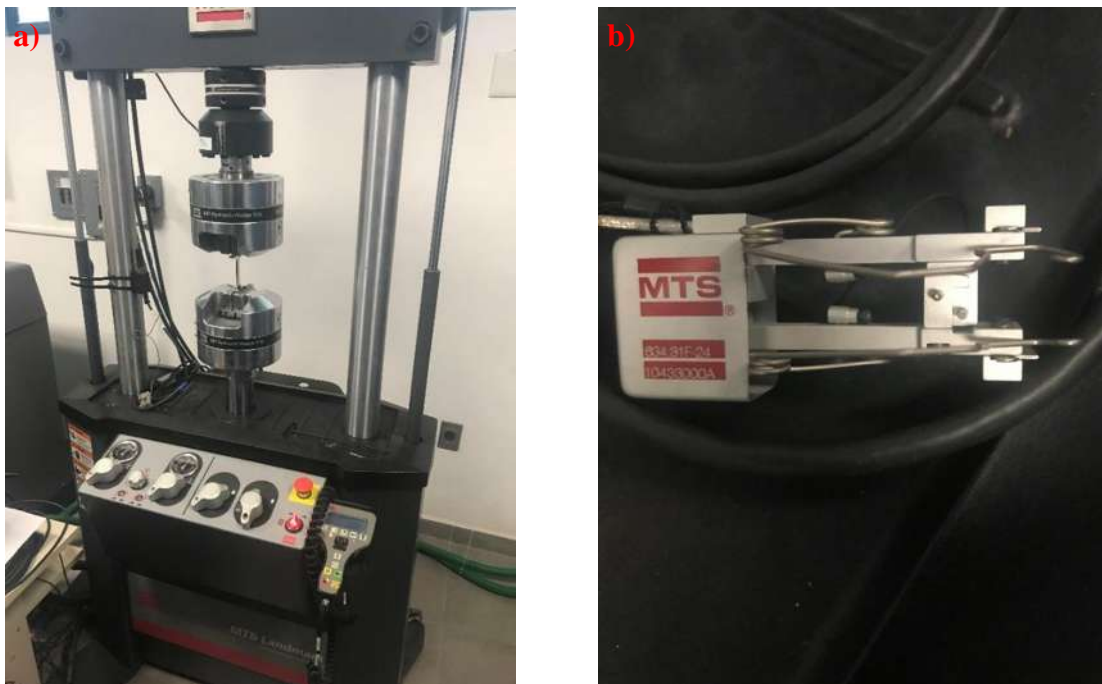


Figura 3.1. a) Máquina universal MTS utilizada para realizar ensayos de tensión. b) Extensómetro utilizado para monitorear la deformación unitaria.

3.4.2 Ensayo de fatiga

Desde la introducción del concepto de acumulación de daño, demasiados modelos se han desarrollado. La primera regla de daño por fatiga propuesta fue el modelo de Palmgren-Miner que se expresa de la siguiente manera:

$$D = \sum \frac{n_i}{n_f} \quad (24)$$

Donde D indica el nivel de daño acumulado en el espécimen, n_i son los ciclos aplicados y n_f son ciclos aplicados hasta la falla de la probeta, bajo un nivel constante de carga. Se asume que la falla ocurre cuando $D = 1$.

La prueba de fatiga de altos ciclos requiere control de carga y que se realice en la parte elástica del material, por lo que es necesario conocer la curva esfuerzo deformación para determinar el esfuerzo de fluencia (σ_y) de la unión soldada sin daño, una vez conocido σ_y , se aplicaron ciclos de fatiga para conocer la vida a la fatiga en probetas maquinadas con las dimensiones indicadas en la Figura 3.2, de la unión soldada de acuerdo con la norma E466-96 de la ASTM Internacional.

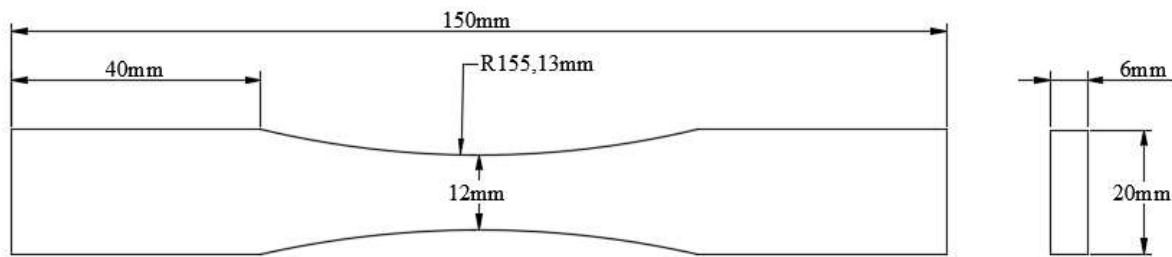


Figura 3.2. Dimensiones de la probeta para fatiga de acuerdo con la norma ASTM E466-96

Una vez conocida la vida a la fatiga, el ensayo de fatiga las probetas fueron pulidas debido a los distintos efectos que el acabado superficial presenta en el comportamiento de fatiga. Se tomó como valor de esfuerzo máximo un porcentaje del esfuerzo de fluencia obtenido con el ensayo de tensión y obtener una relación de esfuerzos, R , de 0.1 a una frecuencia de 15 Hz.

3.5 Técnicas no destructivas

3.5.1 Caída de potencial de corriente alterna

Se realizaron mediciones utilizando la técnica ACPD para determinar la resistencia eléctrica de las probetas, y así generar la conductividad eléctrica del material. Para ello se utilizó una variación del sensor típico con uno de los electrodos colocados en línea recta como se muestra en la Figura 3.3. En este sensor se suministra una corriente eléctrica en electrodos de los extremos y se mide la caída de voltaje en los electrodos internos.

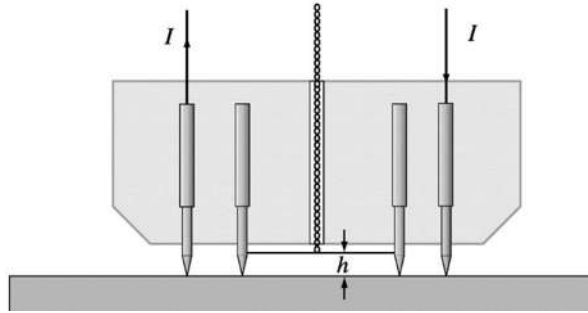


Figura 3.3. Sistema de medición de caída potencial de cuatro puntos utilizada por Bowler. La corriente alterna se aplica a la muestra a través del par exterior de puntos. La caída de potencial se mide entre el par de puntos internos.

En las mediciones de conductividad eléctrica usadas en este experimento, se usó la configuración propuesta por Prajapati y colaboradores [27] donde se utiliza un sensor con electrodos puestos en forma rectangular como se muestra en la Figura 3.4.

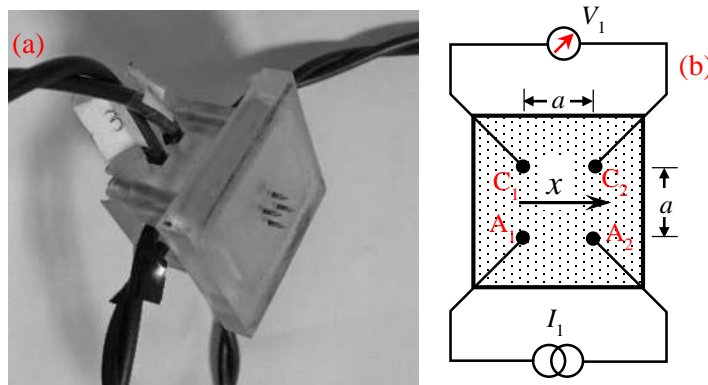


Figura 3.4. (a) Fotografía del sensor con electrodos desplegables y (b) Diagrama esquemático de mediciones de ACPD en la dirección x .

Usando esta configuración se inyecta una corriente de 10 mA en los electrodos A_1 y A_2 y se mide la caída de voltaje en los electrodos C_1 y C_2 . El equipo despliega una pantalla LCD un valor de resistencia eléctrica el cual es usado para calcular la conductividad eléctrica mediante la ecuación:

$$\sigma = \frac{1}{Ra\pi} \left(1 - \frac{1}{\sqrt{2}}\right) \quad (25)$$

Donde σ es la conductividad eléctrica, a es la separación de los 4 electrodos desplegables que inducen la corriente al material, en este caso será de 4 mm y R es la resistencia eléctrica medida

con el equipo. La profundidad de inspección (δ) de la técnica de caída de potencial de corriente alterna se puede determinar mediante la siguiente ecuación:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi\mu\sigma f}} \quad (26)$$

Donde σ es la conductividad eléctrica, μ permeabilidad magnética del material y f la frecuencia de inspección. En el experimento se utilizó un puente de resistencias CA (corriente alterna) marca Stanford Research Systems, modelo SIM-921. Los datos de conductividad eléctrica que se obtuvieron en cada probeta fueron graficados para representar el cambio en la conductividad eléctrica en función al daño por fatiga tomando en cuenta el material base, la zona afectada térmicamente y el cordón de soldadura.

3.5.2 Medición de atenuación ultrasónica

Las mediciones de atenuación se realizaron empleando la técnica pulso-eco con el método de inmersión para generar barridos bidimensionales tipo *c-scan* de las probetas inspeccionadas; con el objetivo principal de evaluar el efecto de la microestructura en la atenuación ultrasónica. La Figura 3.5, muestra el arreglo experimental usado, en donde también se muestra la forma en que la probeta fue colocada en el experimento.

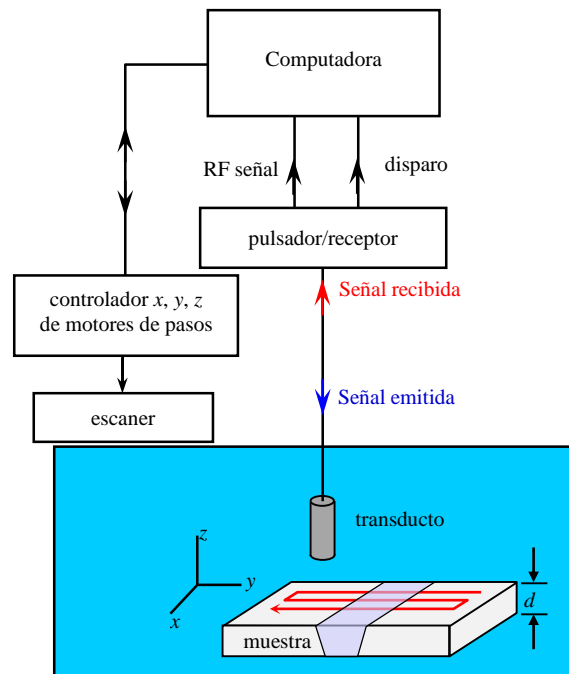


Figura 3.5. Diagrama esquemático de la técnica de inmersión pulso-eco para las mediciones de atenuación ultrasónica.

Para garantizar una incidencia perpendicular del haz ultrasónico a la pieza, el transductor se fijó a un goniómetro (x, y). El escáner (x, y, z) es de la marca MISTRAS se mueve por medio de motores de pasos controlado por el programa UTwin™ instalado en la computadora. La onda ultrasónica se genera cuando el transductor es excitado por un pulsador-receptor marca MISTRAS modelo AD-IPR-1210, utilizando agua como medio de acople, se utilizó un transductor de inmersión marca Panametrics™ de 12.7 mm de diámetro y 10 MHz de frecuencia nominal. Se analizó una muestra sin acumulación de daño, y una muestra con 70 % de acumulación de daño. Se obtuvieron imágenes tipo c -scan de cada muestra utilizando el primer eco y el segundo eco de la pared posterior. Para los cálculos de correcciones de pérdidas (L) es necesario conocer la velocidad de la onda longitudinal (c) utilizando la ecuación:

$$c = \frac{2d}{t} \quad (27)$$

Donde d es el espesor del material y t es el tiempo que tarda la onda en recorrer el espesor (de ida y de regreso) del material. Para medir el coeficiente de atenuación causado por la dispersión de grano con una alta precisión, es necesario extraer de la pérdida total medida por el transductor la pérdida por impedancia acústica y la pérdida por difracción del haz ultrasónico. La pérdida por impedancia (L_{imp}) se relaciona con el coeficiente de reflexión (R) en incidencia normal el cual se calcula a partir de las propiedades acústicas de los dos medios (agua y probeta) con la ecuación 28.

$$R = \frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1} \quad (28)$$

Donde Z_1 y Z_2 serán las impedancias acústicas de medio uno y dos respectivamente, y en el caso del primer y segundo ecos se calcula mediante:

$$L_{imp} = 20 \log_{10} \left(\frac{1}{R^2} \right) \quad (29)$$

Para las pérdidas por difracción, las cuales están asociadas con el ensanchamiento del haz ultrasónico el cual es función de la distancia de propagación en el agua y en la muestra, de frecuencia (f), del radio del transductor (a) y el campo cercano del transductor (N). Estas pérdidas se calculan analíticamente usando la siguiente ecuación:

$$L_D = 1 - e^{-i2\pi/s} \left[J_0(2\pi/s) + iJ_1(2\pi/s) \right] \quad (30)$$

Donde $s = 2\pi z / ka^2$, aquí z es la distancia del transductor a la pieza, a , es el radio del transductor, $k = 2\pi / \lambda$ es el número de onda, J_0 y J_1 son funciones de Bessel del primer tipo de orden cero y uno. La pérdida causada por el material ($L_{material}$) es proporcional al producto de distancia de propagación (d) y el coeficiente de atenuación (α):

$$L_{material} = 2\alpha d \quad (31)$$

Para la pérdida por rugosidad del material se minimiza el efecto al desbaste de la superficie de la muestra con lija de grado 2000. Usando estas ecuaciones, la pérdida total se calcula como:

$$L_{total} = L_D + L_{imp} + 2\alpha d \quad (32)$$

La pérdida total es calculada de las amplitudes del voltaje de las reflexiones del primer eco E_1 y segundo eco E_2 utilizando:

$$L_{total} = 20 \log_{10} \left(\frac{E_1}{E_2} \right) \quad (33)$$

Reacomodando la ecuación 32, para el coeficiente de atenuación:

$$\alpha = \frac{L_{total} - L_D - L_{imp}}{2d} \quad (34)$$

Con la ecuación 34 se calcula analíticamente el coeficiente de atenuación del material.

CAPÍTULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización metalográfica

Para esta investigación se realizó la caracterización metalográfica de las probetas soldadas por una pasada de soldadura, con un espesor de 6.35 mm en el microscopio óptico a distintos aumentos, con el fin de observar la microestructura en el metal base, en la zona afectada térmicamente y en el cordón de soldadura.

En la Figura 4.1 tomada a 500x se muestra la microestructura del acero inoxidable dúplex 2101 el cual está compuesto por 2 fases principalmente; la matriz ferrítica, es decir, la fase ferrita “ α ” (color oscuro) y la fase austenítica “ γ ” (color claro).

Se tiene un porcentaje aproximado de 53% de fase ferrítica y 47% de fase austenítica, además se pueden observar granos alargados debido principalmente al proceso de laminación que se tuvo en el proceso de fabricación. La presencia más elevada de la fase ferrítica en la composición química del material base, es debido principalmente a que los aceros inoxidables dúplex al solidificar y dependiendo de sus elementos aleantes son 100% ferríticos, pero por debajo de la temperatura de la línea *solvus*, se da la transformación a fase austenita.

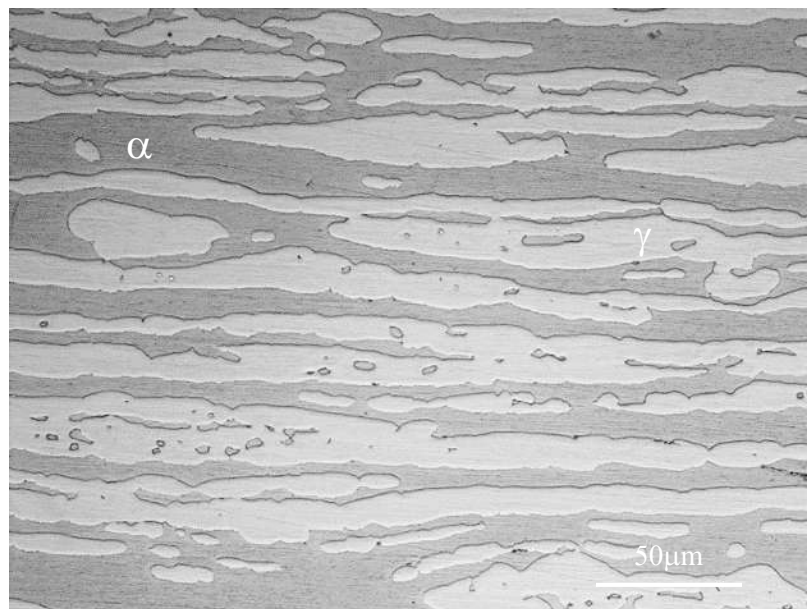


Figura 4.1. Micrografía del metal base a 500X mostrando microestructura característica de los aceros dúplex con granos de austenita (γ) y ferrita (α) alargados en el sentido de laminación.

En la Figura 4.2 se pueden observar micrografías tomadas a 200x, se muestra la secuencia o etapas que tienen los granos austeníticos al entrar en contacto con alta temperatura debido a la soldadura. La Figura 4.2 a) muestra el desprendimiento y fragmentación los granos austeníticos al entrar a la zona afectada térmicamente de baja temperatura. Durante la soldadura, la disolución de la austenita ocurre durante el calentamiento, el crecimiento de grano en la región de la ferrita y finalmente la reformación de la austenita durante el enfriamiento. Los ciclos térmicos de soldadura tienen una influencia decisiva en algunas propiedades, un rango de enfriamiento lento de la soldadura promueve una alta fracción de austenita y pueden formarse granos más grandes.

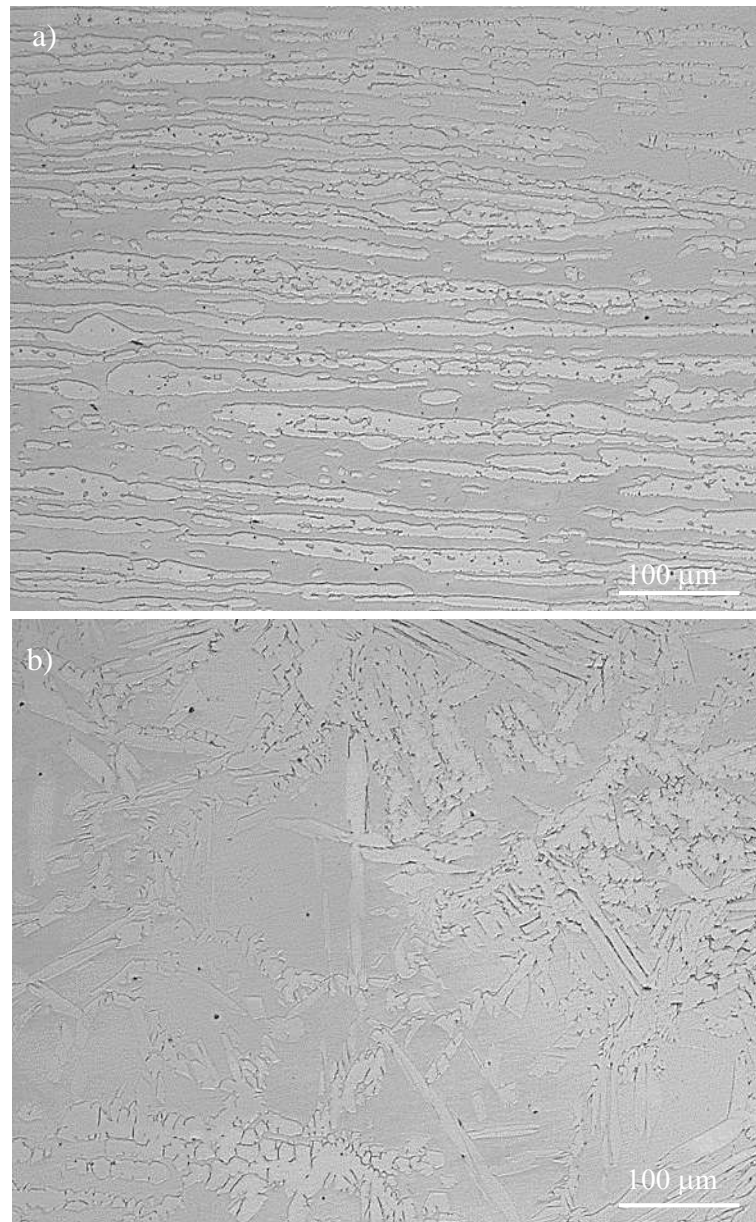


Figura 4.2. Secuencia de la transformación de granos austeníticos.

Sieurin y colaboradores [13] encontraron resultados similares que mostraban el proceso de la formación de granos columnares dendríticos en transición de la zona afectada térmicamente con el cordón de soldadura como en la Figura 4.2.

La Figura 4.3 fue tomada a una magnificación de 100x, donde se puede apreciar la microestructura formada en el cordón de soldadura, la formación de granos columnares dendríticos con un tamaño de grano fino, con una orientación de grano con dirección preferencial a la extracción de calor, bajo condiciones de enfriamiento rápido, tal como se hizo en la soldadura. Se puede observar un aumento en la fase austenítica hasta alcanzar un equilibrio de composición química del 50% y 50%, respectivamente, este ligero aumento se le adjudica a la composición química del material de aporte, el cual es un poco mayor en níquel y también al gas de protección que se administró en el proceso de soldadura.

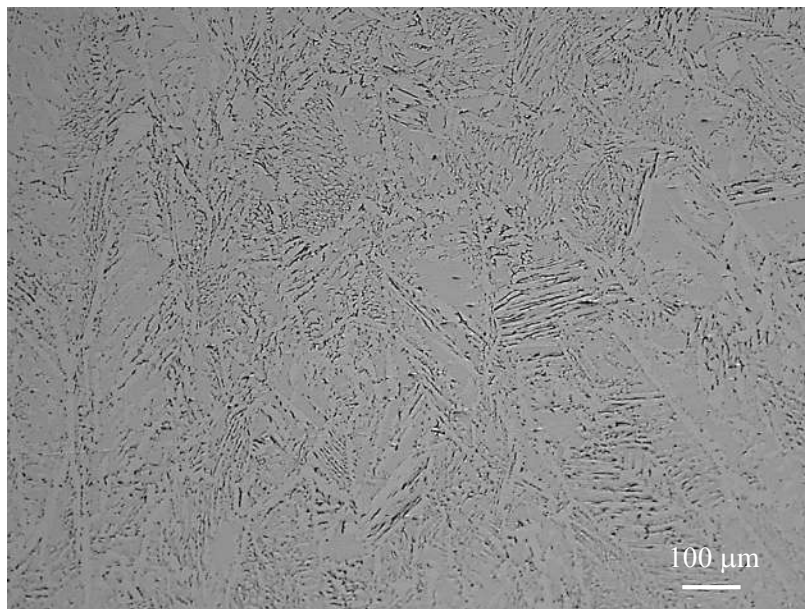


Figura 4.3. Micrografía tomada a 100X del cordón de soldadura.

Se realizó la caracterización metalográfica de las probetas soldadas con 3 pasadas de soldadura, con un espesor de 12.7 mm obteniendo micrografías en el microscopio óptico, con el fin de observar la microestructura en el metal base, en la zona afectada térmicamente y en el cordón de soldadura. La figura 4.4 muestra la microestructura de la interfase entre el metal base/soldadura. La microestructura revela una penetración completa de soldadura con una buena fusión lateral a lo largo de la placa. En el inicio el material base consiste de granos elongados de austenita (color

claro) y ferrita (granos de color oscuro). La microestructura de la línea de fusión en el metal de soldadura consiste en límites de granos austeníticos, austenita intragranular y austenita Widmanstatten, en una matriz ferrítica, además de que no se observaron fases intermetálicas.



Figura 4.4. Micrografía óptica de la interfase metal base/soldadura.

La microestructura del metal de soldadura se ve muy afectada por las multipasadas del proceso de soldadura, tal y como se puede observar en las micrografías ópticas con resolución baja (Figura 4.5) muestra que la microestructura tiende a formar granos de ferrita más burdos con austenita Widmanstatten. Por otro lado, se muestra una microestructura compuesta por granos de austenita intragranular de una manera aleatoria dentro de granos de ferrita debido al refinamiento que existe por el recalentamiento o por las multipasadas de soldadura. Badji y colaboradores [35] encontraron resultados similares para la soldadura con multipasadas, donde encontraron que los diferentes ciclos térmicos producen diferentes morfologías de la austenita tales como i) límite de grano alotriomórfico dentro de la interfase α/α , ii) formas largas de agujas dentro de los granos de ferrita y iii) formas irregulares dentro de los granos de ferrita.

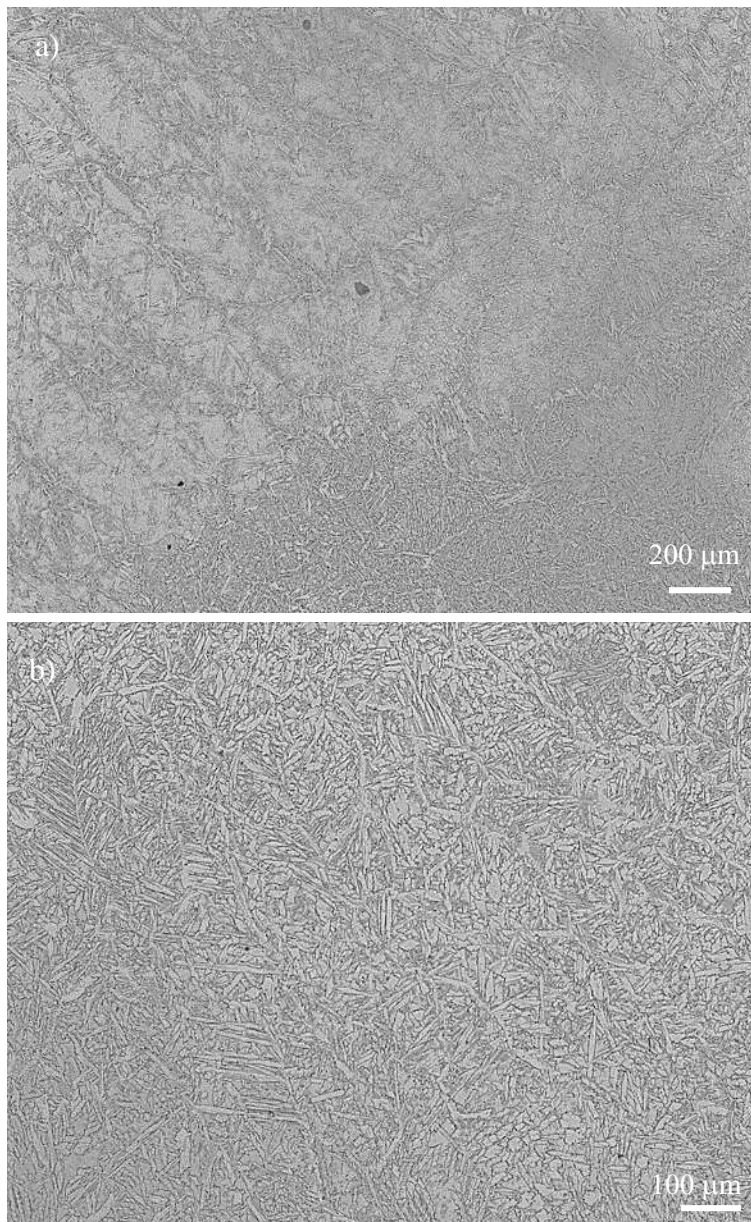


Figura 4.5. Micrografías ópticas de la microestructura a) granos de ferrita y granos de austenita Widmanstatten al centro del cordón de soldadura y b) zona de refinamiento de grano en el cordón de soldadura.

4.2 Ensayo de tensión para soldadura multipasada

Para realizar los ensayos de fatiga es necesario determinar las propiedades mecánicas de la junta soldada (esfuerzo último y el esfuerzo de fluencia), por lo tanto, se realizó un ensayo de tensión quasi-estático las curvas de esfuerzo-elongación y esfuerzo-deformación unitaria se muestran en la Figura 4.6:

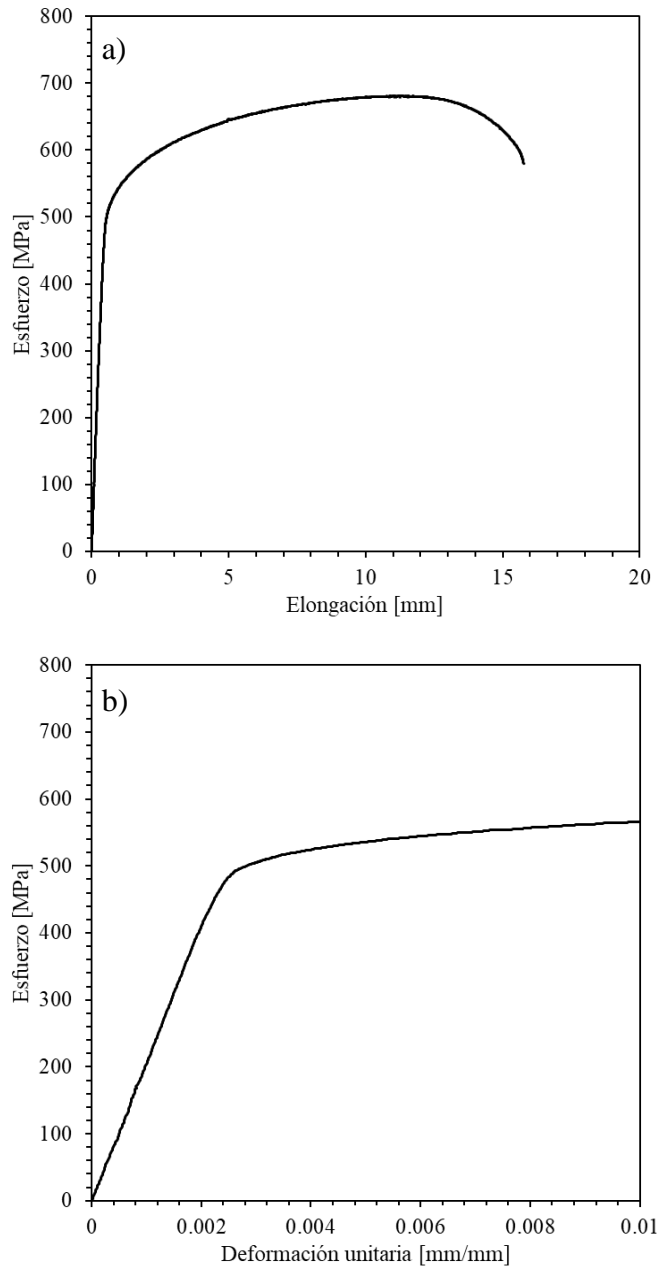


Figura 4.6. Diagramas (a) esfuerzo-elongación y (b) esfuerzo-deformación unitaria de la unión soldada.

En la tabla 5 se comparan las propiedades mecánicas de la unión de acero inoxidable dúplex 2101 con los valores de las propiedades mecánicas que son proporcionados por el fabricante. Se puede decir que la soldadura presenta mejores propiedades mecánicas en comparación del acero inoxidable dúplex 2101. El esfuerzo de fluencia de la unión soldada fue calculado usando el método de desplazamiento al 0.2% (desplazamiento) como se muestra en la Figura 4.7.

Tabla 5. Propiedades mecánicas de acero 2101 en condición de llegada y de la unión soldada.

	LDSS 2101	Junta soldada
Esfuerzo de Fluencia, [MPa]	469	540
Esfuerzo último, [MPa]	688	700

Cuando un material como el AIDBA no tiene un punto de fluencia bien determinado y, sin embargo, sufre grandes deformaciones unitarias después de rebasar el límite de proporcionalidad, se puede determinar un esfuerzo de fluencia arbitrario mediante el método de desplazamiento. Para ello, se traza una recta en el diagrama *esfuerzo-deformación unitaria*, paralela a la parte inicial lineal de la curva, pero desplazada en cierta deformación unitaria estándar, como 0.002 (0.2%). La intersección de la línea desplazada y la curva esfuerzo-deformación unitaria (punto A en la figura) define el esfuerzo de fluencia.

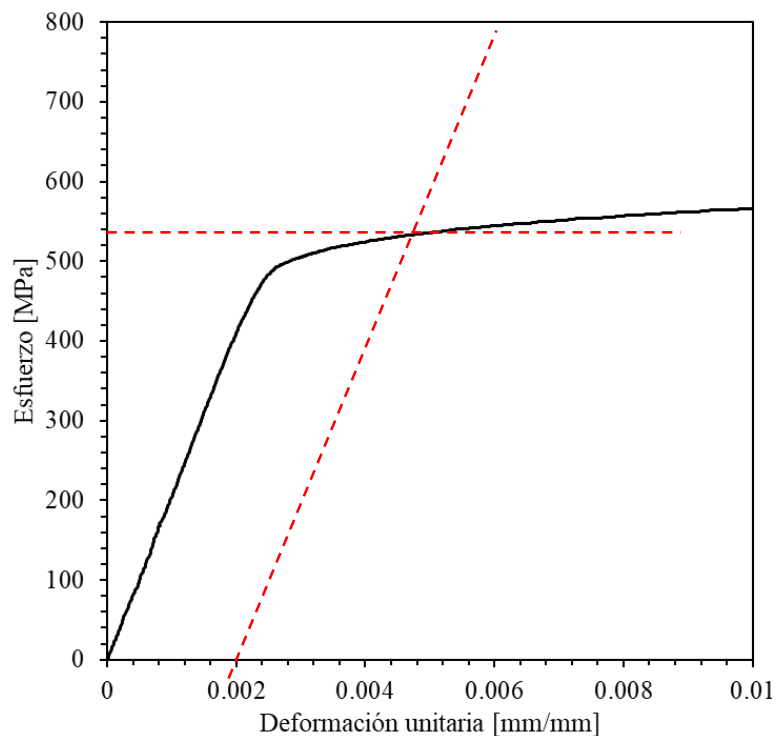


Figura 4.7. Método de desplazamiento para obtener el valor del esfuerzo de fluencia al 0.2%

4.3 Determinación de la vida a la fatiga al 95% de σ_y

Una vez determinado el valor del esfuerzo de fluencia (540 MPa) de la unión soldada, se procedió a acumular daño por fatiga a una probeta de la junta soldada para conocer su vida a la fatiga con un nivel de esfuerzos del 95% del esfuerzo de fluencia, esto con el fin de no exceder el límite

elástico de la probeta. Las características del ensayo de fatiga para encontrar la vida a la fatiga de la unión soldada se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6. Características del ensayo de fatiga para determinar la vida a la fatiga.

Esfuerzo [% σ_y]	A [mm ²]	P_{max} [N]	P_{min} [N]	S_{max} [MPa]	S_{min} [MPa]	S_a [MPa]	# de ciclos a la falla
95	69.09	36,103	3,610.3	522	52	235	877,802

Esta probeta presentó la falla en el cordón de soldadura bajo un número de 877,802 ciclos. La forma de la fractura está representada esquemáticamente en la Figura 4.8, esta fractura se caracteriza por dos zonas, la zona de crecimiento de la grieta, la cual tiene la forma semielíptica, la grieta superficial se inició en una discontinuidad/defecto del metal de soldadura y crece debido al alto número de ciclos aplicados y la zona de fractura.

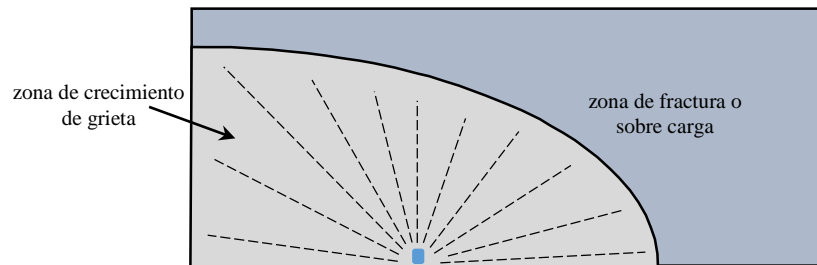


Figura 4.8. Representación esquemática de superficie de fractura de altos ciclos.

La forma y características de la fractura son más evidentes en las micrográficas de MEB de la Figura 4.9 a) tomadas a 25x. En ellas se observa dicha discontinuidad de dimensiones (0.47 mm \times 0.59 mm) en la zona inferior, a partir de esta discontinuidad, la grieta nucleó y creció; en la zona de crecimiento de la grieta, se observan las marcas de río que demuestran la dirección radial de grieta por fatiga. En la Figura 4.9 b) se puede observar un labio de deformación plástica que corre a través del perímetro semielíptico de la zona de crecimiento de grieta. Esta zona es conocida como zona de sobrecarga, donde el material restante no es capaz de soportar la carga a la que está sometida la probeta y por tanto ocurre la falla del componente. En la Figura 4.9 c) se puede observar la fractura en una vista simétrica que muestra las diferentes zonas de la falla por fatiga.

4.4 Acumulación de daño por fatiga

Para la acumulación de daño y el modelo de Palmgren-Miner se utilizó el valor de 877,802 ciclos como de $D = 1$, a partir de este valor se calcularon fracciones de daño por fatiga en niveles de 0.9 (90%), 0.75 (75%) y 0.50 (50%). Por ejemplo, la probeta con $D = 0.5$, es considerada como una vida a la fatiga de 438,901 ciclos. El daño por fatiga se realizó mediante el control de carga en una máquina Landmark MTS, aplicando cargas uni-axiales cíclicas, con un rango de esfuerzos $R = \sigma_{\max}/\sigma_{\min} = 0.1$ y una frecuencia de 15 Hz. En la Tabla 7 se muestran las características con las que se llevaron a cabo el porcentaje de acumulación de daño por fatiga de acuerdo con sus respectivas cargas.

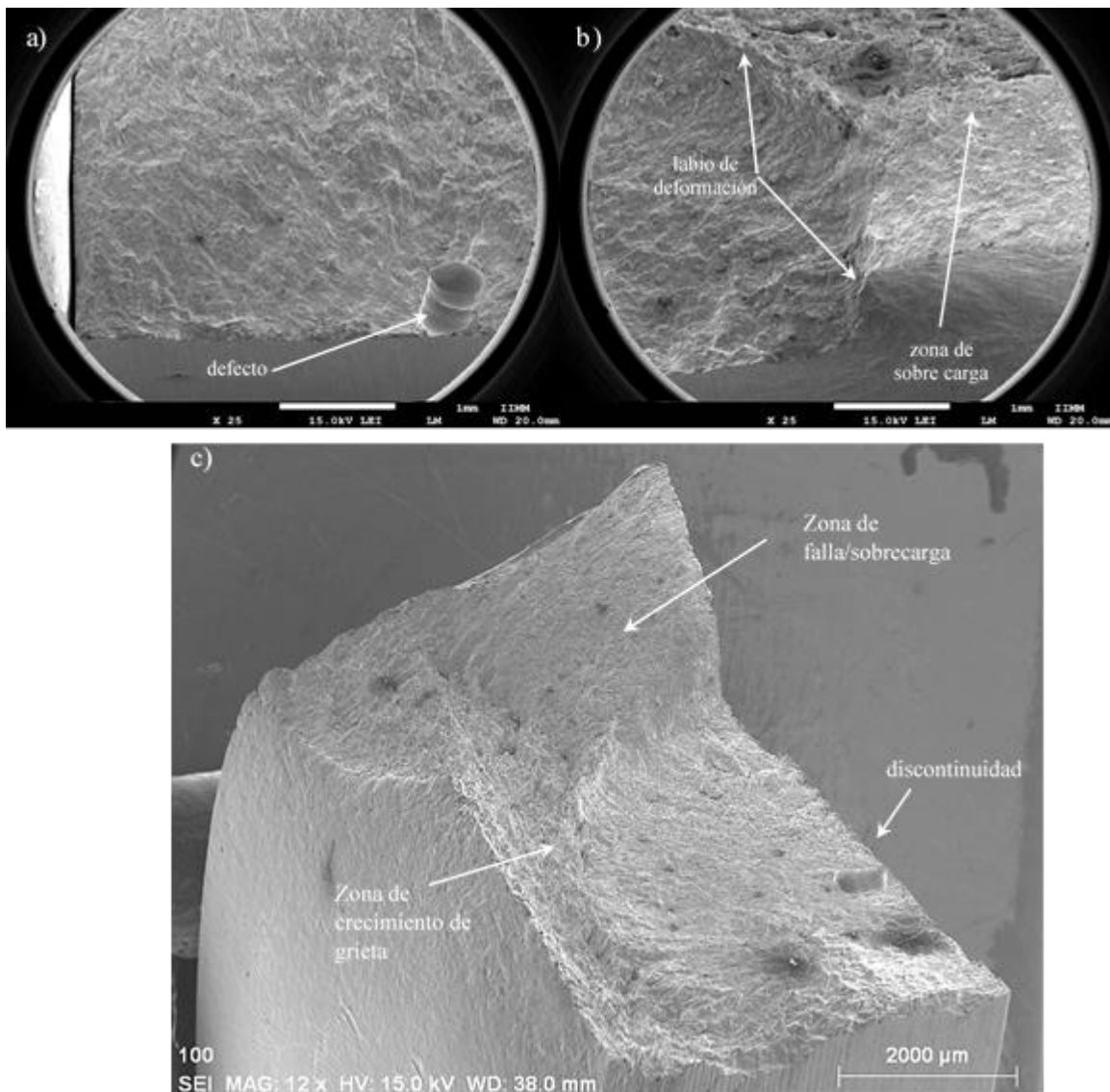


Figura 4.9. a) Zona de nucleación y crecimiento de grieta. b) Zona de falla catastrófica por fatiga. c) Macrografía de falla total de componente por fatiga.

Tabla 7. Características del ensayo de acumulación de daño en las probetas.

Probeta	Nivel de daño [%]	A [mm ²]	P_{max} [N]	P_{min} [N]	S_{max} [MPa]	S_{min} [MPa]	S_a [MPa]	Acumulación de daño [ciclos]
1	90	71	42,229	4,223	588	58	265	790,021
2	75	71	38,391	3,839	540	54	243	658,651
3	50	70	33,619	3,361	480	48	216	438,901

Las probetas de las juntas soldadas con acumulación de daño por fatiga (0%, 50%, 75% y 90%) fueron sometidas a ensayos de tensión quasi-estáticos para determinar el efecto del daño en las propiedades mecánicas. La Figura 4.10 muestra el efecto de la acumulación de daño por fatiga, en las propiedades mecánicas y se puede observar que la probeta sin daño y con daño al 50% muestran un comportamiento mecánico similar, sin embargo, se puede observar que esta probeta también un comportamiento más frágil, a pesar de que no hay cambios tan significativos en los valores de esfuerzo.

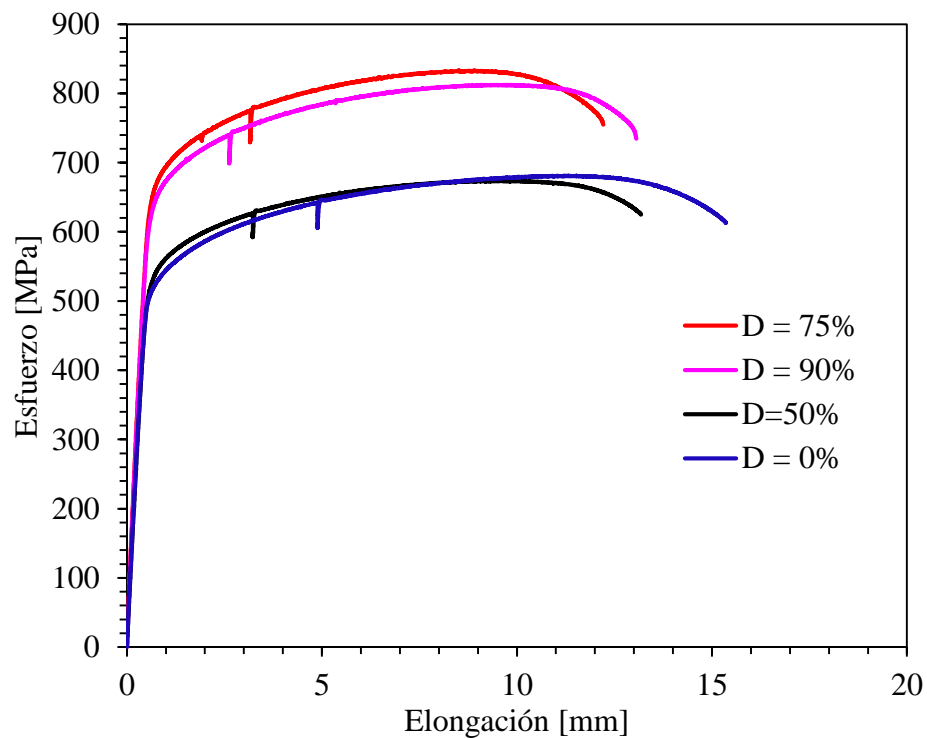


Figura 4.10. Comparación de diagrama esfuerzo-elongación en probetas con acumulación de daño

Los cambios más notables se pueden observar en las probetas con daño acumulado de 75% y 90%, las cuales presentan un aumento en el esfuerzo de fluencia, esfuerzo último y esfuerzo máximo, sin embargo, tienen una capacidad de elongación menor en comparación a la probeta que no tiene daño por fatiga, su capacidad de elongación decrece un 20% aproximadamente.

Debido a que los cálculos de Ramberg-Osgood necesitan los datos de esfuerzo y deformación verdaderos, también es necesario determinar el máximo valor de la deformación que puede usarse en los cálculos. Para determinar ello, se realizó el siguiente cálculo utilizando $\Delta l = l - l_0$ y reescribiendo la ecuación (4):

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l_0 + \Delta l}{l_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (7)$$

Usando una longitud inicial (extensómetro) de 20 mm y después de aplicar la fuerza, la longitud final es de 22 mm después de aplicar la fuerza por lo que $\Delta l = 2$ mm y la deformación medida es $e = \Delta l / l_0 = 0.1$, usando la Ec (7) tenemos que:

$$\frac{\varepsilon}{e} = \frac{\ln(1 + e)}{e} = \frac{\ln(1 + 0.1)}{0.1} = 0.953$$

Este resultado indica que, si en un diagrama de *esfuerzo-deformación* de ingeniería, utilizáramos los valores de deformación unitaria de ingeniería hasta un valor de $e = 0.1$ las deformaciones pueden considerarse iguales y habría una diferencia del 4.7% entre ambas.

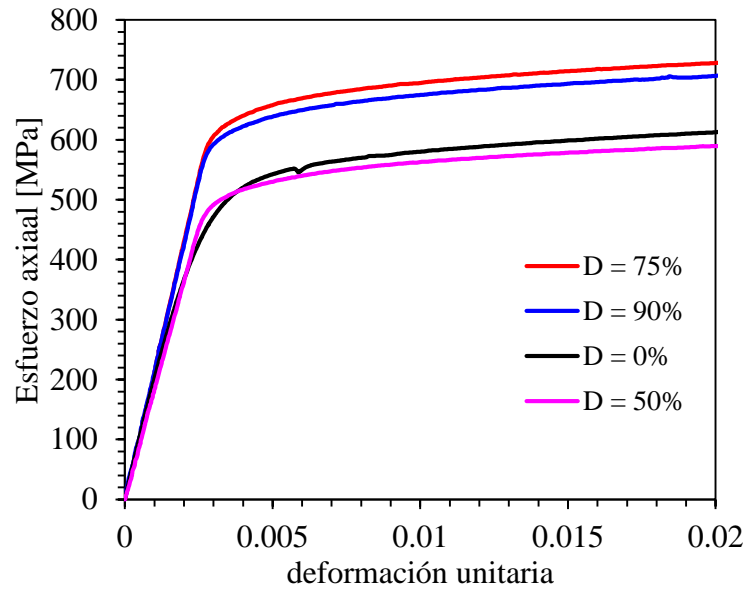


Figura 4.11 Comparación entre diagrama esfuerzo-deformación unitaria con acumulación de daño.

En la Figura 4.12 se puede observar el efecto de la acumulación de daño en el comportamiento mecánico de las diferentes probetas, donde se muestra que σ_y no tiene un cambio significativo hasta valores de daño del 50%, sin embargo, σ_y muestra un aumento al incrementar la fracción de daño por fatiga. De la misma manera el σ_{max} , no presenta cambios al alcanzar el 50% de daño y cuando el daño por fatiga es mayor a 50%, σ_{max} aumenta de forma importante para valores de 75% y 90%. La carga cíclica puede endurecer o suavizar el material, por ejemplo, los metales con resistencia baja que se comportan de una manera dúctil tienden a endurecer por el número de ciclos mientras que, los metales que tienen una alta resistencia con un comportamiento menos dúctil tienden a suavizar [9].

Para entender el efecto de la acumulación de daño, es necesario hacer la representación gráfica de los datos de esfuerzo y deformación unitaria usando la relación de Ramberg-Osgood dada por $\epsilon_p = \sigma^{n_{RO}} / K$. Anteriormente se describió que el exponente n_{RO} es un parámetro del material al igual que K y que $n_{RO} = 1/n$ donde n es el exponente de endurecimiento cíclico de Hollomon, por lo que de las curvas esfuerzo deformación de cada probeta con acumulación de daño, se toman únicamente los valores de σ - ϵ que están dentro de la zona plástica (es decir a partir de un valor de $\epsilon = 0.002$ en el diagrama esfuerzo-deformación) y estos valores se grafican usando la ecuación

$\ln(\varepsilon_p) = n_{RO} \ln(\sigma) - \ln(K)$, a este proceso se le conoce como *linearización* y el resultado de esto es que los datos σ - ε se representa en una línea recta cuya pendiente es n_{RO} se puede relacionar al coeficiente de endurecimiento cíclico.

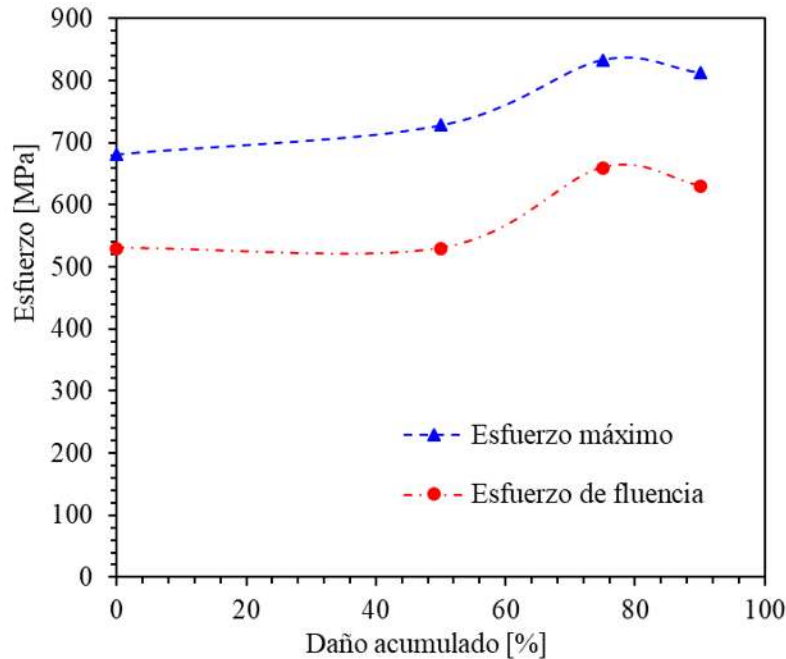


Figura 4.12. Efecto del daño acumulado en los valores σ_y y σ_{max} Comparación entre diagrama esfuerzo- deformación unitaria con acumulación de daño.

Los resultados son mostrados en las gráficas de la Figura 4.13(a-d), de acuerdo a las gráficas el comportamiento de exponente n_{RO} depende de la acumulación del daño, el cual muestra un valor de $n_{RO} = 10.184$ en la probeta que no tiene acumulación de daño. Interesantemente, después de un 50% de acumulación de daño, el valor de n_{RO} aumenta a 11.02, en 75 % aumenta ligeramente a 11.4 y se mantiene prácticamente sin cambio al aumentar la fracción de daño a 90%. La Figura 4.13 (a-d) muestra también un corrimiento de las curvas a la derecha con respecto al eje horizontal, este cambio se debe al aumento en las propiedades mecánicas de las probetas que tienen más daño por fatiga. En la Tabla 8 se pueden observar los cambios que se tienen en el exponente de endurecimiento y en el módulo plástico dependiendo de la acumulación de daño.

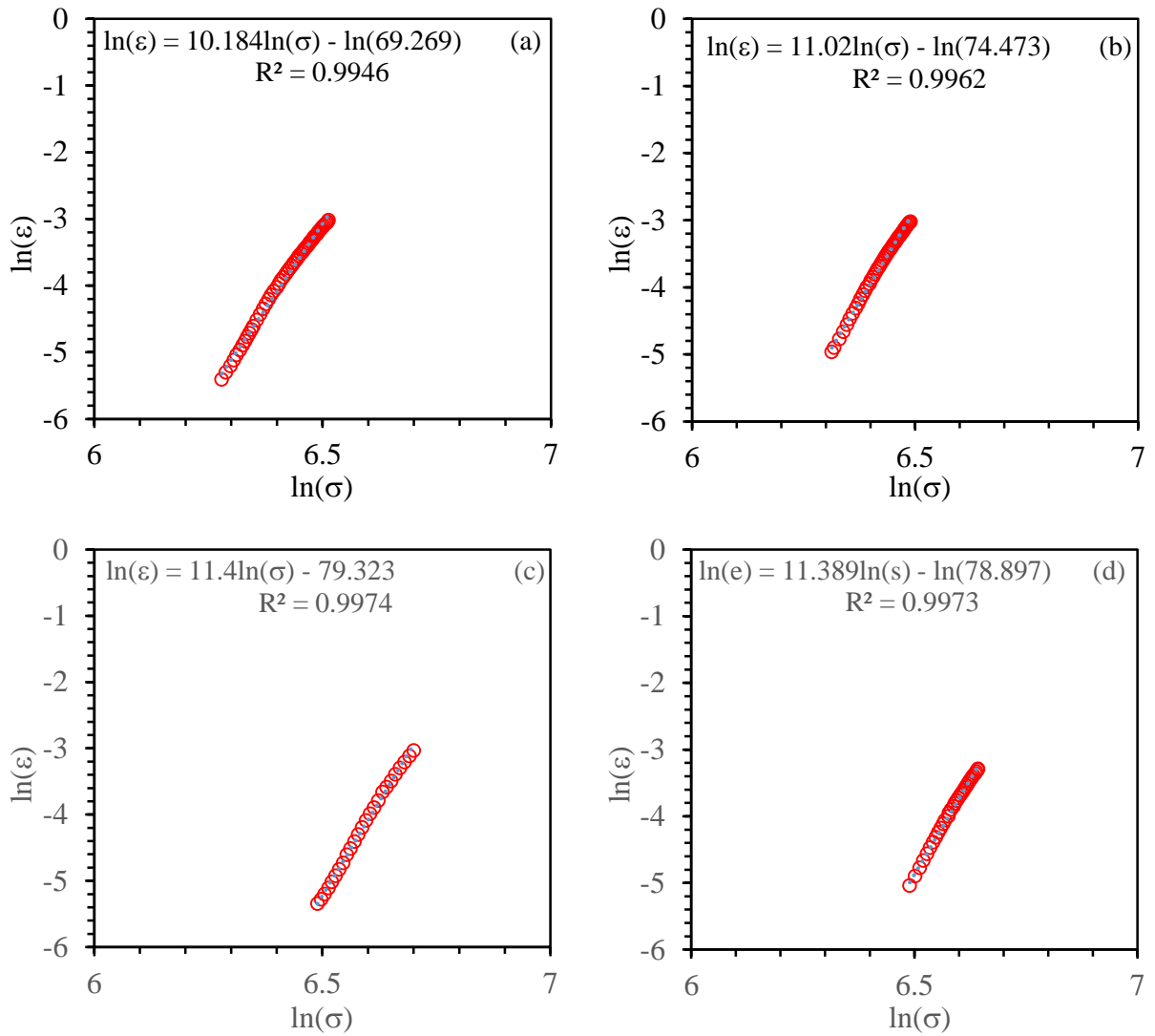


Figura 4.13 Ramberg-Osgood con datos únicamente de la zona plástica con cálculos logarítmicos con acumulación de daño a) 0%, b) 50%, c) 75% y d) 90%.

Tabla 8 Valores del factor de endurecimiento y del módulo plástico.

Probeta	Daño acumulado [%]	Exponente de Ramberg-Osgood n_{RO}	Exponente de endurecimiento cíclico $n = 1/n_{RO}$	Módulo plástico K
1	0	10.184	0.0982	1.211×10^{30}
2	50	11.02	0.0907	2.20401×10^{32}
3	75	11.4	0.0877	2.81541×10^{34}
4	90	11.389	0.0878	1.83879×10^{34}

Para ejemplificar los cambios que ocurren por la acumulación de daño es necesario comparar las pendientes para cada fracción de daño D . La Figura 4.14 muestra que la probeta con un daño del 50% no cambia en posición relativa en comparación a la probeta que no tiene daño, sin embargo, su exponente de endurecimiento cíclico (n) disminuye a un valor de 0.0907, lo cual indica que, al parecer que hay una disminución en el endurecimiento y este ocurre en etapas tempranas de acumulación de daño, y que el aumento en la fracción de daño a 75% produce una ligera disminución del valor de n para no cambiar cuando el daño es de 90%.

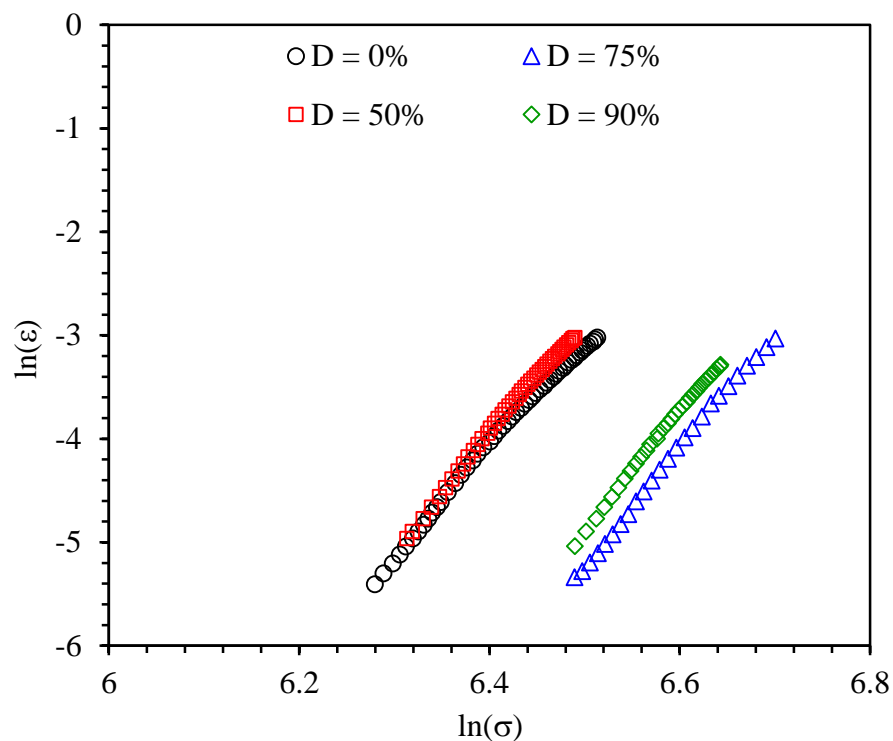


Figura 4.14 Comparación de las pendientes logarítmicas de la relación de Ramberg-Osgood.

Con el propósito principal de comparar y evaluar los valores del exponente de endurecimiento y el módulo plástico es necesario realizar el modelado que predice el comportamiento tanto elástico como plástico, conociendo todas las variables antes mencionadas. La Figura 4.15 muestra los resultados experimentales del comportamiento σ - ϵ con línea roja, de la cual se obtienen datos mencionados en la sección 2.15, una vez obtenidos estos datos se puede predecir el comportamiento de la zona elástica del material (marcadores negros) para posteriormente mediante la relación de

Ramberg-Osgood, obteniendo el exponente de endurecimiento y el módulo plástico, se puede elaborar una predicción de la zona plástica del material (marcadores azules). El modelo de Ramberg-Osgood tiene un ajuste muy preciso al comportamiento plástico del material.

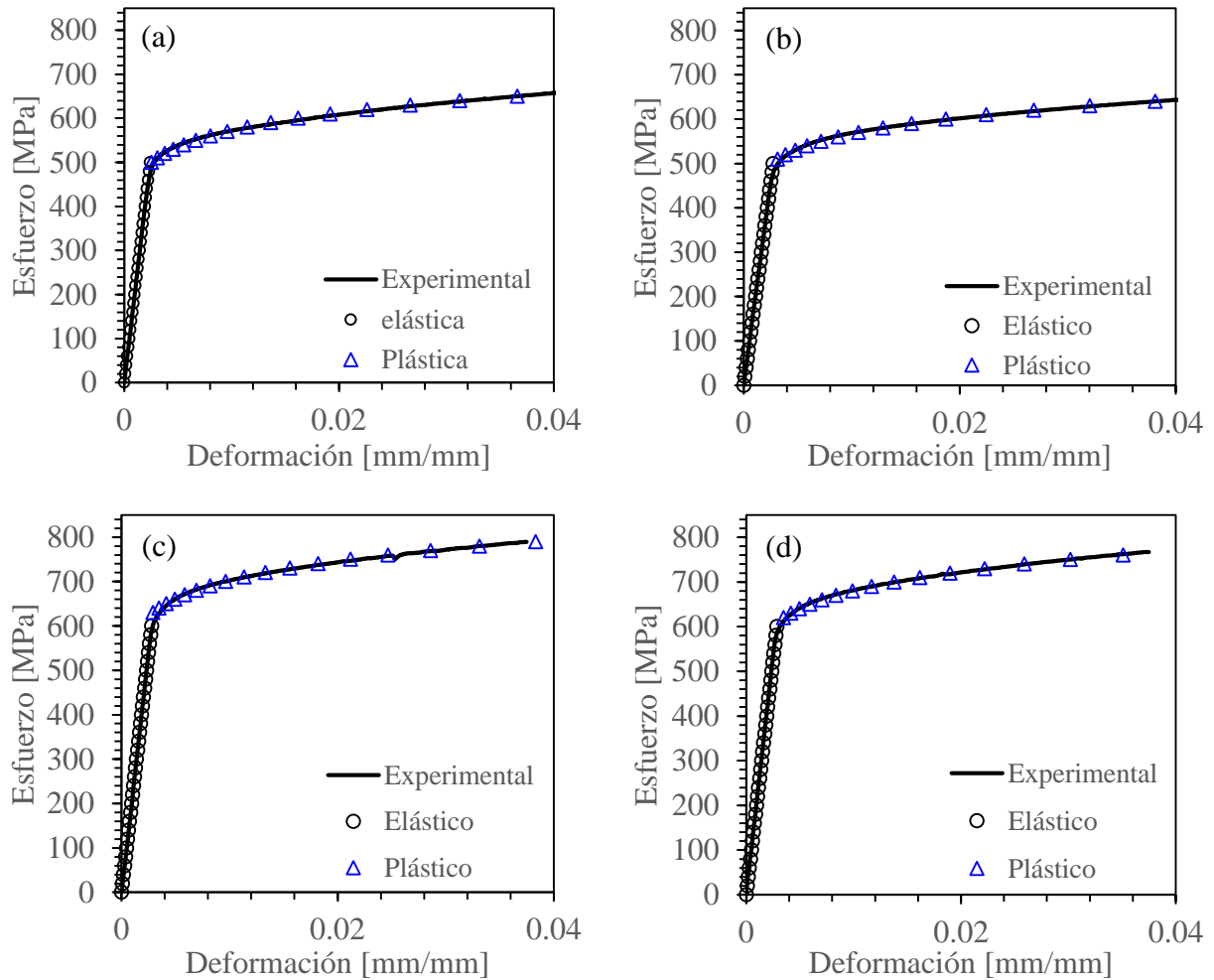


Figura 4.15 Modelado usando parámetros de Ramberg-Osgood que predice el comportamiento σ - ϵ .

4.5 Determinación del diagrama S - N

Las curvas S - N conocidas como curva de Wohler, se obtienen a través de una serie de ensayos donde una probeta es sometida a cargas cíclicas con una cierta amplitud contabilizando el número de ciclos hasta que el material falla. Con el fin de realizar el diagrama S - N de la unión soldada se realizaron ensayos con cargas axiales cuyas magnitudes están por debajo del esfuerzo de fluencia

en probetas con una pasada de soldadura. En la Tabla 9, se puede apreciar las condiciones de ensayo en cada una de 3 probetas en las que se realizó el ensayo cíclico para determinar la vida a la fatiga de la junta soldada.

Tabla 9 Parámetros del diagrama $S-N$.

Probetas	% σ_y	σ_y [MPa]	A [mm ²]	P_{max} [N]	P_{min} [N]	S_{max} [MPa]	S_{min} [MPa]	S_a [MPa]	Ciclos para la falla [ciclos]
1	95	600	68	38,925	3,892	570	57	256	312,435
2	90	600	65	35,186	3,518	540	54	243	1,433,446
3	80	600	70	33,607	3,360	480	48	216	5,000,000

Se usaron 3 diferentes porcentajes fracciones del esfuerzo de fluencia (95%, 90% y 80%) para tener la amplitud de esfuerzo (S_a) en cada una se presentó la falla después de cierto número de ciclos, para una carga con un nivel amplitud de esfuerzo de 256 MPa, el número de ciclos para la falla fue de 312,435 ciclos al 95% de σ_y y más de 5 millones de ciclos con el valor de σ_y menor. Los resultados de la prueba para determinar la vida a la fatiga se muestran en la Figura 4.16, se observa que en el ensayo de la probeta número 3, aplicando un nivel de esfuerzos de 80 % de σ_y se llegó a un numero de ciclos de 5,000,0000 y la probeta no falló. En este punto, se decidió parar la prueba y concluir que la probeta en un nivel de esfuerzo (80% de σ_y) puede resistir un número infinito de ciclos. Esta es la importancia del diagrama $S-N$, ya que los datos obtenidos con las pruebas realizadas muestran el comportamiento de vida a la fatiga de la unión soldada de acero inoxidable dúplex 2101. Ya que vida a la fatiga, N_f , es el número de ciclos de esfuerzo que el material soporta antes de fallar, cuando se le aplica un nivel de esfuerzos, S , y donde usualmente se usa el esfuerzo alternado, S_a . Cabe observar el punto negro de la curva, es la estimación que se hace en base a la línea de tendencia y no es un valor experimental.

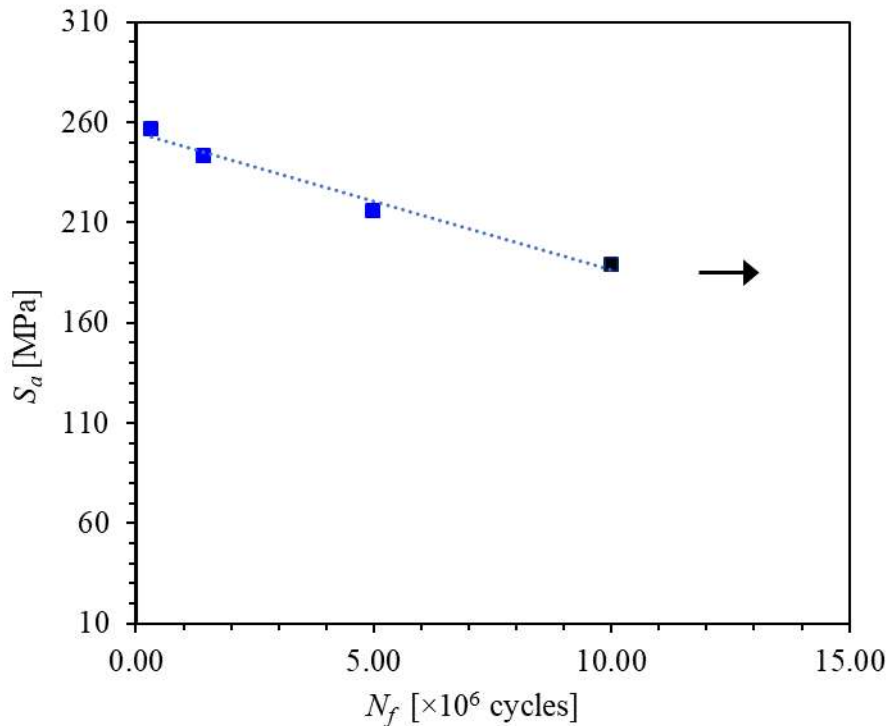


Figura 4.16 Diagrama $S-N$ de la junta de acero inoxidable dúplex 2101.

4.6 Caracterización de unión de una pasada de soldadura.

Para realizar la caracterización de la soldadura de una pasada se analizó la superficie de la fractura por fatiga mediante microscopía electrónica de barrido en donde se encontró lo siguiente:

Realizando el ensayo por fatiga con cargas muy próximas al σ_y , el límite de vida a la fatiga de la unión soldada era muy inestable, es decir, puede resistir desde 300,000 ciclos hasta 50,000 ciclos, esto se debe principalmente a las discontinuidades, defectos o precipitados que presenta la soldadura. La Figura 4.17(a) muestra la superficie de fractura de una probeta que fue sometida a un nivel de carga del 95% del esfuerzo de fluencia (σ_y), teniendo una vida a la fatiga de 120,000 ciclos. Como se ve en la imagen, esta fractura superficial muestra dos zonas, una zona de crecimiento de la grieta y una zona de sobrecarga o zona de fractura. En la zona de crecimiento de la grieta se puede observar un defecto macroscópico con dimensiones de $700 \mu\text{m} \times 220 \mu\text{m}$ aproximadamente, Este defecto, es considerado como el agente para la iniciación de la grieta y que producirá la falla total. En la zona de crecimiento de grieta es relativamente plana y se pueden observar marcas de río en dirección radial a la grieta por fatiga hasta alcanzar la zona de sobrecarga o de fractura con formada por labios de deformación que están delimitados por un área semi-

elíptica. La zona de sobrecarga es donde el material remanente no puede soportar los niveles de carga aplicada y por lo tanto ocurre la fractura del espécimen. La Figura 4.17 b) es una imagen de la falla por fatiga superficial de la probeta sometida a niveles de esfuerzo del 90% del esfuerzo de fluencia (σ_y). Esta probeta presentó un límite de vida a la fatiga de 1,433,446 ciclos (Tabla 9). La superficie de fractura también muestra dos zonas características de la falla por fatiga, sin embargo, no muestra la presencia de un defecto que sea el posible agente nucleante de la grieta. Se pueden observar marcas de río que inician en la parte inferior central en dirección radial a la grieta hasta alcanzar la zona de falla del material.

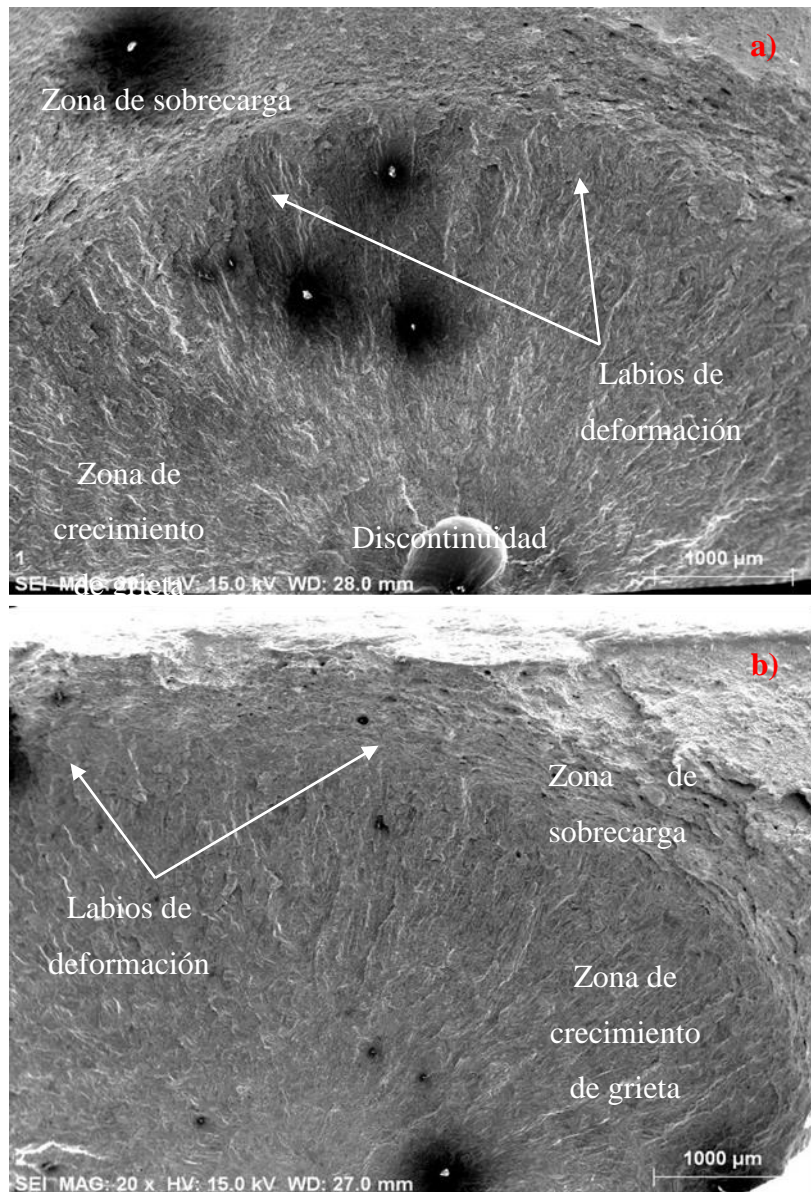


Figura 4.17 Comparación de falla superficial por fatiga. a) σ_y al 95% b) σ_y al 90%

De la misma manera se realizó la acumulación de daño mediante el modelo de Palmgren-Miner. Se utilizó el valor de 1,433,446, ciclos como de $D = 1$, a partir de este valor se calculó una fracción de daño por fatiga de 0.70 (70%). Por ejemplo, la probeta con $D = 0.7$, es considerada como una vida a la fatiga de 1,003,412 ciclos.

4.7 Caracterización por la técnica de caída de potencial de corriente alterna (ACPD).

La Figura 4.18 muestra los resultados de las mediciones de conductividad eléctrica comparando los valores que se obtienen en una probeta sin daño y una probeta con acumulación de daño del 70%. Las mediciones de conductividad eléctrica se realizaron cada 2 mm en la superficie de la probeta donde se encuentra la raíz del cordón de soldadura.

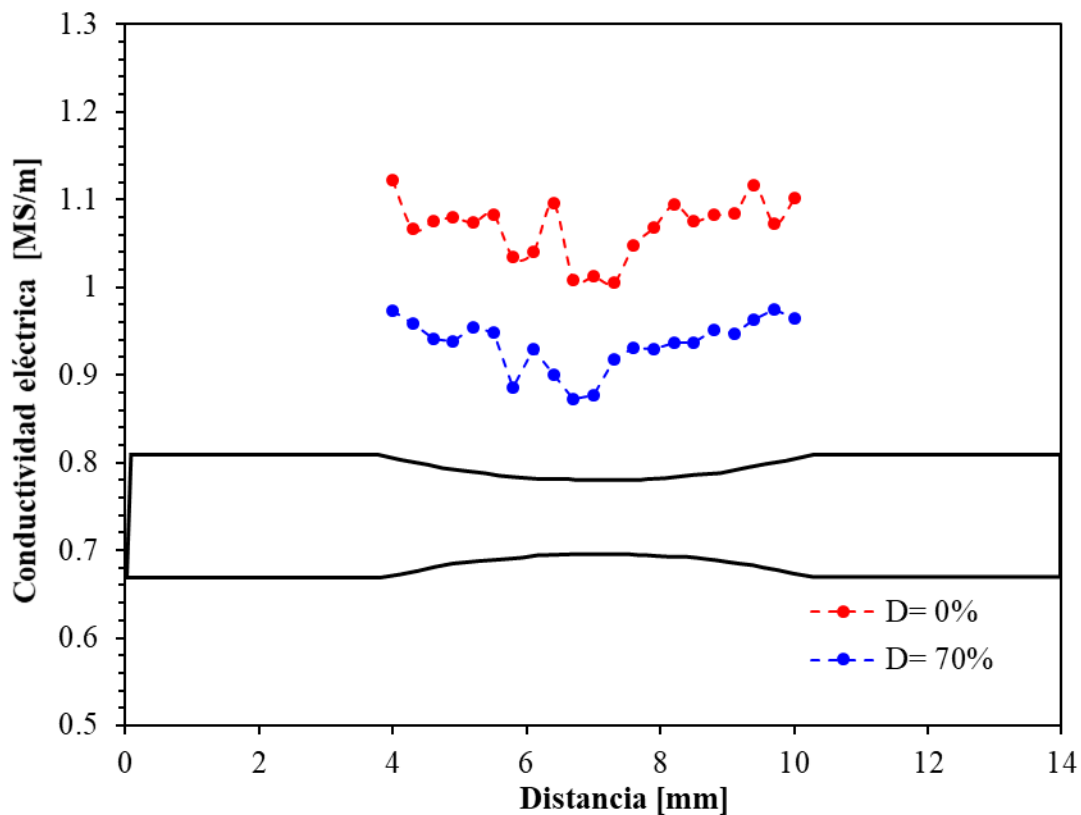


Figura 4.18. Comportamiento de la conductividad eléctrica en probeta sin daño y con acumulación de daño al 70%.

Las mediciones de conductividad eléctrica muestran comportamientos similares en ambas probetas en la zona del metal base, sin embargo, los cambios que se observan se deben principalmente a los

cambios microestructurales en la zona afectada térmicamente y cordón de soldadura, debido al calor aportado. Cabe resaltar que el cambio principal de la conductividad eléctrica se da en relación a la probeta sin daño y a la probeta con el 70% de acumulación de daño, la cual demuestra que existe un decaimiento en la conductividad eléctrica total de la probeta de hasta un 13.4%.

4.8 Caracterización por atenuación ultrasónica

La caracterización por atenuación ultrasónica se llevó a cabo con la principal finalidad de detectar la acumulación de daño por fatiga en las uniones de soldadura. Cuando una onda ultrasónica se propaga a través de un material sólido cristalino, la onda ultrasónica se desvía en los límites de grano en diferentes direcciones resultando en la pérdida de amplitud de la onda [36]. La Figura 4.19 muestra la comparación de las imágenes c-scan que se obtuvieron mediante un barrido ultrasónico por el método de inmersión en las probetas, el área del barrido es de $70 \times 20 \text{ mm}^2$ usando un transductor ligeramente focalizado de 10 MHz y distancia focal de 75 mm, en las imágenes se observan los cambios en la amplitud de la primera reflexión de la onda en la pared posterior para las diferentes zonas de la unión soldada. En la imagen, el metal base presenta un color rojo que corresponde a una amplitud de aproximadamente el 100%. El efecto de microestructura en relación con la amplitud de la señal ultrasónica se puede observar en el metal base donde no muestra un cambio significativo en la amplitud de la onda ultrasónica, sin embargo, cuando la onda ultrasónica interactúa con el cordón de soldadura el cual tiene una microestructura más heterogénea y tiene un cambio de aproximadamente del 50% de amplitud (color verde). Es importante aclarar el papel que desempeña el fenómeno del efecto de borde, el cual afecta las mediciones de amplitud de la onda en los bordes de la probeta, esto se debe a que en el borde solamente una mitad del transductor irradia a la probeta mientras que la otra mitad no, es por ese motivo que la onda tiende a disminuir en amplitud en las orillas de la probeta. Las imágenes de la Figura 4.19 muestran el valor de la amplitud de onda para la probeta sin acumulación de daño por fatiga $D = 0\%$ y con una acumulación de daño por fatiga de $D = 75\%$. Aunque en las imágenes a) y b) se ven algunos rasgos distintivos, es difícil atribuir esto al daño por fatiga, ya que como se explicó en la parte 2.9, la pérdida medida por el transductor no solamente incluye a la ocasionada por material, sino a otras pérdidas ya discutidas.

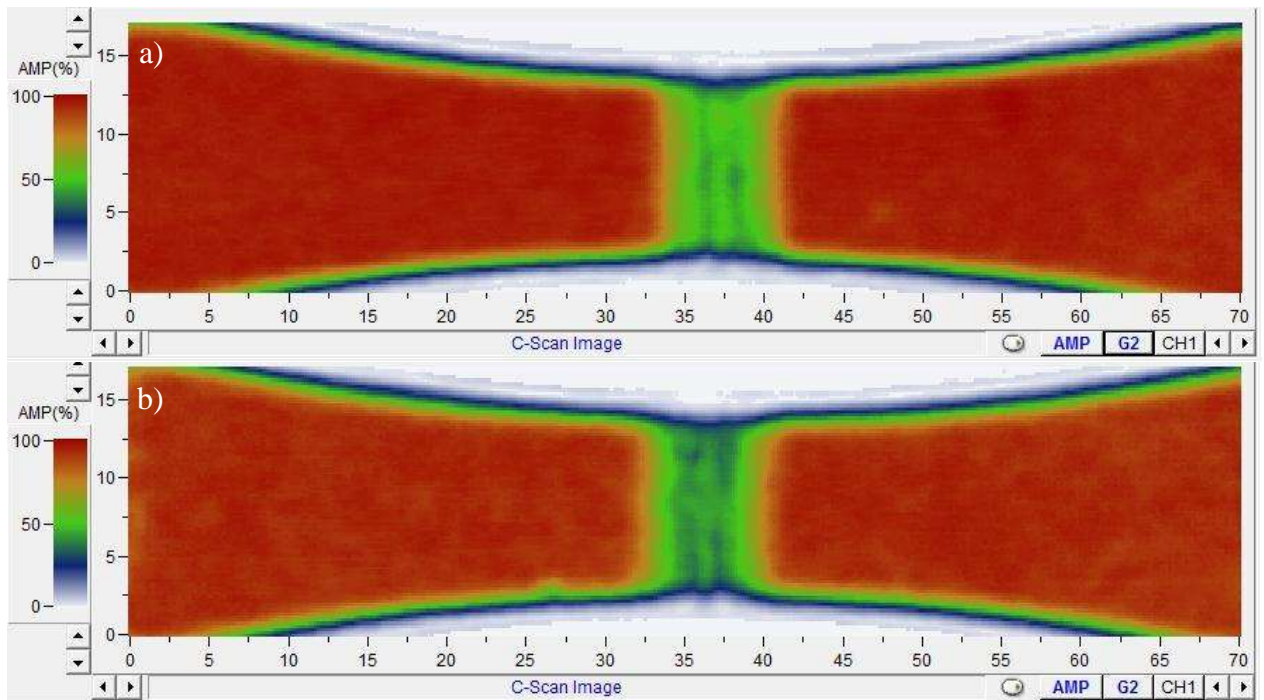


Figura 4.19. Imágenes C-Scan de probetas a) con acumulación de daño y b) sin daño.

Es aquí donde la medición de atenuación ultrasónica considera y corrige para la pérdida por, la impedancia acústica y la pérdida por difracción. Con el objetivo principal de establecer el efecto de la acumulación de daño afectando la onda ultrasónica, se calculó el coeficiente de atenuación como se describió en la parte experimental. La imagen se estructuró mediante la obtención de valores de voltaje cada 200 μm , los valores de voltaje se exportaron a un archivo con extensión cvs, y mediante una hoja de Excel se realizan las correcciones mencionadas previamente para obtener el coeficiente de atenuación. Los datos de Excel son exportados como una hoja de datos con separación de tabulaciones, los cuales son procesados con un software de image Scion[®]. Una vez generada la imagen, esta se procesa en un software *Jasc-Pro*[™] para aumentar su tamaño. La Figura 4.20 muestra las imágenes resultantes para las probetas con 75% de acumulación de daño y la probeta sin daño. Se puede observar que existe un cambio en la atenuación ultrasónica en el metal base en la probeta sin daño, la cual muestra una atenuación con valores muy pequeños, en comparación, la probeta que tiene una acumulación de daño del 70% el cual muestra un ligero aumento en la atenuación. En las imágenes de atenuación, se puede observar de mejor manera, que existe atenuación en el cordón de soldadura en ambas probetas, sin embargo, en la probeta con

70% de acumulación de daño el rango de atenuación en el cordón de soldadura es mayor, además se pueden observar zonas donde la atenuación alcanza los valores máximos.

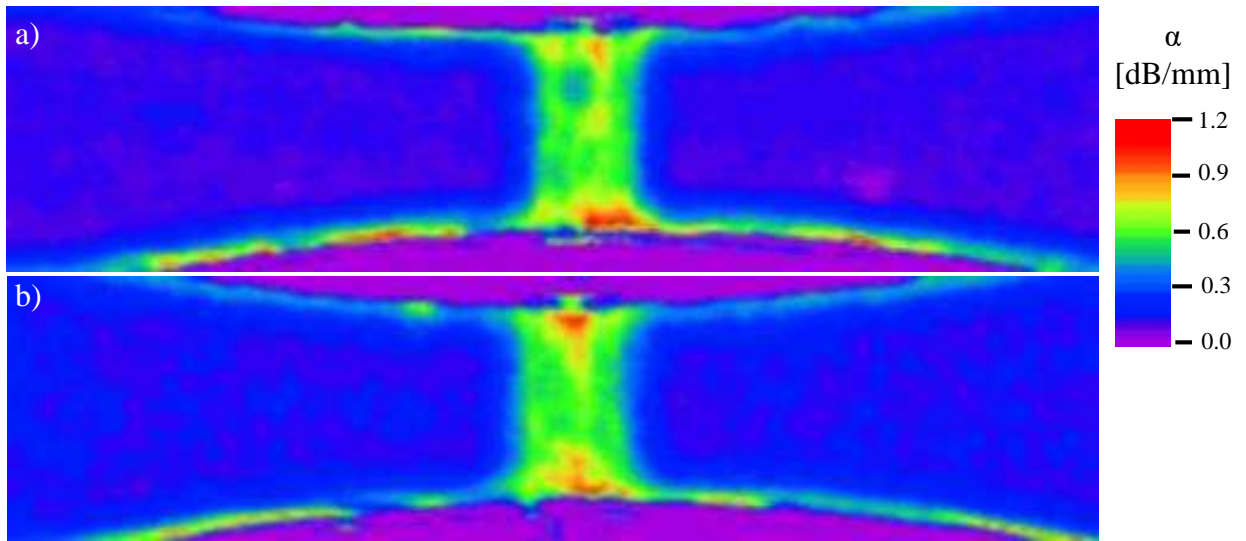


Figura 4.20. Imagen del coeficiente de atenuación (α) en: a) probeta sin daño y b) probeta con acumulación del daño al 70%.

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

- Mediante el proceso de soldadura utilizado se obtuvo una unión con mejores propiedades mecánicas de acuerdo con experimentos de ensayo de tensión, sin embargo, en la falla por fatiga se observó una discontinuidad en el cordón de soldadura de una sola pasada que podría ser el principal agente de la nucleación de la grieta.
- Para la determinación del diagrama $S-N$ los valores de 95%, 90% y 80% de σ_y , son valores experimentales que se obtuvieron al ensayar probetas, sin embargo, el 70% de σ_y es un valor supuesto para tener un comportamiento ideal en el diagrama.
- La acumulación de daño por fatiga es un fenómeno que modifica las propiedades mecánicas en la unión de acero inoxidable dúplex 2101, para los ensayos de tensión en las probetas con acumulación de daño se demostró que el comportamiento del diagrama esfuerzo-deformación cambia y los valores de σ_y y σ_{max} se ven afectados.
- Mediante la relación de Ramberg-Osgood se obtuvieron los valores del exponente de endurecimiento y del módulo plástico y con ellos fue posible hacer un modelo que es capaz de predecir con gran precisión el comportamiento del material en las zonas elástica y plástica del material.
- La caracterización ultrasónica para la acumulación de daño muestra ligeros cambios de atenuación en el metal base, pero también se observan cambios significativos y contundentes en el cordón de soldadura que es la zona donde ocurre la falla por fatiga, al realizar las mediciones de atenuación ultrasónica.

5.1 Referencias

- [1] J. Charles, "Duplex Stainless Steels—a Review after DSS '07 held in Grado," *steel research international*, vol. 79, no. 6, pp. 455-465, 2008.
- [2] G. Gedge, "Structural uses of stainless steel—buildings and civil engineering," *Journal of constructional steel research*, vol. 64, no. 11, pp. 1194-1198, 2008.
- [3] H. Sieurin, E. M. Westin, M. Liljas, and R. Sandström, "Fracture toughness of welded commercial lean duplex stainless steels," *Welding in the World*, vol. 53, no. 3-4, pp. R24-R33, 2009.
- [4] R. Strubbia, S. Hereñú, I. Alvarez-Armas, and U. Krupp, "Short fatigue cracks nucleation and growth in lean duplex stainless steel LDX 2101," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 615, pp. 169-174, 2014.
- [5] J. Charles and S. Bernhardsson, "Duplex Stainless Steels'91. Vol. 1," *Beaune, France, 28-30 Oct. 1991*, p. 1991, 1991.
- [6] J. Charles, "Past, present and future of duplex stainless steels," in *Duplex Conference, Grado, Italy*, 2007, pp. 18-20.
- [7] R. Gunn, *Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications*. Elsevier Science, 1997.
- [8] B. Deng *et al.*, "Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101," *Corrosion Science*, vol. 52, no. 3, pp. 969-977, 2010.
- [9] J. Olsson and M. Snis, "Duplex—A new generation of stainless steels for desalination plants," *Desalination*, vol. 205, no. 1-3, pp. 104-113, 2007.
- [10] T. Chen, K. Weng, and J. Yang, "The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 338, no. 1-2, pp. 259-270, 2002.
- [11] Y.-H. Park and Z.-H. Lee, "The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr–7Ni–1.5Mo–3W–xN duplex stainless steel castings," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 297, no. 1, pp. 78-84, 2001/01/15/ 2001.
- [12] L. John and J. K. Damian, "Welding metallurgy and weldability of stainless steels," ed: A John Wiley and Son, 2005.
- [13] H. Sieurin and R. Sandström, "Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 418, no. 1, pp. 250-256, 2006/02/25/ 2006.
- [14] E. M. Westin, C.-O. Olsson, and S. Hertzman, "Weld oxide formation on lean duplex stainless steel," *Corrosion Science*, vol. 50, no. 9, pp. 2620-2634, 2008.
- [15] M. Liljas, P. Johansson, H. P. Liu, and C. O. A. Olsson, "Development of a lean duplex stainless steel," *steel research international*, vol. 79, no. 6, pp. 466-473, 2008.
- [16] K. Ogawa and M. Miura, "Hydrogen cracking in duplex stainless steel weldments," *Welding international*, vol. 5, no. 9, pp. 691-696, 1991.
- [17] J.-Y. Maetz, T. Douillard, S. Cazottes, C. Verdu, and X. Kléber, "M₂₃C₆ carbides and Cr₂N nitrides in aged duplex stainless steel: A SEM, TEM and FIB tomography investigation," *Micron*, vol. 84, pp. 43-53, 2016.
- [18] S.-M. Yang, Y.-C. Chen, C.-H. Chen, W.-P. Huang, and D.-Y. Lin, "Microstructural characterization of $\delta/\gamma/\sigma/\gamma_2/\chi$ phases in silver-doped 2205 duplex stainless steel under 800 C aging," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 633, pp. 48-53, 2015.

- [19] N. Llorca-Isern, H. López-Luque, I. López-Jiménez, and M. V. Biezma, "Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels," *Materials Characterization*, vol. 112, pp. 20-29, 2016.
- [20] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons, 2000.
- [21] R. W. Hertzberg, R. P. Vinci, and J. L. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 5th Edition*. Wiley, 2012.
- [22] M. Dundu, "Evolution of stress–strain models of stainless steel in structural engineering applications," *Construction and Building Materials*, vol. 165, pp. 413-423, 2018.
- [23] J. H. Hollomon, "Tensile deformation," *Aime Trans*, vol. 12, no. 4, pp. 1-22, 1945.
- [24] D. Broek, *The practical use of fracture mechanics*. Springer Science & Business Media, 2012.
- [25] N. W. Sachs, "Understanding the surface features of fatigue fractures: how they describe the failure cause and the failure history," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 5, no. 2, pp. 11-15, 2005.
- [26] U. Krupp, *Fatigue crack propagation in metals and alloys: microstructural aspects and modelling concepts*. John Wiley & Sons, 2007.
- [27] S. Prajapati, P. B. Nagy, and P. Cawley, "Potential drop detection of creep damage in the vicinity of welds," *NDT & E International*, vol. 47, pp. 56-65, 2012.
- [28] G. Sposito, P. Cawley, and P. B. Nagy, "Potential drop mapping for the monitoring of corrosion or erosion," *Ndt & E International*, vol. 43, no. 5, pp. 394-402, 2010.
- [29] M. Hicks and A. Pickard, "A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination," *International Journal of Fracture*, vol. 20, no. 2, pp. 91-101, 1982.
- [30] "<Handbook of Nondestructive Evaluation_0070281211.pdf>."
- [31] A. Ruiz, K. J. Fuentes-Corona, V. H. López, and C. A. León, "Microstructural and ultrasonic characterization of 2101 lean duplex stainless steel welded joint," *Applied Acoustics*, vol. 117, pp. 12-19, 2017.
- [32] M. Balbi, M. Avalos, A. El Bartali, and I. Alvarez-Armas, "Microcrack growth and fatigue behavior of a duplex stainless steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 31, no. 11-12, pp. 2006-2013, 2009.
- [33] T. Kang, H.-H. Kim, S.-J. Song, and H.-J. Kim, "Characterization of fatigue damage of Al6061-T6 with ultrasound," *NDT & E International*, vol. 52, pp. 51-56, 2012.
- [34] R. B. Flores *et al.*, "Effect of heat input and accumulated fatigue damage on mechanical properties of dissimilar AL-6XN/316L welded joints," *Materials Characterization*, vol. 112, pp. 41-50, 2016.
- [35] R. Badji, B. Bacroix, and M. Bouabdallah, "Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds," *Materials Characterization*, vol. 62, no. 9, pp. 833-843, 2011/09/01/ 2011.
- [36] J. Moysan, A. Apfel, G. Corneloup, and B. Chassignole, "Modelling the grain orientation of austenitic stainless steel multipass welds to improve ultrasonic assessment of structural integrity," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 80, no. 2, pp. 77-85, 2003/02/01/ 2003.