



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

**ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA QUÍMICA E
INDUSTRIAS EXTRACTIVAS**

Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales

Título

Estudio Comparativo de las Propiedades de Fatiga en Función de las
Diferencias Microestructurales del Acero API 5L X52

TESIS

**PARA OBTENER EL TÍTULO DE INGENIERO EN
METALURGIA Y MATERIALES**

Presenta:

Diana Karen Vite Ávila

Directores de tesis

Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga

Dr. Diego Israel Rivas López

Folio
T-DEYSA-012-21

85 Aniversario del Instituto Politécnico Nacional
70 Aniversario del CECyT 11 "Wilfrido Massieu"
60 Aniversario de la Escuela Superior de Física y Matemáticas
50 Aniversario del CECyT 12 "José Ma. Morelos" y del CECyT 13 "Ricardo Flores Magón"

Asunto
Autorización de tema

CDMX, 03 de marzo de 2021

Pasante
Diana Karen Vite Ávila
PRESENTE

Boleta
2014321358

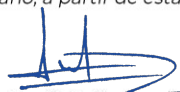
Programa Académico
I.M.M.

Mediante el presente se hace de su conocimiento que la Subdirección Académica a través de este Departamento autoriza al **Dr. Diego Israel Rivas López** y al **Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga** sean asesores en el tema que propone usted desarrollar como prueba escrita en la opción **Tesis Individual**, con el título y contenido siguiente:


"Estudio comparativo de las propiedades en fatiga en función de las diferencias microestructurales del acero API 5L X52"

- Resumen
- I. Introducción
 - II. Consideraciones teóricas
 - III. Procedimiento experimental
 - IV. Resultados
 - V. Análisis de resultado
- Conclusiones.
Referencias.

De acuerdo al artículo 28 del Reglamento de Titulación Profesional del Instituto Politécnico Nacional, el trabajo deberá ser concluido en un término no mayor de un año, a partir de esta fecha.



Dr. José Ortiz Landeros
Presidente de la Academia de
Metalurgia Física



Dr. Diego Israel Rivas López
Director



Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga
Director



Ing. César Rodríguez Guerrero
Jefe del Departamento de Evaluación
y Seguimiento Académico.



M. en C. Isaura García Maldonado
Subdirectora Académica

c.c.p.- Depto. de Evaluación y Seguimiento Académico.
c.c.p.- Depto. de Gestión Escolar.
CRG/mlcp

Edificio 7, 1er nivel, Unidad Profesional "Adolfo López Mateos", Col. Zacatenco,
Alcaldía Gustavo A. Madero, C.P. 07738, Ciudad de México,
Conmutador 01 (55) 57296000 ext 55104 www.esiqie.ipn.mx; www.ipn.mx





EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



Instituto Politécnico Nacional
"La Técnica al Servicio de la Patria"

Escuela Superior de Ingeniería
Química e Industrias Extractivas
Subdirección Académica
Departamento de Evaluación
y Seguimiento Académico

Folio
T-DEySA-012-21

85 Aniversario del Instituto Politécnico Nacional
70 Aniversario del CECyT 11 "Wilfrido Massieu"
60 Aniversario de la Escuela Superior de Física y Matemáticas
50 Aniversario del CECyT 12 "José Ma. Morelos" y del CECyT 13 "Ricardo Flores Magón"

Asunto
Autorización de Impresión

CDMX, a 12 de mayo de 2021

Pasante
Diana Karen Vite Ávila
PRESENTE

Boleta
2014321358

Programa Académico
I.M.M.

Los suscritos tenemos el agrado de informar a usted, que habiendo procedido a revisar el borrador de la modalidad de titulación correspondiente denominado:

"Estudio comparativo de las propiedades en fatiga en función de las diferencias microestructurales del acero API 5L X52"

encontramos que el citado trabajo escrito de **Tesis Individual**, reúne los requisitos para **autorizar el examen profesional y proceder a su impresión** según el caso, debiendo tomar en consideración las indicaciones y correcciones que al respecto se le hicieron.

Atentamente
JURADO

Lopez Hirata Victor M.

Dr. Víctor Manuel López Hirata
Presidente

Héctor Dorantes Rosales

Dr. Héctor Javier Dorantes Rosales
Secretario

Sergio Javier García Nuñez
Ing. Sergio Javier García Nuñez
Vocal 1

Diego Israel Rivas López
Dr. Diego Israel Rivas López
Vocal 2

Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga
Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga
Vocal 3

c.c.p.- Depto. de Evaluación y Seguimiento Académico.
c.c.p.- Depto. de Gestión Escolar.
CRG/mlcp

Edificio 7, 1er piso, Unidad Profesional "Adolfo López Mateos", Col. Zacatenco,
Alcaldía Gustavo A. Madero. C.P. 07738, Ciudad de México,
Commutador 01 (55) 57296000 ext. 55104 www.esiqie.ipn.mx; www.ipn.mx





Folio
T-DEySA-012-21

85 Aniversario del Instituto Politécnico Nacional
70 Aniversario del CECyT 11 "Wilfrido Massieu"
60 Aniversario de la Escuela Superior de Física y Matemáticas
50 Aniversario del CECyT 12 "José Ma. Morelos" y del CECyT 13 "Ricardo Flores Magón"

Asunto
Cesión de derechos

CDMX, a 12 de mayo de 2021

CARTA CESIÓN DE DERECHOS

La que suscribe: **Diana Karen Vite Ávila** estudiante del Programa de: **Ingeniería en Metalurgia y Materiales** con número de Boleta: **2014321358**, manifiesta que es autor intelectual del presente trabajo escrito, por la opción: **Tesis Individual**, bajo la dirección del profesor **Dr. Diego Israel Rivas López** y el **Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga** ceden los derechos del trabajo "**Estudio comparativo de las propiedades en fatiga en función de las diferencias microestructurales del acero API 5L X52**" al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a la siguiente dirección de correo electrónico dk.viteavila@gmail.com , drivas.lopez.76@gmail.com y mabz 2205@hotmail.com Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

A t e n t a m e n t e

Diana Karen Vite Avila

Nombre y Firma
del estudiante

Dr. Diego Israel Rivas López

Nombre y Firma
Del director

Dr. Manuel Alejandro Beltrán Zúñiga

Nombre y Firma
del director





TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN.....	I
ÍNDICE DE FIGURAS	II
ÍNDICE DE TABLAS	V
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO I. CONSIDERACIONES TEÓRICAS.....	2
1.1 Definición de Acero al Carbono	2
1.2 Especificaciones para Aceros Grado Tubería Destinados para el Transporte de gas natural y para la industria del Petróleo	2
1.2.1 Estándar API 5L.....	2
1.2.1.1 Composición Química de los aceros API-5L.....	3
1.2.1.2 Propiedades en Tensión de los Aceros API 5L	4
1.2.2 Consideraciones Microestructurales para Ductos Destinados al Transporte de Petróleo y Gas Natural	6
1.2.3 Mecanismos de Falla en Aceros API 5L.....	7
1.3 Fatiga.....	7
1.3.1 Teorías de fatiga.....	9
1.3.1.1 Teoría de Fatiga de Orowan	9
1.3.1.2 Teoría de Fatiga de Woods.....	10
1.3.1.3 Modelos de Dislocación para Fatiga	11
1.3.2 Factores que Infuyen en la vida en Fatiga.....	12
1.3.2.1 Factor de Tamaño.....	13
1.4 Ensayo de Fatiga	14
1.4.1 Ensayo de fatiga de altos ciclos	15
1.4.2 Ensayo de Fatiga de Bajos Ciclos	15
1.4.3 Consideraciones generales para un Ensayo de Fatiga	16
1.4.3.1 Ciclos de Carga	16
1.4.4 Tipos de Probetas para Ensayos de Fatiga	19
1.4.5 Procedimiento Estándar para Pruebas de Fatiga Axial de Amplitud Constante con Carga Controlada.....	20
1.4.5.1 Selección de Espécimen	21
1.4.5.2 Preparación de Espécimen.....	23
1.4.6 Curva S-N	24
1.4.6.1 Zonas de la curva S-N	25
1.4.6.2 Procedimiento Estándar para el Análisis Estadístico de la curva S-N.....	26
1.4.6.3 Ecuación de Basquin	28
1.5 Fractografía de Fatiga	29
CAPITULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	33
2.1 Matriz Experimental e Identificación de Muestras	33
2.2 Caracterización Metalúrgica de los Aceros	34
2.2.1 Análisis Químico	34
2.2.2 Estudio Metalográfico.....	35
2.2.2.1 Caracterización de Inclusiones.....	37
2.2.2.2 Caracterización Microestructural	37
2.3 Caracterización Mecánica de los Aceros	38



2.3.1 Ensayo de Tensión	38
2.3.2 Ensayo de Dureza	39
2.3.3 Ensayo de Fatiga Axial de Amplitud Constante con Carga Controlada.....	40
2.3.3.1 Selección del espécimen.....	41
2.3.3.2 Proceso de Maquinado	42
2.3.3.3 Preparación del espécimen	44
2.3.3.5 Montaje del espécimen y verificación de alineación.....	47
2.3.3.6 Término del ensayo	48
2.3.4 Curva S-N	48
2.3.5 Examen Fractográfico	50
CAPITULO III. RESULTADOS	52
3.1 Caracterización Metalúrgica	52
3.1.1 Análisis Químico	52
3.1.2 Estudio Metalográfico.....	52
3.1.2.1 Caracterización de Inclusiones.....	52
3.1.2.2 Caracterización Microestructural	54
3.1.2.3 Caracterización Microestructural por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	56
3.2 Caracterización Mecánica.....	57
3.2.1 Prueba de Tensión.....	57
3.2.2 Dureza.....	59
3.2.3 Prueba de fatiga.....	59
3.2.3.1 Curvas S-N.....	61
3.3 Examen Fractográfico.....	65
3.3.4.1 Examen Fractográfico Macroscópico.....	65
3.1.4.1 Análisis Fractográfico con Microscopio óptico de barrido	70
CAPITULO IV. ANÁLISIS DE RESULTADOS	78
4.1 Análisis de Resultados de Caracterización Metalúrgica	78
4.1.1 Composición Química	78
4.1.2 Análisis de Resultados de Estudio Metalográfico	78
4.1.2.1 Caracterización de Inclusiones.....	78
4.1.2.2 Caracterización Microestructural	78
4.1.2.3 Caracterización Microestructural mediante MEB	79
4.3 Análisis de resultados de Ensayos mecánicos.....	81
4.3.1 Prueba de Tensión.....	81
4.3.2 Dureza.....	82
4.3.3 Ensayo de Fatiga por Control de Carga	82
4.3.4 Análisis de Examen Fractográfico	91
4.3.4.1 Análisis de Examen Fractográfico Macroscópico.....	91
4.3.4.2 Análisis de Examen Fractográfico Microscópico.....	95
CONCLUSIONES.....	100
REFERENCIAS	101



RESUMEN

En este trabajo se evaluó el comportamiento en fatiga con respecto a las características microestructurales de dos aceros API 5L grado X52, mediante ensayos de control por carga. Las muestras fueron extraídas de dos tramos de ductos distintos retirados de servicio e identificados para este estudio como X52a y X52b. Los ensayos de fatiga fueron realizados en la dirección de laminación, de acuerdo con lo establecido por la norma ASTM E-466; mientras que, el análisis estadístico de los resultados se realizó conforme al estándar ASTM E-739. Ambos aceros fueron caracterizados para obtener sus propiedades y características metalúrgicas y mecánicas; las cuales posteriormente, fueron empleadas para definir los parámetros en la prueba de fatiga. Los resultados de caracterización indicaron que ambos aceros cumplen con los parámetros establecidos por API 5L para un grado X52, sin embargo, la diferencia en el contenido de carbono y porcentaje de inclusiones del acero X52a es alrededor del doble con respecto al acero X52b. En contraste, el acero X52b muestra una microestructura con signos de envejecimiento, asociada al tiempo y tipo de servicio al que fue expuesto, donde la cementita se esferoidizó y/o migró a los límites de grano. A partir de los resultados en esta investigación se determinó que, los efectos asociados al envejecimiento microestructural representan un factor aún más perjudicial o crítico que las inclusiones no metálicas; ya que las características de resistencia a la fatiga, en aceros bajo carbono, pueden disminuir entre 50% a 90% dependiendo del grado de envejecimiento y las condiciones de carga.

**ÍNDICE DE FIGURAS**

No. Figura	Descripción	No. página
1	Representación gráfica del movimiento de extrusión e intrusión generado por las bandas de deslizamiento.	11
2	Formas típicas de ciclos de carga.	16
3	Ciclo con amplitud de carga constante.	17
4	Tipos de relación de esfuerzos posibles en un ciclo de carga [30].	19
5	Tipos de probetas usados en ensayos de fatiga.	19
6	Tipos de probetas usados en ensayos de fatiga.	20
7	Espécimen con orillas tangencialmente desvanecidas entre la sección de prueba y los extremos.	22
8	Espécimen con radio continuo entre los extremos.	22
9	Espécimen con radio continuo entre los extremos.	23
10	Espécimen con radio continuo entre la sección de calibre uniforme y los extremos.	23
11	Zonas presentes en la curva S-N.	26
12	Variables obtenidas por curva S-N para ecuación de Basquin.	29
13	Fractura característica de fatiga.	31
14	a) Placa X52a. b) Placa X52b	33
15	Matriz experimental	34
16	Belec Compact Port, equipo para análisis químico.	35
17	Representación gráfica de las direcciones evaluadas en el estudio metalográfico.	35
18	a) Montadora Mecapress 3. b) probetas montadas en mecapress 3 con lucita	36
19	Microscopio óptico Olympus GX51	37
20	Plano de probeta estándar para ensayos de tracción.	39



21	Durómetro Wilson modelo 3TTbRB	40
22	Plano de probeta de fatiga para acero API X52a.	41
23	Plano de probeta de fatiga para acero API X52b.	42
24	Plano de la etapa 1 del maquinado para la obtención de probetas de fatiga de los aceros X52 a y b	43
25	Plano de la etapa 2 del maquinado para la obtención de probetas de fatiga de los aceros X52 a y b	43
26	Estereoscopio Olympus SXZ7	44
27	Partes que componen la máquina servo hidráulica MTS 810 usada para ensayos de fatiga.	47
28	Micrografías a 10X de acero X52a sin ataque tomadas en las direcciones L, T y N.	53
29	Micrografías acero X52b sin ataque a 10X tomadas en las direcciones L, T y N	54
30	Microestructura del acero X52a en las direcciones L, T y N	55
31	Microestructura del acero X52b en las direcciones L, T y N	55
32	Microestructura acero X52a obtenida por MEB a 1000 y 3000X en dirección normal	56
33	Microestructura acero X52b obtenida por MEB a 1000 y 3000X en dirección normal.	57
34	Curva esfuerzo vs. deformación de acero X52a.	58
35	Curva esfuerzo vs. deformación de acero X52b.	58
36	Banda de confiabilidad para acero X52a	62
37	Banda de confiabilidad para acero X52b	62
38	Curva S-N ajustada con ecuación de Basquin de acero X52a	64
39	Curva S-N ajustada con ecuación de Basquin de acero X52b	65
40	Comparación de las microestructuras de los aceros de estudios a 1000X	80
41	Micrografía obtenida por MEB de acero X52b a 3000X	80
42	Comparación de curva esfuerzo vs deformación de los aceros X52a y X52b	81



43	Comparación de curvas S-N obtenidas experimentalmente y ajustada con Basquin de los aceros de estudio	83
44	Comparación de curva S-N obtenida con Basquin con respecto a los datos obtenidos experimentalmente	88
45	Comparación de la rugosidad presente en la zona de prueba de los aceros de estudio en función de su amplitud de ensayo más alto, 80%UTS, respecto a la más baja que presentó fractura, respectivamente.	92
46	Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas macro de los aceros X52a y X52b de los niveles más severos de carga y los niveles en donde se alcanzó el runout de un millón de ciclos.	93
47	Comparación de superficies de fractura obtenidas a 80%UTS de los aceros de estudio. Encerrado en color azul se delimita la etapa I, en verde la etapa II y en amarillo la etapa III de propagación de la grieta. Con flecha rojas se indican los múltiples inicios de la superficie de fractura de X52b	94
48	Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa I de propagación, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen.	96
49	Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa II de propagación, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen	97
50	Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa III, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen	99



ÍNDICE DE TABLAS

No. Tabla	Descripción	No. Página
1	Condiciones de entrega PSL 1	3
2	Composición química establecida para PSL 1	3
3	Propiedades mecánicas para PSL1 obtenidas por ensayo de tensión	4
4	Severidad de inclusiones permitida en los aceros para la recolección y transporte de hidrocarburos, con base en la norma mexicana NRF-001-PEMEX-2013	6
5	Dimensiones de especímenes utilizados en la prueba de fatiga por control de carga, de acuerdo con la norma ASTM E-466	21
6	Hierros y aceros forjados	25
7	Aceros colados	25
8	Número mínimo de probetas para caracterizar un material según ASTM E-739	27
9	Dimensiones de probeta estándar de tensión	39
10	Condiciones para ensayo de fatiga, acero X52a	46
11	Condiciones para ensayo de fatiga, acero X52b	46
12	Resultados del análisis químico de los aceros API 5L ensayados	52
13	Resultados del análisis cuantitativo y cualitativo de la caracterización de inclusiones en los aceros de estudio	53
14	Resultados del análisis cuantitativo de la caracterización microestructural en los aceros de estudio.	56



15	Resultados de las pruebas de tensión uniaxial de los aceros X52a y X52b	59
16	Resultados obtenidos en la prueba de dureza Rockwell para ambos aceros de estudio	59
17	Resultados del ensayo de fatiga axial de amplitud constante con carga controlada en acero X52a	60
18	Resultados del ensayo de fatiga axial de amplitud constante con carga controlada en acero X52b	61
19	Coefficiente de resistencia a la fatiga y exponente de fatiga	63
20	Fotos de las probetas del acero X52a tomadas en la zona de prueba después de haber sido ensayadas	66
21	Fotos de las probetas del acero X52b tomadas en la zona de prueba después de haber sido ensayadas	67
22	Superficie de fractura a escala macro de acero X52a	68
23	Superficie de fractura a escala macro de acero X52b	69
24	Superficies de fractura de acero X52a evaluado a 80% con respecto su UTS	71
25	Superficie de fractura de acero X52a evaluado a 75% con respecto su UTS	72
26	Superficie de fractura de acero X52a evaluado a 65% con respecto a su UTS	73
27	Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 80% con respecto a su UTS	74
28	Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 75% con respecto a su UTS	75
29	Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 65% con respecto a su UTS	76
30	Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 55% con respecto a su UTS	77



31	Tabla comparativa de las principales características mecánicas y metalúrgicas de los aceros de estudio	85
32	Comparación de ciclos a la falla entre los aceros X52a y X52b	86
33	Porcentaje de diferencia entre la amplitud de esfuerzo calculada respecto a la obtenida con la ecuación de Basquin para el acero X52a	89
34	Porcentaje de diferencia entre la amplitud de esfuerzo calculada respecto a la obtenida con la ecuación de Basquin para el acero X52b	90
35	Comparación de porcentajes obtenidos de la relación entre los datos obtenidos por la ecuación de Basquin y mediante experimentación	91



INTRODUCCIÓN

Desde los años 50 es conocido que un componente ingenieril sometido a cargas repetitivas o fluctuantes, eventualmente, causarán un defecto que finaliza en una inminente fractura. Esta fractura generada por fatiga representa al menos el 90% de fallas en servicio. Considerar esta falla dinámica es crítico durante el proceso de diseño de los componentes, debido a que en su etapa inicial e intermedia de desarrollo no existen cambios aparentes en la geometría, macroestructura o microestructura del material [1-4].

Los ductos de transporte de hidrocarburos, principalmente fabricados de acero al carbono, interactúan con factores externos como el viento, movimientos de suelo o variaciones en la presión interna de la tubería, que generan cargas cíclicas o fluctuantes; por lo tanto, una fractura por fatiga es un mecanismo común y probable de falla [5, 6]

Numerosos trabajos se han enfocado, principalmente, en estudiar la nucleación de grietas por fatiga en ductos de acero. Así mismo, estas investigaciones han demostrado que las características microestructurales tales como el contenido de inclusiones no metálicas y su morfología, juegan un papel crucial durante la nucleación de grietas por fatiga[7-15]. Sin embargo, existe escasa información acerca del efecto de envejecido microestructural sobre la resistencia a la fatiga en aceros bajo carbono[16].

Por lo tanto, en este trabajo se evaluó la vida en fatiga de dos distintos aceros API-5L X52 (American Petroleum Institute, por sus siglas en inglés), mediante ensayos de fatiga uniaxial controlados por carga, para determinar la influencia de las características microestructurales en la resistencia a la fatiga.



CAPÍTULO I. CONSIDERACIONES TEÓRICAS

1.1 Definición de Acero al Carbono

El Instituto Americano del Acero (AISI, por sus siglas en inglés) define:

“Un acero es considerado al carbono cuando no se especifica el contenido mínimo requerido de cromo, cobalto, niobio, molibdeno, níquel, titanio, tungsteno, vanadio, zirconio o algún otro elemento que al añadirse genere un efecto aleante determinado; cuando el contenido mínimo de cobre no exceda el 0.4%; o cuando los contenidos máximos de magnesio, silicio y cobre no excede el 1.65%, 0.6%. y 0.4% respectivamente.”[17]

De forma general, los aceros al carbono contienen hasta 2% de este elemento del total de los aleantes y se clasifican de acuerdo con su contenido de carbono en: acero ultra bajo, bajo, medio, alto y ultra alto carbono[17].

1.2 Especificaciones para Aceros Grado Tubería Destinados para el Transporte de gas natural y para la industria del Petróleo

1.2.1 Estándar API 5L

El estándar API 5L o su equivalente ISO 3183, publicada en el 2012, es una especificación empleada en tuberías de gas natural y para la industria del petróleo. En este estándar se indican los requerimientos técnicos y comerciales que se deben cumplir; con la finalidad de tener un buen desempeño[18].

En la **Tabla 1** se indican las condiciones de fabricación para tuberías PSL1(Product Specification Level, por sus siglas en ingles); dicha



manufactura debe ser elección del fabricante a menos que se especifique una condición de entrega en la orden de compra[18].

Tabla 1 Condiciones de entrega PSL 1.

Producto	Condición de Entrega	Grado de tubería/acero
PSL1	Rolado, rolado normalizado, normalizado o formado normalizado	L175 o A25 L175 o A25P L210 o A
	Rolado, rolado normalizado, rolado termomecánico, formado termomecánico, formado normalizado, normalizado, normalizado y templado o templado y revenido. Solo para tuberías sin costura.	L245 O B
	Rolado, rolado normalizado, rolado termomecánico, formado normalizado, normalizado, normalizado y templado o templado y revenido.	L290 o X42 L320 o X46 L360 o X52 L390 o X56 L415 o X60 L450 o X65 L485 o X70

1.2.1.1 Composición Química de los aceros API-5L

La composición química requerida para la fabricación de tuberías API 5L se muestra en la **Tabla 2**. La información que se proporciona es para tuberías con espesor menor o igual a 25 milímetros (0.984 in)[18].

Tabla 2 Composición química establecida para PSL 1

Grado del acero (nombre)	Fracción de masa %							
	C max. b	Mn max. b	P		S max.	V max.	Nb max.	Ti max.
Tubería sin costura								
L175 orA25	0,21	0,60	—	0,030	0,030	—	—	—
L175P o A25P	0,21	0,60	0,045	0,080	0,030	—	—	—
L210 o A	0,22	0,90	—	0,030	0,030	—	—	—



L245 o B	0,28	1,20	—	0,030	0,030	c,d	c,d	d
L290 o X42	0,28	1,30	—	0,030	0,030	d	d	d
L320 o X46	0,28	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L360 o X52	0,28	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L390 o X56	0,28	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L415 o X60	0,28 e	1,40 e	—	0,030	0,030	f	f	f
L450 o X65	0,28 e	1,40 e	—	0,030	0,030	f	f	f
L485 o X70	0,28 e	1,40 e	—	0,030	0,030	f	f	f
Tubería con costura								
L175 o A25	0,21	0,60	—	0,030	0,030	—	—	—
L175P o A25P	0,21	0,60	0,045	0,080	0,030	—	—	—
L210 o A	0,22	0,90	—	0,030	0,030	—	—	—
L245 o B	0,26	1,20	—	0,030	0,030	c,d	c,d	d
L290 o X42	0,26	1,30	—	0,030	0,030	d	d	d
L320 o X46	0,26	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L360 o X52	0,26	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L390 o X56	0,26	1,40	—	0,030	0,030	d	d	d
L415 o X60	0,26 e	1,40 e	—	0,030	0,030	f	f	f
L450 o X65	0,26 e	1,45 e	—	0,030	0,030	f	f	f
L485 o X70	0,26 e	1,65 e	—	0,030	0,030	f	f	f
a) $Cu \leq 0,50 \%$; $Ni \leq 0,50 \%$; $Cr \leq 0,50 \%$ and $Mo \leq 0,15 \%$ b) Para cada reducción de 0.01% debajo de la concentración máxima especificada para carbono, se incrementa 0.05% por encima de la máxima concentración permisible de Mn, hasta 1.65% para grados \geq L245 o B \leq L360 o X52; hasta un máximo de 1.75% para grados $>$ para grados $>$ L360 O X5, pero $<$ L485 O X70 ; hasta un máximo y hasta un máximo de 2% para el grado L485 o X70 c) A no ser que se establezca otro valor, la sumatoria de $Nb + V \leq 0,06 \%$. d) $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$. e) A no ser que establezca otro valor. f) A no ser que se establezca otro valor, la sumatoria de $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$. g) Ninguna adición deliberada de B es permitida; el residual de B $\leq 0,001 \%$.								

1.2.1.2 Propiedades en Tensión de los Aceros API 5L

Los ensayos en tensión se realizan con base en la ASTM E-08 o equivalente[19]. Las propiedades reportadas de este ensayo son el esfuerzo de cedencia o límite elástico, la resistencia máxima a la tensión conocida también como UTS (ultimate tensile strength, por sus siglas en inglés), la elongación obtenida después del ensayo de tensión y la resistencia máxima a la tensión del cordón de soldadura[18]. Las magnitudes mínimas de las propiedades mecánicas en tensión se muestran en la **Tabla 3**[18].

Tabla 3 Propiedades mecánicas para PSL1 obtenidas por ensayo de tensión



Grado de tubería	Tuberías con y sin costura			Cordón de soldadura de tuberías EW, LW, SAW y COW
	Esfuerzo de cedencia a $R_{t0,5}$ MPa (psi) min.	Resistencia a la tensión R_m MPa (psi) min.	Elongación (en 50 mm o 2 in) A_f % min.	Resistencia a la tensión R_m MPa (psi) min.
L175 o A25	175 (25 400)	310 (45 000)	c	310 (45 000)
L175P o A25P	175 (25 400)	310 (45 000)	c	310 (45 000)
L210 o A	210 (30 500)	335 (48 600)	c	335 (48 600)
L245 o B	245 (35 500)	415 (60 200)	c	415 (60 200)
L290 o X42	290 (42 100)	415 (60 200)	c	415 (60 200)
L320 o X46	320 (46 400)	435 (63 100)	c	435 (63 100)
L360 o X52	360 (52 200)	460 (66 700)	c	460 (66 700)
L390 o X56	390 (56 600)	490 (71 100)	c	490 (71 100)
L415 o X60	415 (60 200)	520 (75 400)	c	520 (75 400)
L450 o X65	450 (65 300)	535 (77 600)	c	535 (77 600)
L485 o X70	485 (70 300)	570 (82 700)	c	570 (82 700)

a) Para grados intermedios, la diferencia entre la resistencia a la tracción mínima especificada y el límite de cedencia mínimo fluencia especificado para el cuerpo de la tubería será la que se indica en la tabla para el grado siguiente más.

b) Para grados intermedios, la resistencia a la tracción mínima especificada para la costura de soldadura será el mismo valor que se determinó para el cuerpo de la tubería utilizando la nota a).

c) El alargamiento mínimo especificado, A_f , expresado en porcentaje y redondeado al porcentaje más cercano, se determinará utilizando la siguiente ecuación:

$$A_f = C \frac{A_{xc}^{0.2}}{U^{0.9}}$$

Donde:

C es 1 940 para cálculos con unidades SI y 625 000 para cálculos con unidades USC;

A_{xc} es el área de sección transversal de la pieza de prueba de tracción aplicable, expresada en milímetros cuadrados (pulgadas cuadradas), de la siguiente manera:

- para piezas de prueba de sección transversal circular, 130 mm² (0,20 in²) para piezas de prueba de 12,7 mm (0,500 in) y 8,9 mm (0,350 in) de diámetro; y 65 mm² (0.10 in²) para piezas de prueba de 6,4 mm (0.250 in) de diámetro; para piezas de prueba de sección completa, menores a 485 mm² (0.75 in²) o al área de la sección transversal de la pieza de prueba, derivada del diámetro exterior especificado y el espesor de pared especificado de la tubería, redondeado a los 10 mm² más cercanos (0,01 in²); para las piezas de prueba de tira, menores a 485 mm² (0,75 in²) o al área de la sección transversal de la pieza de prueba, obtenida del ancho especificado de la pieza de prueba y el espesor de pared especificado de la tubería, redondeado a los 10 mm² más cercanos (0.01 in²); U es la resistencia a la tracción mínima especificada, expresada en megapascasles (libras por pulgada cuadrada).



1.2.2 Consideraciones Microestructurales para Ductos Destinados al Transporte de Petróleo y Gas Natural

El tamaño de grano es uno de los principales parámetros que deben cuidarse en los aceros utilizados en las tuberías para la recolección y transporte de hidrocarburos. De acuerdo con los requerimientos de Petróleos Mexicanos (PEMEX), en el documento NRF-001-PEMEX del año 2013, el tamaño de grano para oleoductos debe ser 8 o más fino[20]; esta calificación se debe hacer conforme a la ASTM E-112 o equivalente[21].

Por otro lado, en el documento antes mencionado, se establecen los niveles de severidad permitidos de inclusiones no-metálicas de tipo A, B, C y D; clasificadas por la ASTM E-45 o equivalente[22]. Los niveles de severidad se muestran en la **Tabla 4**.

Tabla 4 Severidad de inclusiones permitida en los aceros para la recolección y transporte de hidrocarburos, con base en la norma mexicana NRF-001-PEMEX-2013.

Tipo de Inclusión		Niveles	
		Serie fina [%]	Serie Gruesa [%]
A	Sulfuros	0.5 máx.	0.0
B	Aluminatos	1.0 máx.	0.0
C	Silicatos	0.5 máx.	0.0
D	Otros óxidos	1.5 máx.	0.5 máx.

Además, todas las inclusiones deben tener un mínimo de 95% de globulización. Es importante mencionar que el estándar API 5L, desde su publicación en 1928, no menciona ninguna consideración microestructural.



1.2.3 Mecanismos de Falla en Aceros API 5L

Las tuberías de acero API 5L, están expuestas a ambientes ácidos severos; por lo tanto, son susceptibles a diferentes mecanismos de falla. Por ejemplo, el agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos (ACE, por sus siglas en español), y el agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH, por sus siglas en español). Estos dos mecanismos de falla son reconocidos como los más importantes en ambientes amargos [11–13]; sin embargo, durante la operación, los aceros API también son susceptibles a sufrir falla por fatiga, debido que están sujetos a variaciones en la magnitud de las cargas, internas o externas, así como en el espectro estático y cíclico de las mismas. Si bien, las cargas se encuentran en el dominio elástico; crean y acumulan deformación inelástica [6].

1.3 Fatiga

El término fatiga fue introducido en 1854 por el inglés Braithwaite. Si bien, ya se tenía claro de la existencia de este fenómeno; no fue hasta 1870, con August Whöler, ingeniero ferroviario alemán, que se estableció el primer ensayo de fatiga formal, introduciendo los términos de límite de fatiga y la curva esfuerzo vs número de ciclos, conocida como curva de Whöler o curva S-N [11, 12].

A finales del siglo diecinueve, Baüshinger observó que, cuando un material está bajo deformaciones plásticas cíclicas puede tener varios cambios en el límite elástico hasta alcanzar una estabilidad; esto significa, que el material adquiere una variación en su resistencia con respecto a la carga[12, 13].

Los conceptos de Whöler y Baüschinger, entre otros, son utilizados actualmente para la predicción y entendimiento de la vida en fatiga. Con base



en el estándar E-1823 establecido por la ASTM, American Standard of Test Materials, se define a la fatiga como:

Proceso progresivo localizado, donde ocurre un cambio estructural permanente en un material en condiciones donde se producen esfuerzos y deformaciones fluctuantes en un mismo punto o puntos, que pueden culminar en grietas o una fractura completa después de un número suficiente de ciclos [28].

De dicha definición se establecen seis palabras clave que desglosan aún más el significado de fatiga[26]:

1. **Progresivo.** El proceso de fatiga implica un periodo de tiempo o uso.
2. **Localizado.** El mecanismo de fatiga actúa en zonas localizadas donde existen esfuerzos concentrados o esfuerzos residuales.
3. **Permanente.** Al ser un cambio estructural, el proceso es irreversible.
4. **Fluctuante.** Los esfuerzos y deformaciones al que está sometido el componente son de naturaleza cíclica, es decir se requiere más de solo una carga sostenida; sin embargo, la magnitud y amplitud de los esfuerzos y deformaciones fluctuantes, deben exceder cierto límite para que el proceso de fatiga sea crítico.
5. **Grieta.** Identificar una grieta con alta posibilidad de ser por fatiga, es importante, debido que esta tenderá a crecer hasta un punto crítico donde se producirá una fractura.
6. **Fractura.** Representa la última etapa del proceso de fatiga, donde se resulta la separación del componente.

Para que ocurra una fractura ocasionada por fatiga, se deben cumplir condiciones mínimas, las cuales se enlistan a continuación [11, 15]:

- Un esfuerzo tensión por encima del límite de fatiga.
- Deben existir fluctuaciones en el esfuerzo aplicado
- Un alto número de ciclos en el esfuerzo aplicado



En general la fatiga ocurre bajo condiciones de esfuerzos fluctuantes; sin embargo, existen factores que incrementan la probabilidad de una falla ocasionada por fatiga. Estos pueden ser [11, 13, 16]:

- Concentración de esfuerzos
- Esfuerzos residuales
- Alta dureza y baja tenacidad a la fractura
- Altas temperaturas
- Acabado superficial pobre
- Ambiente corrosivo

1.3.1 Teorías de fatiga

Quizás sea necesario establecer un mecanismo o teoría que explique adecuadamente el fenómeno de fatiga; debido a que es poco probable que conozcamos por completo los cambios estructurales producidos por la fatiga. Muchas de las teorías que existen para evaluar la fatiga han sido cualitativas y basan su aceptación principalmente en el hecho de que el análisis arroja una relación tensión-log N similar a la curva S-N observada. Sin embargo, esto no es necesariamente un criterio satisfactorio, ya que muchos mecanismos asumidos pueden conducir a la predicción de la forma general de la curva de fatiga [3].

1.3.1.1 Teoría de Fatiga de Orowan

Esta teoría establece que la deformación plástica es heterogénea, es decir, se crearán zonas plásticas localizadas incrustadas en un entorno elástico. En 1938, Orowan demostró que para ciclos donde la amplitud de esfuerzos es constante, las regiones plásticas van a experimentar un incremento en el esfuerzo mientras la deformación decrece; como resultado de un endurecimiento por deformación localizada. Cuando el valor del esfuerzo es



tal que el total de las deformaciones plásticas, en la zona débil, excede un valor crítico; se formará una grieta. Esta grieta creará una zona de concentración de esfuerzos, formando una nueva zona plástica localizada en donde el proceso se repite. Este proceso se repite una y otra vez hasta que la grieta se vuelve lo suficientemente larga para que la fractura ocurra en aplicación de tensión pura [31].

En esencia, esta teoría concluye que, la falla por fatiga se debe a un proceso de endurecimiento cíclico atribuido a un modelo discontinuo; sin embargo, actualmente se ha observado que las grietas ocasionadas por fatiga suponen a un proceso continuo [12, 13, 16].

Orowan también explicó que la existencia del límite se debe a que el total de las deformaciones plásticas (tanto positivas como negativas) convergen en un valor finito no crítico para la formación de una grieta; al tiempo que los ciclos incrementan de forma infinita [3]. Se estima que el límite de fatiga se encuentra en un rango del 1 al 70% con respecto al valor del esfuerzo tensil máximo del metal a evaluar [26].

1.3.1.2 Teoría de Fatiga de Woods

Woods define que la falla por fatiga no requiere endurecimiento por deformación localizada para que ocurra deformación por fatiga. Menciona que, durante el fenómeno de fatiga se producen bandas de deslizamiento en consecuencia del apilamiento de finos movimientos sistemáticos correspondientes al orden de 10^{-7} cm; dicho mecanismo permite el acomodamiento de las dislocaciones generando que el endurecimiento por deformación sea despreciable.

El movimiento de deslizamiento (adelante y atrás), producido por deformación estática, creará muescas de nivel atómico. Estos movimientos



en las bandas de deslizamiento dan lugar a intrusiones y extrusiones; cuya forma gráfica se puede representar en la **Figura 1** [13, 17, 18]

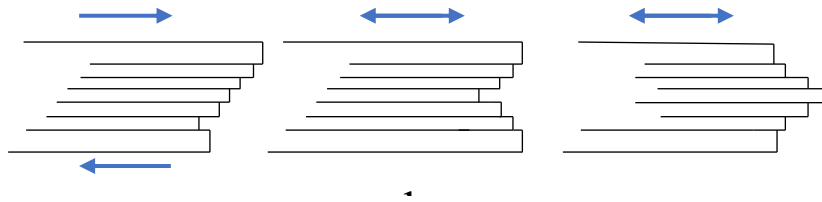


Figura 1. Representación gráfica del movimiento de extrusión e intrusión generado por las bandas de deslizamiento.

Este mecanismo es aceptado debido a que la grieta por fatiga empieza en la superficie, donde la deformación inelástica es más factible; permitiendo que las intrusiones y extrusiones se desarrollen ahí y, posteriormente, funjan como sitios de nucleación de grietas[2, 23].

1.3.1.3 Modelos de Dislocación para Fatiga

De las teorías con más aceptación que refieren a modelos de generación de bandas de deslizamiento de intrusión y extrusión, es la propuesta por Mott; esta sugiere que dichas bandas son producto de deslizamiento cortante durante la multiplicación de dislocaciones de tornillo [32].

Se sabe que la distribución de las dislocaciones, característica en los metales con acomodo atómico cúbico centrado en las caras (FCC por sus siglas en inglés) fatigados, consiste en regiones con altas densidades de bucles de dislocaciones y dipolos. Existen varios posibles mecanismos para la formación de dichos dipolos, sin embargo, debido a que los ejes de los dipolos, en metales fatigados, recaen a lo largo del plano $\langle 112 \rangle$, el mecanismo que favorece esta situación involucra que exista deslizamiento cortante de dislocaciones de tornillo; lo cual, es un prerequisite para que existan las bandas de deslizamiento de extrusión [2, 30].



Estas bandas de deslizamiento han sido observadas solo después del 5% de la vida total en fatiga [13, 19].

1.3.2 Factores que Influyen en la vida en Fatiga

La mayoría de la información que se encuentra en la literatura con respecto a fatiga considera un ensayo ideal ya que la experimentación se efectúa en condiciones controladas, es decir, a temperatura ambiente y sin ningún medio corrosivo más que el aire, además de utilizar especímenes con acabado superficial de pulido y sin muescas. Sin embargo, se considera que los componentes ingenieriles, debido a sus condiciones de trabajo, no se encuentran en condiciones ideales; por tanto, a nivel laboratorio es necesario considerar los efectos de distintos factores que afectan la vida en fatiga de los materiales, como son [23, 31]:

Acabado superficial. La explicación de la reducción del límite de fatiga por el acabado superficial es debido a la existencia de una mayor rugosidad en la superficie de la probeta se produce un fenómeno de concentración de esfuerzos en la misma.

Confiabilidad. Es importante el carácter probabilístico de los ensayos realizados para obtener las curvas S-N, por esta razón, existe el factor modificativo de confiabilidad que permite de forma analítica cuantificar la probabilidad de fallo.

Concentración de esfuerzos. Es muy común encontrar elementos mecánicos con agujeros, ranuras y otra serie de discontinuidades que alteran la distribución del esfuerzo. La influencia que pueda llegar a tener estas discontinuidades, respecto a la vida en fatiga, se evalúa mediante el factor de concentración de esfuerzos.

Tamaño. La fatiga de componentes ingenieriles generalmente se realiza utilizando probetas estandarizadas; esto implica que existe una diferencia significativa con respecto al área transversal entre el componente y la probeta



ensayada en laboratorio. En el siguiente apartado se explica más a fondo este factor.

Esfuerzos diversos. Este factor se utiliza para modificar el límite de fatiga en función de otros aspectos no considerados anteriormente, como son: Esfuerzos residuales o remanentes, comportamiento anisotrópico en función de la dirección operacional, efectos del tratamiento térmico, corrosión, inclusiones, tamaño de grano.

1.3.2.1 Factor de Tamaño

Experimentalmente se demostró que existe un cambio en propiedades de fatiga debido a la variación de tamaño entre especímenes. Esto lo demostró Horgner en 1953, quien realizó pruebas en ejes de acero sometidos a flexión invertida; donde determinó una reducción en el límite de fatiga conforme el diámetro del eje aumentaba. Por otro lado, Phillips y Heywood, a diferencia de Horgners, no encontraron una variación significativa en el límite de fatiga conforme aumentaba el diámetro de los aceros al carbono utilizados, sin embargo, al introducir muescas a los especímenes se observó el efecto de tamaño; la respuesta a esto se le atribuyó a el gradiente de esfuerzos generado. Estos experimentos son de vital importancia ya que demuestran que la existencia de este fenómeno es debido al gradiente de esfuerzos [3].

En condiciones de flexión sin muescas, si el diámetro o el grosor de la muestra es <10 mm, el comportamiento en fatiga es independiente del diámetro o grosor. A medida que el grosor aumenta a 50 mm, el límite de fatiga disminuye a un factor de aproximadamente de 0.7 a 0.8 del límite de fatiga obtenido para muestras de menos de 10 mm de diámetro o grosor[26].

El límite de fatiga para muestras, ensayadas axialmente, puede variar de 0.75 a 0.9 respecto a los límites de fatiga por flexión[26]. En flexión, para un esfuerzo nominal dado, el gradiente de esfuerzos depende del diámetro o grosor de la muestra; cuanto mayor es el diámetro o grosor,



menor es el gradiente de esfuerzos y, por lo tanto, mayor es el esfuerzo promedio en una región local en la superficie; en este caso el esfuerzo promedio localizado gobierna la resistencia a la fatiga, en lugar del esfuerzo nominal máximo[26].

Para muestras sin muescas, cargadas axialmente, no existe un gradiente de esfuerzos, debido a que el esfuerzo promedio y máximo tienen la misma magnitud; lo que resulta en un menor efecto de tamaño que en flexión [26].

El efecto de tamaño también se le atribuye a que al incrementarse el área transversal de las muestras aumenta la probabilidad de la presencia de discontinuidades microestructurales, ocasionando zonas de concentración de esfuerzos, en consecuencia, la resistencia a la fatiga disminuye. Además, con muestras axiales sin muescas, dado que toda el área está sometida a un esfuerzo uniforme, la energía de histéresis puede no disiparse adecuadamente y la temperatura de la muestra puede aumentar; en consecuencia, puede disminuir la resistencia a la fatiga [2].

1.4 Ensayo de Fatiga

Para aquellos componentes que durante su desempeño ocasionalmente alcancen la carga máxima esperada, el criterio más adecuado para diseñarlos es el de vida segura. Para diseñar componentes bajo este criterio se utilizan ensayos de fatiga de altos o bajos ciclos, esto con la finalidad de conocer la vida finita de un material; es decir, se busca conocer la carga máxima que podrá soportar en fatiga hasta la carga mínima, en donde alcanzará la estabilidad [26].



1.4.1 Ensayo de fatiga de altos ciclos

El ensayo de fatiga de altos ciclos se utiliza para conocer la vida infinita de un material; sin embargo, también es usado para la vida finita. Este criterio de diseño es el más antiguo con respecto a la fatiga; el cual requiere que los esfuerzos o deformaciones locales sean esencialmente elásticas. Para componentes que serán ensayados a más de un millón de ciclos, se requiere que los esfuerzos o deformaciones permanezcan por debajo del límite de fatiga [26].

Este ensayo es el más común dentro de las pruebas de fatiga, se lleva a cabo en una máquina servo hidráulica de circuito cerrado y utiliza un espécimen sin muesca con sección calibrada, ya sea circular o rectangular; la cual es sometida a carga axial. Los detalles del ensayo se describen en el estándar ASTM E-466 [11, 20]

1.4.2 Ensayo de Fatiga de Bajos Ciclos

Este ensayo se conoce como fatiga de bajos ciclos debido a que la falla puede ocurrir entre 10 y 10^4 ciclos [26].

Un importante aspecto del proceso de fatiga es la deformación plástica ya que las grietas por fatiga usualmente nuclean en zonas localizadas plásticamente deformadas; por lo tanto, un ensayo con deformación cíclica controlada puede caracterizar mejor el comportamiento en fatiga del material. [26].

Este ensayo se ha vuelto muy común, sin embargo, resulta ser complicado de llevar a cabo por el equipo y control que requiere. Regularmente se realiza en una máquina servo hidráulica de circuito cerrado y utiliza un espécimen sin muesca con una sección calibrada uniforme; el cual es sometido a deformación axial. En la zona calibrada se coloca un extensómetro que

controla y mide la deformación en dicha zona; los detalles de ensayo se describen en el estándar ASTM E-606 y SAE J1099 [26].

1.4.3 Consideraciones generales para un Ensayo de Fatiga

1.4.3.1 Ciclos de Carga

Desde un punto de vista mecánico, la fatiga es caracterizada principalmente por el tipo de ciclo de carga; el cual, puede diferenciarse por la frecuencia y variación de la carga aplicada. Los ciclos de carga pueden dividirse de manera concreta en cuatro tipos [30]:

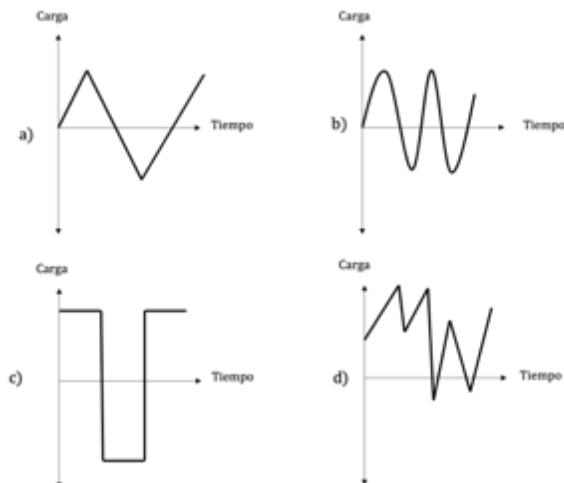


Figura 2. Formas típicas de ciclos de carga

1. *Triangular*
2. *Sinusoidal*
3. *Pulsante*
4. *Aleatoria*

Históricamente se ha visto que durante el ciclo de fatiga existe una variación en la amplitud de carga; sin embargo, en términos de diseño se utiliza una amplitud de carga constante con la finalidad de conocer el comportamiento de un material en fatiga. La forma típica de un ciclo se representa en la **Figura 3**, el cual se compone de tres características principales: amplitud, frecuencia y esfuerzo promedio [26].

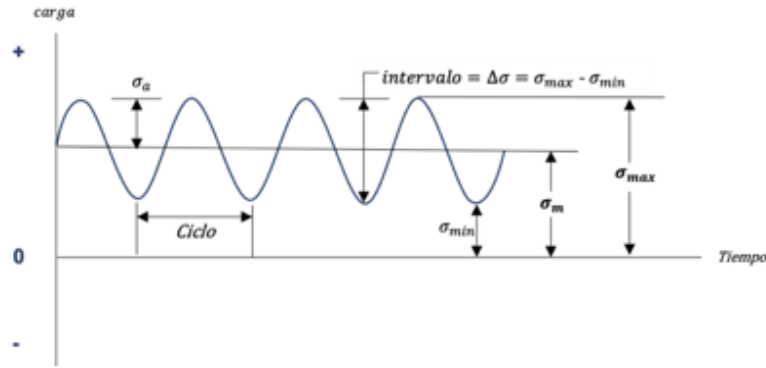


Figura 3. Ciclo con amplitud de carga constante.

En un ciclo de fatiga existen variables como el esfuerzo máximo y el esfuerzo mínimo. A la variación algebraica de estos esfuerzos, se denomina intervalo del ciclo; el cual se representa en la **ecuación 1**[26].

Intervalo del ciclo	$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$	(1)
---------------------	--	-----

El esfuerzo promedio o *set point*, indicado en la **ecuación 2**, es el promedio del máximo y mínimo esfuerzo en un ciclo [26].

Esfuerzo promedio	$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$	(2)
-------------------	--	-----

La tensión alterna, σ_a , es otra variable primordial para describir un ciclo de fatiga; esta se crea debido a fuerzas que están cambiando su dirección o magnitud respecto al tiempo. Se define como la cantidad de esfuerzo que varía con respecto al esfuerzo promedio[36].

En la **ecuación 3** se expresan las variables necesarias para calcular la amplitud de esfuerzos [26].

Amplitud de esfuerzos	$S_a = \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$	(3)
-----------------------	---	-----



En un ensayo de fatiga es necesario establecer la relación de esfuerzos, R . Se expresa con la **ecuación 4** [26].

$$\begin{array}{l} \text{Relación de} \\ \text{esfuerzos} \end{array} \quad R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

Las relaciones de esfuerzos más comunes para llevar a cabo un ensayo de fatiga son:

$$R=-1 \text{ y } R=0$$

Cuando $R = -1$ se conoce como *fully reverse* debido a que $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$.

Cuando $R = 0$ el σ_{min} es igual a cero, mientras que el σ_{max} se encuentra en tensión.

Estas relaciones son las más utilizadas debido a que en estudios basados en el historial de cargas de componentes ingenieriles como aviones, puentes, resortes helicoidales, tanques sometidos a presión, entre otros. Se ha demostrado que el comportamiento que prevalece en todos los campos de ingeniería consiste en una combinación de esfuerzos tensiles y en compresión. En la **Figura 4** se indican los tipos de relación de esfuerzos posibles en un ciclo de carga [26].

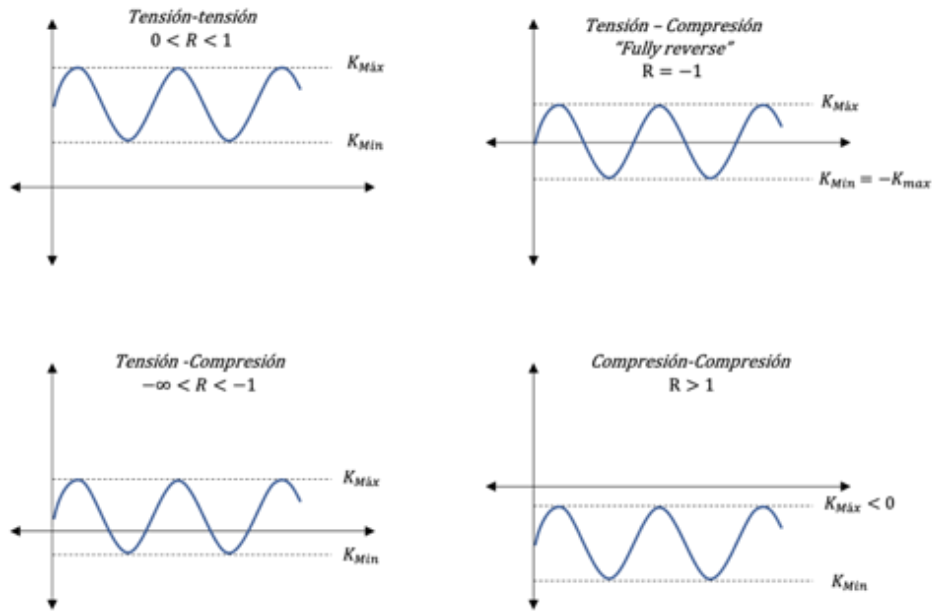


Figura 4. Tipos de relación de esfuerzos posibles en un ciclo de carga [30].

1.4.4 Tipos de Probetas para Ensayos de Fatiga

Los especímenes usados para los ensayos de fatiga (Figuras 5 y 6) usualmente tienen una rugosidad mínima para disminuir la existencia de concentradores de esfuerzos en la superficie [26].

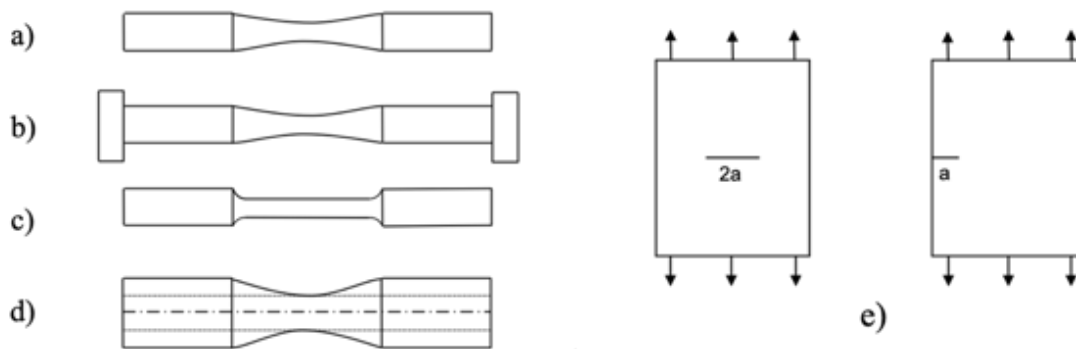


Figura 5. Tipos de probetas usados en ensayos de fatiga

- a) Flexión rotatoria
- b) Probeta hourglass para carga axial
- c) Probeta con sección calibrada uniforme para carga axial
- d) Tubular combinada con axial/torsión con o sin presión interna/externa.
- e) Grieta axial en lámina/.

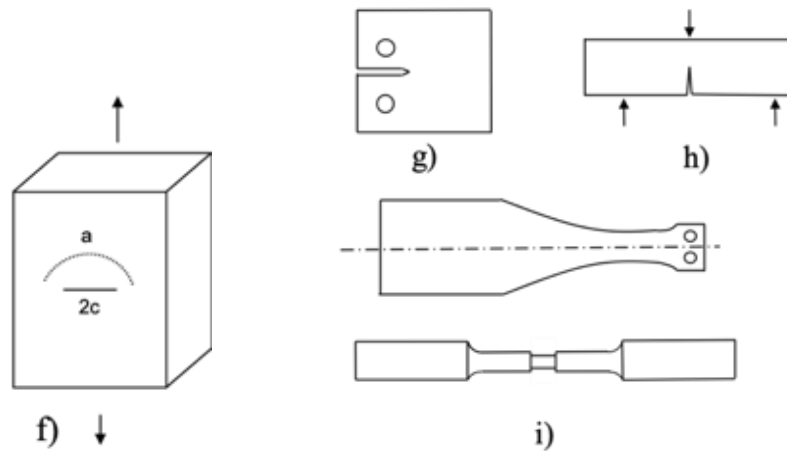


Figura 6. Tipos de probetas usados en ensayos de fatiga

- f)* Grieta pasante
- g)* Probeta tipo CT pre agrietada
- h)* Flexión en tres puntos
- i)* Axial o flexión con ranura circunferencial

1.4.5 Procedimiento Estándar para Pruebas de Fatiga Axial de Amplitud Constante con Carga Controlada

La ASTM E-466 indica el procedimiento para realizar ensayos de fatiga axial con carga controlada, para obtener la resistencia a la fatiga en materiales metálicos en un régimen donde las deformaciones son predominantemente elásticas. Este ensayo, también, se utiliza para determinar el efecto de variaciones en el material, geometría y condición superficial, respecto a la resistencia a la fatiga [35].

Esta práctica no está destinada a componentes o partes, por lo que se requiere el uso de probetas con un diseño estandarizado indicado dentro de la misma norma. Para hacer el ensayo comparable y reproducible se tienen que considerar tamaño de grano, composición y acabado superficial [35].



1.4.5.1 Selección de Espécimen

La selección del espécimen depende del equipo que se tenga y la geometría del material a estudiar.

La relación de áreas del espécimen, o probeta, dependen del equipo de agarre. Algunas de las advertencias mencionadas por la ASTM E-466 son para especímenes con cuerda; debido que pueden ser difíciles de alinear y la fractura tiende a iniciarse en las cuerdas. También hace mención de especímenes con sección calibrada rectangular, ya que las orillas representan una debilidad debido a que el deslizamiento de los granos no está confinado por ningún grano vecino[35]. En la **Tabla 5** se indican los tipos de probetas y su relación de áreas en función de su sección calibrada. Las **Figura 7 a 10** muestran la geometría de estas probetas.

Tabla 5 Dimensiones de especímenes utilizados en la prueba de fatiga por control de carga, de acuerdo con la norma ASTM E-466

Tipo de probeta		Dimensiones	Figura
Sección circular	Espécimen con orillas tangencialmente desvanecidas entre la sección de prueba y los extremos	D= debe estar preferiblemente entre 0.200 <i>pulgadas.</i> (5.08 mm) y 1.000 <i>pulgadas.</i> (25.4 mm). R= 8D L= 2 o 3 veces D Área de la sección transversal del agarre debe ser al menos 1,5 veces menos cuatro veces el área de la sección de prueba.	Figura 7
	Espécimen con radio continuo entre extremos	D= diámetro mínimo de la sección de prueba R= radios de curvatura > 8D La longitud reducida de la sección debe ser mayor que 3D.	Figura 8



Sección rectangular	Espécimen con radio continuo entre la sección de calibrada uniforme y los extremos	$D = 8W$ $W/T =$ Debe estar entre 2 y 6 $L = 2$ o $3 W$ El área reducida debe estar preferentemente entre 0.030 pulg^2 (19.4 mm^2) y 1.000 pulg^2 (645 mm^2), excepto en casos extremos donde la necesidad de probar un producto con una superficie sin cambios hace que las restricciones anteriores no sean prácticas.	Figura 9
	Espécimen con radio continuo entre los extremos	$W =$ ancho mínimo de la zona de prueba $R =$ radios de curvatura $> 8W$ La longitud reducida de la sección debe ser mayor que $3W$. El área reducida debe estar preferiblemente entre 0.030 pulg^2 (19.4 mm^2) y 1.000 pulg^2 (645 mm^2), excepto en casos extremos donde la necesidad de probar un producto con una superficie sin cambios hace que las restricciones anteriores no sean prácticas.	Figura 10

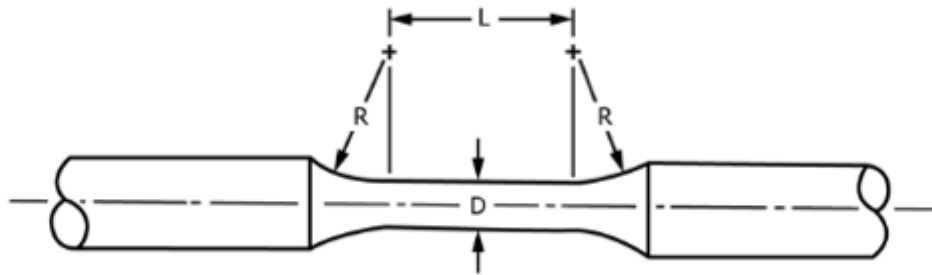


Figura 7 Espécimen con orillas tangencialmente desvanecidas entre la sección de prueba y los extremos

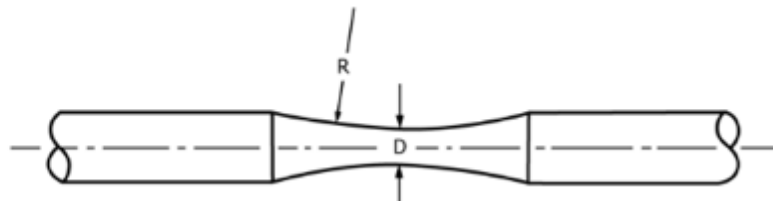


Figura 8 Espécimen con radio continuo entre los extremos.

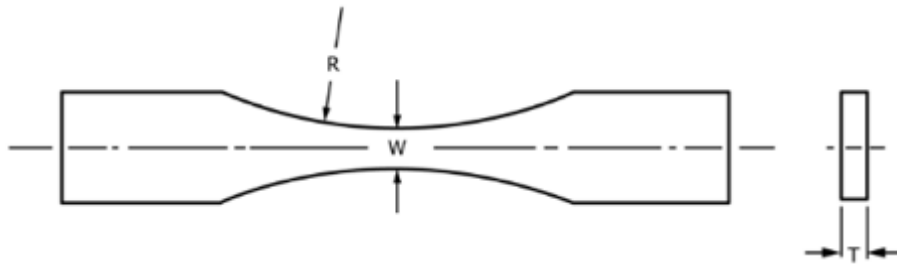


Figura 9 Espécimen con radio continuo entre extremos.

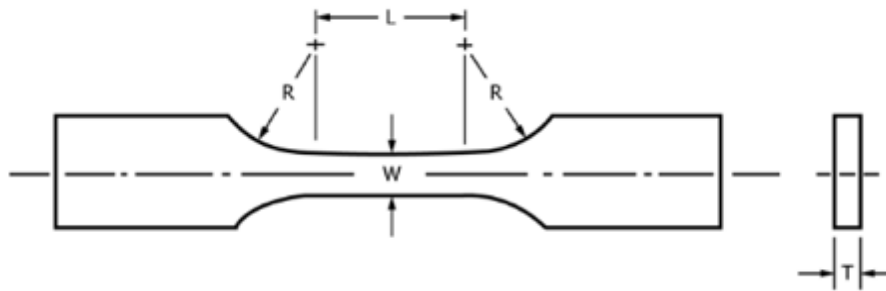


Figura 10 Espécimen con radio continuo entre la sección de calibrada uniforme y los extremos

1.4.5.2 Preparación de Espécimen

El proceso indicado por la norma está enfocado a materiales duros, sin embargo, también puede ser aplicado a materiales blandos. Este procedimiento se recomienda si la experimentación no va enfocada en una evaluación de condición superficial.

En las etapas finales de maquinado se debe remover el material en pequeñas cantidades hasta dejar un exceso de 0.125 mm; remover los siguientes 0.1 mm de la zona de prueba a una velocidad de no más de 0.005 mm/paso; y remover las últimas 0.025 mm por pulido longitudinal para obtener una rugosidad de no más de 0.2 μm [35].



La condición de ensayo del espécimen y el método de preparación de este consta de los pasos más importantes. Una mala preparación puede provocar un cambio parcial entre los resultados.

Una vez establecida y aprobada la técnica de preparación para las probetas, no se debe de hacer ningún cambio [35].

La inspección de los especímenes se debe realizar con ayuda de un estereoscopio con una amplificación mínima de 20X. Anormalidades obvias como grietas o marcas de mecanizado, no son aceptables. Las muestras deben limpiarse antes de ser analizadas con algún solvente que no sea dañino a la superficie del material [35].

1.4.6 Curva S-N

La curva S-N es el método más utilizado para describir la vida en fatiga de un componente, debido a que proporciona información sobre la dependencia de la vida del espécimen al número de ciclos a la falla [3].

Los términos usados en el diagrama S-N son definidos por la ASTM E-1823 y se enuncian a continuación:

El tiempo de vida en fatiga, N_f , se define como el número de ciclos de esfuerzo o deformación que un espécimen puede tolerar antes de la falla. La resistencia a la fatiga, σ'_f , es un valor hipotético del esfuerzo a la falla a N_f ciclos. El límite de fatiga, S_f , es el valor promedio de la resistencia a la fatiga, cuando N_f tiende al infinito [28].

De forma empírica, se encontró que basado en las propiedades mecánicas del material se puede aproximar el límite de fatiga sin corregir (S_f), utilizando como base el esfuerzo máximo a la tensión (S_u) [22].



En las **Tablas 6 y 7** se muestra cómo obtener el límite de fatiga a partir de la resistencia máxima del material; esto como un aproximado [26].

Tabla 6 Hierros y aceros forjados.

Límite de fatiga calculado	Resistencia máxima a la tensión
$S_f \approx 0.5 S_u$	$S_u \leq 1400 \text{ MPa}$
$S_f \approx 700 \text{ MPa}$	$S_u \geq 1400 \text{ MPa}$

Tabla 7 Aceros colados.

Límite de fatiga calculado	Resistencia máxima a la tensión
$S_f \approx 0.5 S_u$	$S_u \leq 1400 \text{ MPa}$
$S_f \approx 700 \text{ MPa}$	$S_u \geq 1400 \text{ MPa}$

1.4.6.1 Zonas de la curva S-N

La curva S-N está dividida en tres zonas (**Figura 11**):

1. *Zona de bajos ciclos:* Se sitúa normalmente por debajo de 10^3 o 10^4 ciclos. En esta zona a pesar de estar sometido a cargas cíclicas, el componente presenta un comportamiento similar como lo hace frente a cargas estáticas; existe una leve reducción a la resistencia[34].
2. *Zona de altos ciclos:* En esta zona todavía se considera que se está analizando la vida finita del material. Esta zona comprende de 10^5 a 10^7 ciclos. Su comportamiento es distinto frente a cargas estáticas[34].
3. *Zona de vida infinita:* A partir de esta zona se establece el límite de fatiga no corregido, debido a que debajo de este valor la vida de la probeta es infinita; es decir, no hay fractura [34].

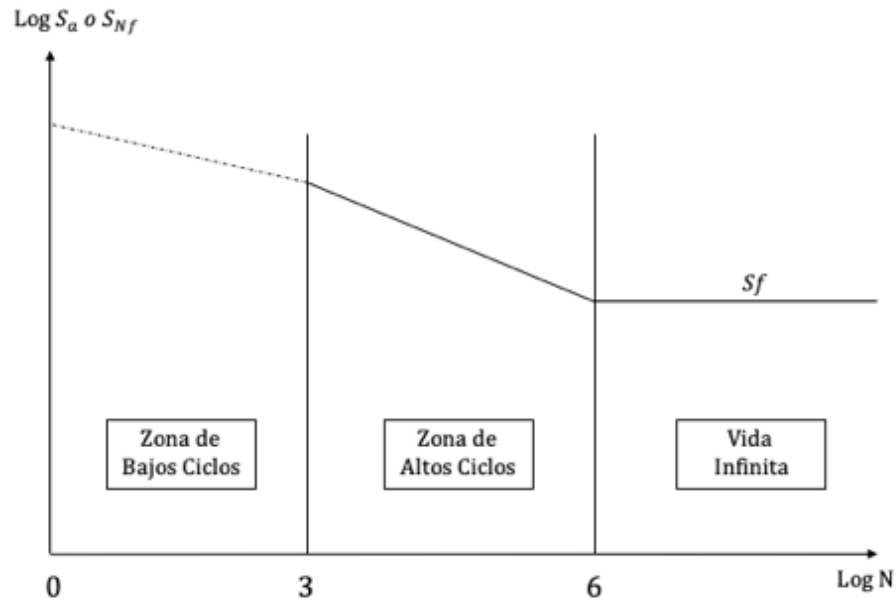


Figura 11. zonas presentes en la curva S-N

1.4.6.2 Procedimiento Estándar para el Análisis Estadístico de la curva S-N

Para caracterizar un material mediante ensayos con probetas es necesario utilizar una norma de referencia, a fin de obtener un análisis estadístico confiable y que la validez de las curvas obtenidas sea homologable.

La ASTM E-739 propone una metodología para el análisis estadístico de la forma lineal de la curva S-N. De acuerdo con el estándar tanto el número de probetas ensayadas que hayan fallado (k) como el número de niveles de tensión (n_a) utilizados, tienen influencia en la calidad de los resultados. Por esta razón, la ASTM establece un porcentaje de replicación, P_r , a cumplir en función del tipo de ensayo (**ecuación 5**) [37].

$$P_r = 100 * \left(1 - \frac{n_a}{k}\right) \quad (5)$$



En la **Tabla 8** se presenta el rango de valores, k y P_r establecidos por la ASTM E-739.

Tabla 8 Número mínimo de probetas para caracterizar un material según ASTM E-739.

Tipo de ensayo	Número de probetas k	% replicación P_r mínimo
Preliminar y exploratorio	6-12	17-33
Ensayos para investigación y Desarrollo de componentes y probetas	6-12	33-50
Datos válidos para diseño	12-24	50-75
Datos para fiabilidad	12-25	75-88

Este mismo estándar propone analizar los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga mediante el criterio de aproximación lineal por mínimos cuadrados, para encontrar la función continua que mejor se ajuste a los datos y restringe su práctica a la relación lineal de amplitud de esfuerzos o deformaciones respecto a los ciclos a la falla ecuaciones **6** y **7** [37].

$$\begin{array}{l} \text{Relación lineal Amplitud} \\ \text{de esfuerzos respecto} \\ \text{ciclos a la falla} \end{array} \quad \log N = A + B (\log S) \quad (6)$$

$$\begin{array}{l} \text{Relación lineal Amplitud} \\ \text{de deformaciones} \\ \text{respecto ciclos a la falla} \end{array} \quad \log N = A + B(\log \varepsilon) \quad (7)$$

Donde S o ε puede referirse a:

- a) El valor máximo de la amplitud constante de esfuerzos o deformaciones cíclicas en función de una relación de cargas o deformaciones establecidas.
- b) La amplitud o rango de amplitud constante de esfuerzos o deformaciones cíclicas



Cuando todos los ensayos en donde las probetas hayan fallado, es decir no haya run outs, los coeficientes de A y B se calculan de acuerdo con las **ecuaciones 8 y 9** obtenidas por el método de mínimos cuadrados.

Ordenada al Origen $\hat{A} = \bar{Y} + \bar{X}\hat{B}$ (8)

Pendiente $\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2}$ (9)

Promedio de amplitud de esfuerzos o deformaciones $\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^k X_i}{k}$ (10)

Promedio de ciclos a la falla $\bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^k Y_i}{k} = \frac{\sum_{i=1}^k \log N_i}{k}$ (11)

Siendo \bar{X} el promedio de la amplitud de esfuerzos o deformaciones, dependiendo el caso (**ecuación 10**) y \bar{Y} el promedio de los ciclos a la falla (**ecuación 11**).

1.4.6.3 Ecuación de Basquin

Hay varios modelos que representan las curvas S-N los cuales usualmente implican una vida en fatiga media; sin embargo, la más usada por su suproximidad a los datos experimentales, es la de Basquin (**ecuación 12**) (12) [2, 22–24, 35].

Ecuación de Basquin $S_a \text{ o } S_{Nf} = A(N_f)^B$ (12)



Donde S_a es la amplitud de esfuerzos aplicada y S_{Nf} la resistencia a la fatiga a N_f ciclos; A o σ'_f es el coeficiente que representa el esfuerzo para llegar a la fractura en un ciclo; y B es el exponente de resistencia a la fatiga, gráficamente resulta ser la pendiente obtenida de la relación logarítmica entre los esfuerzos y ciclos a la falla (**Figura 12**) [26].

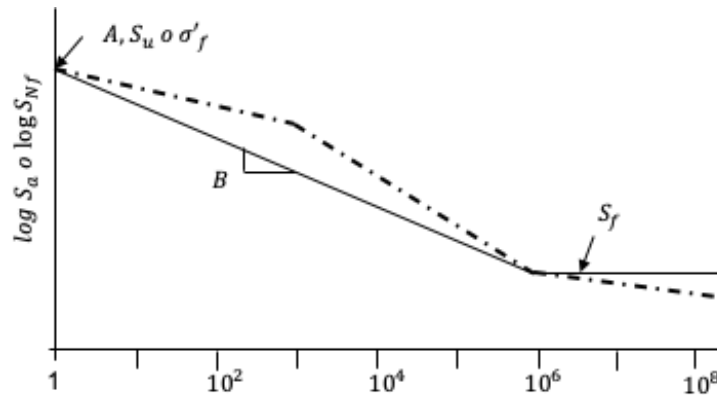


Figura 12. Variables obtenidas por curva S-N para ecuación de Basquin.

La ecuación de Basquin indica la relación lineal entre los ciclos de tensión aplicados (S_a o S_{Nf}) en el eje X y el número de ciclos a la falla (N_f) en el eje Y, trazada en una escala Log-Log [28].

El modelo lineal de la ecuación de Basquin se presenta en la **ecuación 13**.

Ecuación linealizada de Basquin

$$\log N_f = \frac{1}{b} \log S_a \text{ o } S_{Nf} - \frac{1}{b} \log A \quad (13)$$

1.5 Fractografía de Fatiga

Hay evidencia considerable donde se indica que la grieta ocasionada por fatiga inicia en la superficie y se forma a partir del 10% de la vida total en fatiga; sin embargo, esta grieta no es detectable hasta muchos ciclos después.



Para los tipos comunes de carga como flexión y torsión resulta lógico que el inicio de la falla inicie ahí; debido que el esfuerzo máximo ocurre en la superficie, sin embargo, en cargas axiales no necesariamente sucede dicho comportamiento [3].

Las grietas se encuentran en regiones de alta deformación, de forma paralela a lo que originalmente es una banda de deslizamiento. Es aceptado que las grietas por fatiga se propaguen a lo largo en un ángulo de 45° , con respecto a la dirección de la carga de fatiga en una etapa inicial [36, 37] y la propagación de este tipo de grietas es regularmente transgranular [5].

Actualmente es aceptado que la propagación de grietas por fatiga ocurra en tres etapas [30]:

Etapa I. Nucleación y crecimiento lento de grietas

Etapa II. Propagación Estable

Etapa III. Propagación rápida y falla final

Una fractura ocasionada por cargas fluctuantes puede ser reconocida con base en su apariencia macroscópica donde se observan características típicas, tales como [26]:

- Sitios distintos de nucleación de grietas.
- Marcas de playa ocasionadas por la variación de carga durante el ciclo de fatiga. Se observan en forma de semicírculos concéntricos en dirección de la propagación de la grieta
- Una superficie rugosa con un labio de corte, característica de la etapa III o final.

La **Figura 13** muestra una imagen de la superficie de fractura propia del mecanismo de fatiga.

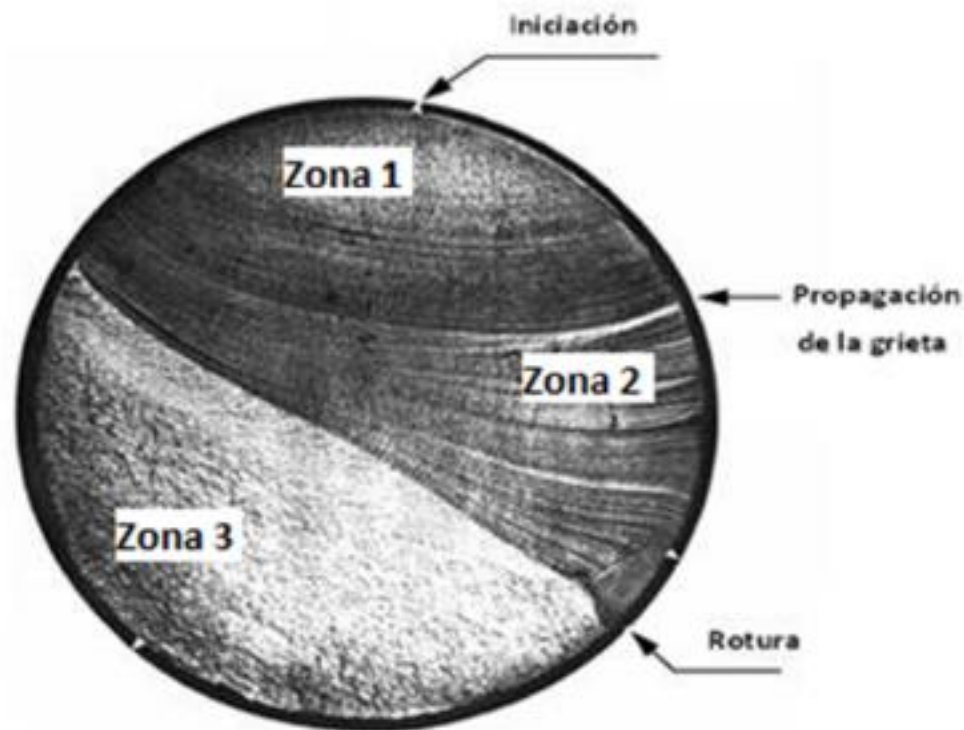


Figura 13. Fractura característica de fatiga.

De forma general, los aspectos de superficie de fractura por fatiga son los siguientes [26]:

- La superficie de fractura fatigada puede ocupar menos del 1% de la superficie de fractura o extenderse casi un 100%; esto depende de la magnitud del esfuerzo aplicado y la tenacidad a la fractura del material.
- Macroscópicamente, la región fatigada puede ser distinguida por las etapas I y II; donde se observan, respectivamente, zonas suaves, corrosión y marcas de playa. Se debe tomar en cuenta que hay excepciones.
- Las fracturas por fatiga regularmente nuclean en la superficie, donde los esfuerzos son más altos y tanto el ambiente corrosivo como los cambios en geometría son más evidentes.
- Por cada ciclo de carga se genera una estriación perpendicular respecto a la dirección de propagación y la distancia entre cada estriación



resulta ser el avance de la grieta en cada ciclo. No obstante, no todos los materiales presentan estrías en la fase II, también conocidas como marcas de playa a nivel macro; estas aparecen claramente en metales puros, aleaciones dúctiles y en algunos polímeros

- Microscópicamente, las grietas por fatiga habitualmente nuclean y crecen en un plano corte máximo.
- Desde un punto macroscópico, las grietas frecuentemente crecen en un plano de esfuerzo máximo en tensión, sin embargo, bajo cargas multiaxiales o de torsión las grietas por fatiga crecen en plano de corte máximo.



CAPITULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Matriz Experimental e Identificación de Muestras

En el desarrollo experimental de este trabajo se utilizaron dos aceros con especificación API 5L; los cuales fueron empleados para estudiar la relación de las propiedades en fatiga, con respecto a las características microestructurales de los mismos.

Los materiales empleados en esta experimentación fueron extraídos de dos tubos de acero con diferente espesor, pero con la misma especificación API 5L y grado X52. Primero, se realizaron cortes con oxiacetileno y posteriormente se realizaron cortes mecánicos; para desechar la zona afectada por el calor. Como resultado se obtuvieron 2 placas, las cuales se identificaron como X52a y X52b, mostradas en las **Figura 14a** y **Figura 14b**, respectivamente.

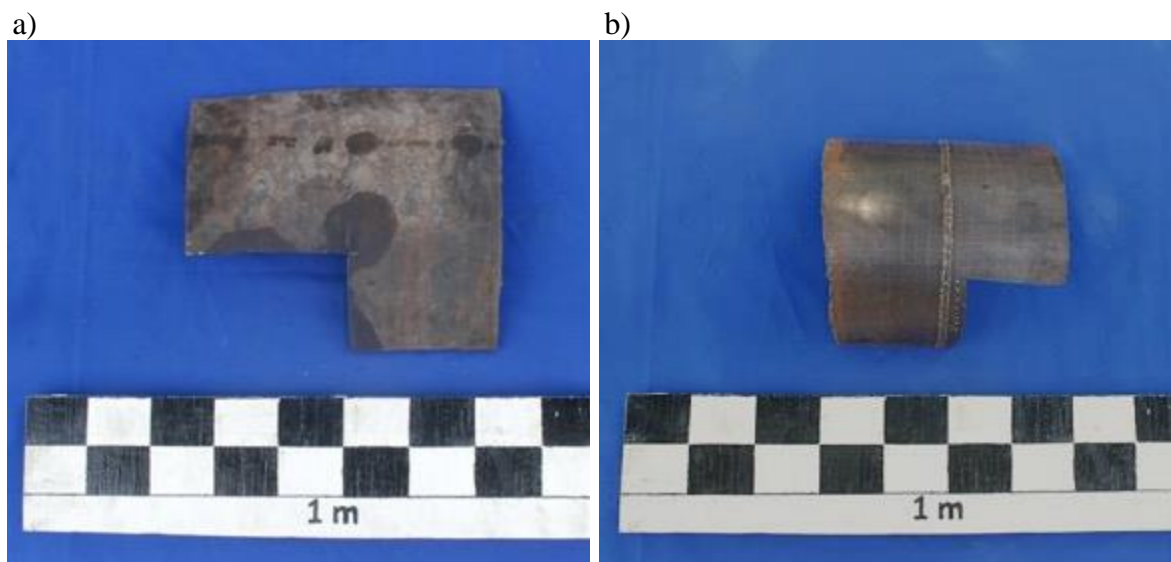


Figura 14. a) Placa X52a. b) Placa X52b



Las placas del acero X52a tiene un espesor de 10.58 mm; mientras que el acero X52b su espesor es de 5.87 mm. Las placas recibieron limpieza mecánica hasta conseguir una superficie lisa.

Estos dos aceros se caracterizaron metalúrgica y mecánicamente para obtener las variables requeridas para la prueba de fatiga. En la **Figura 15** se observa la matriz experimental.

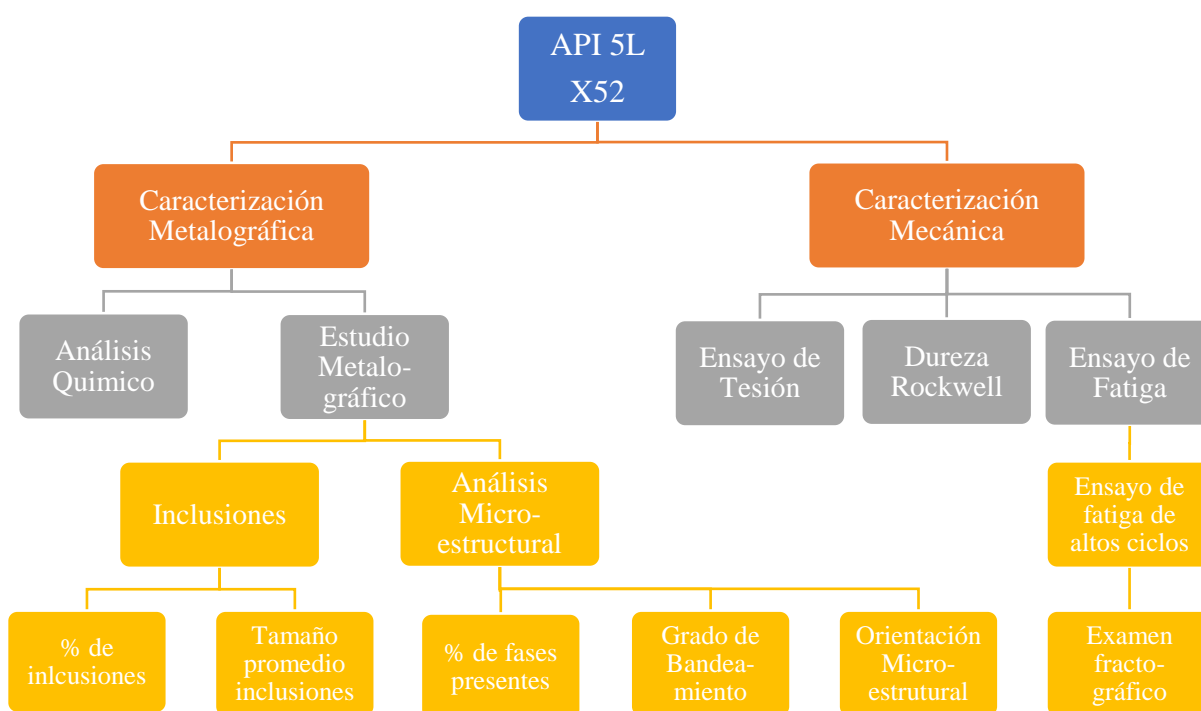


Figura 15. Matriz experimental

2.2 Caracterización Metalúrgica de los Aceros

2.2.1 Análisis Químico

Para obtener la composición química del material se utilizó el equipo “Belec Compact Port” mostrado en la **Figura 16**; el cual utiliza la técnica de espectrometría de emisión atómica por chispa.



Para llevar a cabo este análisis se cortaron, por acero, 3 cupones de 40 mm por lado; los cuales fueron desbastados con lija 80 en seco.



Figura 16. Belec Compact Port, equipo para análisis químico.

2.2.2 Estudio Metalográfico

Se caracterizaron los aceros de estudio, X52a y X52b, en las direcciones: longitudinal (L), transversal (T), y normal (N). En la **Figura 17** se muestra la representación gráfica de las direcciones evaluadas en el estudio metalográfico.

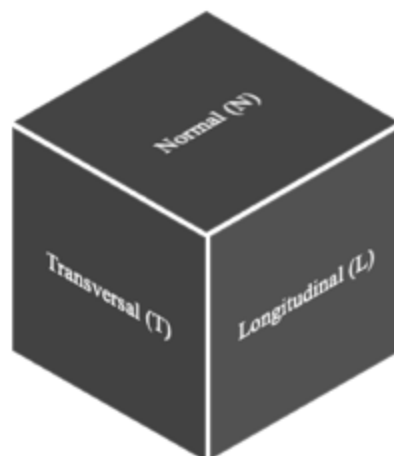


Figura 17. Representación gráfica de las direcciones evaluadas en el estudio metalográfico.



La preparación de las probetas se realizó conforme el procedimiento metalográfico establecido en la ASTM E-3[41]; este estándar propone una metodología para la apropiada selección de mecanismos de corte, tipos de montaje, desbaste de la superficie y pulido de la muestra.

El método de corte seleccionado fue corte mecánico con segueta. Se cortaron, por acero de estudio, tres secciones de 15 mm por lado; después, se rectificaron con la finalidad de tener superficies lisas.

La etapa de montaje consistió en montar las direcciones: longitudinal, transversal y superficial, por acero, en una sola probeta; para este proceso se utilizó una montadora Mecapress 3 (**Figura 18a**) y lucita como material de montaje. La **Figura 18b** muestra las probetas obtenidas después del proceso de montaje.

Posteriormente, se desbastaron con papel abrasivo de carburo de silicio comenzando por el grado 80 hasta 1500. Una vez lijada la superficie se llevó a pulido; donde se utilizó un paño y una suspensión de alúmina de $0.3 \mu\text{m}$ con agua, hasta conseguir un acabado espejo.

a)



b)



Figura 18. a) Montadora Mecapress 3. b) probetas montadas en mecapress 3 con lucita



2.2.2.1 Caracterización de Inclusiones

Se determinó el porcentaje de inclusiones no metálicas, de cada acero, por medio de un analizador de imágenes automático “Image-Pro plus” siguiendo el procedimiento indicado en la ASTM E-1245 [22]. El conteo se llevó a cabo en las direcciones L, T y N. Se analizaron 10 fotos, por dirección, tomadas con el microscopio metalográfico Olympus GX51 (**Figura 19**) a los aumentos de 10X.



Figura 19. Microscopio óptico Olympus GX51

Posteriormente, se clasificaron las inclusiones en función de su morfología como lo indica la ASTM E-45 [42]; esta clasificación se subdivide en 4 categorías: A-sulfuros, B-alúmina, C-silicatos y D-óxidos globulares.

2.2.2.2 Caracterización Microestructural

Para revelar la microestructura se utilizó el reactivo de ataque 74, conocido como nital, indicado en la ASTM E-407; para este reactivo se utilizaron 2 ml de HNO_3 diluidos en 98 ml de alcohol etílico [43]. La técnica de ataque fue mediante inmersión en un vidrio de reloj durante 5 segundos.

El conteo de fases, al igual que el conteo de inclusiones, se realizó mediante el procedimiento indicado en la norma ASTM E-1245 [22]. Se tomaron 10 fotos, por dirección, a 50X con el microscopio metalográfico Olympus y analizaron con el programa Image Pro-Plus.



A partir de la apariencia morfológica de la microestructura se midió la severidad de las bandas presentes en el material de forma cualitativa y la orientación microestructural; con base en el procedimiento estereológico indicado por la norma ASTM E-1268 [44].

El tamaño de grano se determinó siguiendo el método planimétrico, también conocido como Jeffries, establecido por la ASTM E-111. Este método involucra un recuento real del tamaño de grano en un área determinada, delimitada por un círculo o un rectángulo, con un mínimo de 50 granos contenidos. La suma total de granos enteros más la mitad de los interceptados componen el número total de granos por área de estudio.

Posteriormente, el análisis de la microestructura se realizó utilizando un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) modelo JEOL 6300. Se tomaron fotos en la dirección normal de cada acero de estudio a 3000X.

2.3 Caracterización Mecánica de los Aceros

2.3.1 Ensayo de Tensión

Los ensayos de tensión proveen información de la resistencia y ductilidad del material. Esta prueba se realizó con base en la norma ASTM E-8 [19]. Se maquinaron 3 probetas por acero de estudio en la dirección longitudinal; debido que el espesor de los materiales de ensayo es menor a 11.5 mm, la norma indica que el espécimen debe tomarse como tipo lámina.

Las dimensiones para este tipo de probetas se indican en la **Tabla 9**. En la **Figura 20** se presenta el plano.

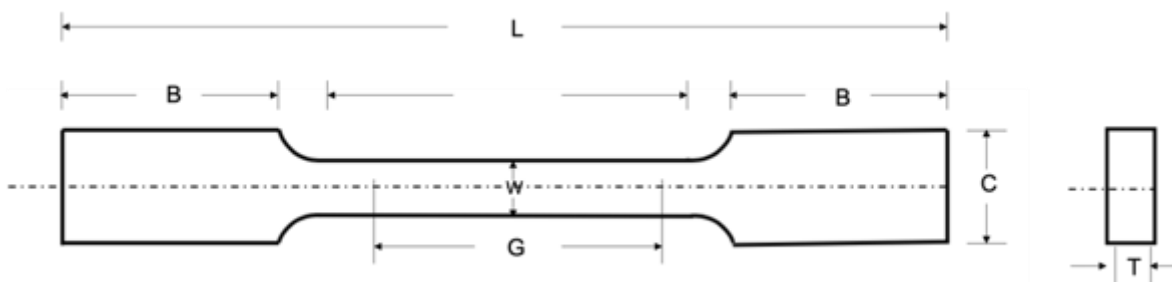


Figura 20. Plano de probeta estándar para ensayos de tracción.

Tabla 9 Dimensiones de probeta estándar de tensión.

Simbología		Dimensiones del espécimen	
		Tipo lámina 11.5 mm [0.5 pulgada] ancho	
		mm [pulgada]	
G	Longitud efectiva	25.0 ± 0.1 [1.0 ± 0.005]	
W	Ancho	11.5 ± 0.2 [0.5 ± 0.01]	
T	Espesor	Espesor del material	
R	Radio de filete	11.5 [0.500]	
L	Longitud total	200 [8]	
A	Longitud de sección reducida	57 [1.25]	
B	Longitud de sección de mordazas	50 [2]	
C	Ancho de sección de mordazas	20 [0.750]	

Las probetas se ensayaron a temperatura ambiente a una velocidad de 4 mm/min en una máquina universal, de marco fijo con celda de carga de 100 KN, marca SHIMADZU modelo AGS-X.

2.3.2 Ensayo de Dureza.

Se llevaron a cabo ensayos de dureza en escala Rockwell B. Los ensayos se realizaron con base en la norma ASTM E-18; misma que indica que al usar esta escala se necesita un indentador $\frac{1}{16}$ pulg de diámetro y una pre-carga de 100 Kgf [45]. Para ensayar los aceros de estudio se cortaron cupones de 4 cm por lado y se montaron en lucita; con la finalidad de tener ambas caras



paralelas y mantener estables las probetas durante la prueba. Las superficies de las probetas fueron desbastadas hasta lija 400 y ensayadas a 25°C.

En la **Figura 21** se presenta el durómetro modelo 3TTbRB, marca Wilson, utilizado en los ensayos.



Figura 21. Durómetro Wilson modelo 3TTbRB

2.3.3 Ensayo de Fatiga Axial de Amplitud Constante con Carga Controlada.

El ensayo de fatiga se llevó a cabo siguiendo el procedimiento establecido por la ASTM E-466 [46]. El análisis estadístico de los datos resultantes, para obtener la forma lineal de la curva S-N, se hizo con base en la ASTM E-739 [37]; posteriormente, se obtuvo el coeficiente de resistencia y exponente de fatiga para graficar una nueva curva S-N ajustada conforme a la ecuación de Basquin. A continuación, se describe el procedimiento y los puntos considerados para el ensayo y análisis del comportamiento en fatiga de los aceros de estudio.



2.3.3.1 Selección del espécimen

La norma ASTM E-466 [35] recomienda elegir las dimensiones de los especímenes de acuerdo con el equipo de agarre (mordazas y cuñas); sin embargo, debido al espesor del tubo de acero X52b, de 5.87 mm y para facilitar el proceso de maquinado de las probetas, se optó por tomar como referencia el diámetro mínimo, de 3 mm, para determinar las demás dimensiones; sin alterar la relación de áreas marcada por la norma. Para el acero X52a se siguió un proceso similar, con la diferencia que el diámetro mínimo se determinó considerando una relación de 2:1 respecto a el diámetro máximo posible a obtener después del maquinado; se considera una reducción en el espesor del material de 1 mm después del proceso de maquinado. La geometría seleccionada fue con sección circular y radio continuo, también conocida como hourglass.

Las **Figuras 22** y **23** exhiben los planos para el acero X52a y X52b, respectivamente; todas las dimensiones están en mm.

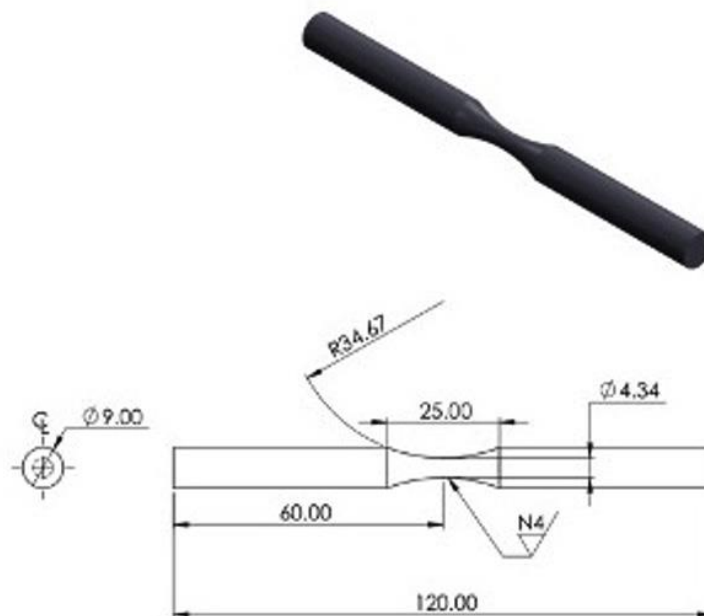


Figura 22. Plano de probeta de fatiga para acero API X52a

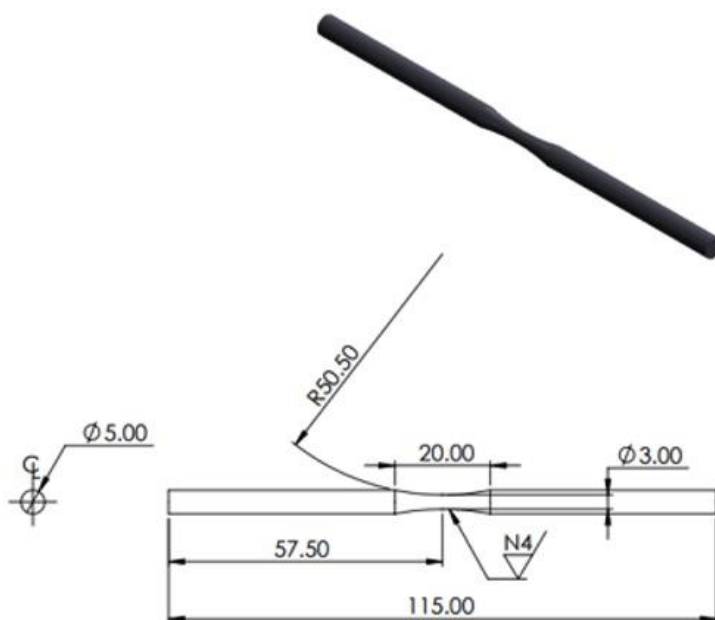


Figura 23. Plano de probeta de fatiga para acero API X52 b

2.3.3.2 Proceso de Maquinado

Todas las probetas se orientaron en la dirección axial del tubo. El proceso de maquinado, de forma general, se dividió en tres etapas.

En la primera etapa se cortaron con segueta secciones de 125 mm x 10 mm para el acero X52a y 120 mm x 6 mm para el acero X52b. Posteriormente, se utilizó la fresadora para eliminar cualquier irregularidad, producto del corte mecánico. Con el mismo equipo se hicieron los centros; en la **Figura 24** se muestra la geometría obtenida de este proceso.

La segunda etapa consistió en llevar las probetas a el torno con el fin de tener una geometría cilíndrica con diámetro de 9 mm para X52a y 5 mm para X52b (**Figura 25**). Finalmente (etapa 3), se hicieron los radios de 34.6 mm en el caso del acero X52a y 50.5 mm para el acero X52b hasta obtener el diámetro mínimo establecido en las figuras 22 y 23.

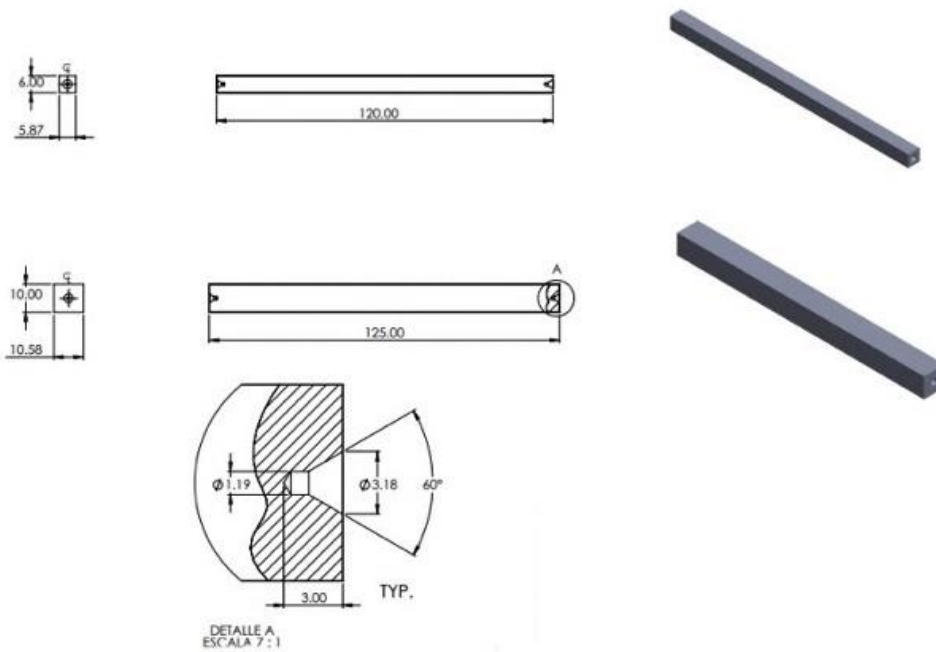


Figura 24. Plano de la etapa 1 del maquinado para la obtención de probetas de fatiga de los aceros X52 a y b

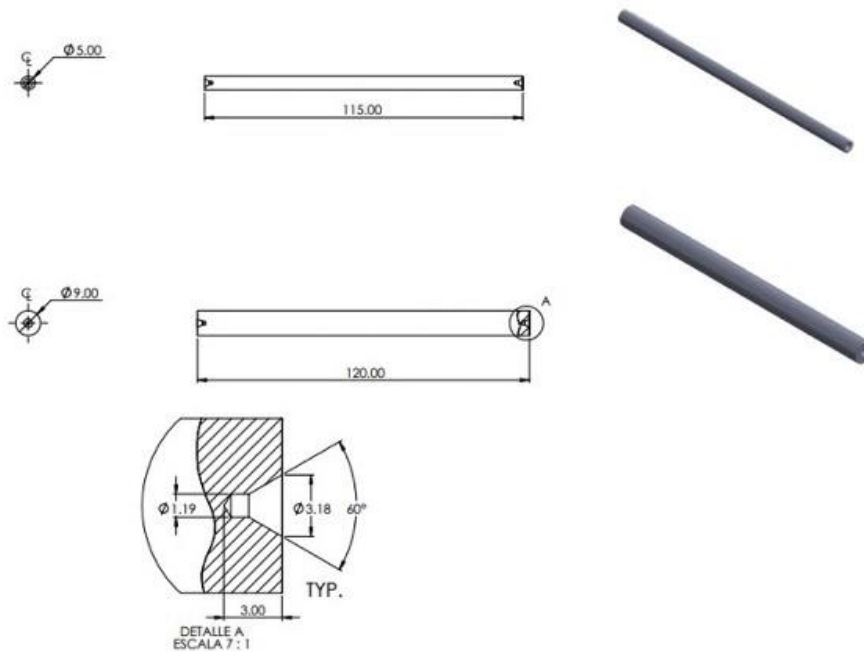


Figura 25. Plano de la etapa 2 del maquinado para la obtención de probetas de fatiga de los aceros X52 a y b



2.3.3.3 Preparación del espécimen

De acuerdo con la ASTM E-466, se mantuvo la misma metodología de preparación para todos los especímenes. Se lijaron, en la zona de prueba, con papel abrasivo de carburo de silicio; desde grado 80 hasta 1500.

En la etapa final se empleó un paño y una suspensión de alúmina de $0.3 \mu\text{m}$ para remover el material restante y obtener una superficie con acabado espejo.

La inspección se realizó a todos los especímenes con ayuda de un estereoscopio Olympus SZX7 (**Figura 26**) con los aumentos de 20X. Defectos obvios como grietas y marcas de mecanizado, no fueron aceptados; en caso de encontrar un concentrador de esfuerzos, como los antes mencionados, las probetas se prepararon nuevamente o fueron desechadas.



Figura 26. Estereoscopio Olympus SXZ7.



2.3.3.4 Ensayo de fatiga

El estándar ASTM E-466 y todos los estándares referenciados hacen alusión a la presentación de resultados, a su análisis estadístico, a la terminología utilizada y algunas condiciones experimentales; sin embargo, se deja abierta la posibilidad de elegir la relación de esfuerzos y los niveles de carga, siempre y cuando las deformaciones sean predominantemente elásticas. Con estos dos parámetros es posible obtener las demás variables que describen el ciclo de fatiga, como son: set point, amplitud de carga y las cargas mínima y máxima; descritas en el numeral **1.4.3.1**.

Para los ensayos de fatiga se utilizó, en todos los casos, una relación de esfuerzos de $R=-1$ y una frecuencia, f , de 15 ciclos/s. Los niveles de esfuerzos propuestos se definieron en función del UTS de cada acero; el cual fue obtenido experimentalmente mediante pruebas de tensión uniaxial. Se partió del 80% respecto al UTS, disminuyendo en un 10% hasta obtener el run out; establecido de un millón de ciclos.

El número de probetas ensayas, se obtuvo de acuerdo con la ASTM E-739. Se considera que el tipo de ensayo, que se llevó a cabo, está destinado para la investigación; por lo tanto, se necesitan de 6 a 12 probetas. Todas las probetas se ensayaron en condiciones de temperatura ambiente y para cada condición se ensayaron tres especímenes; con la finalidad de obtener el porcentaje de replicación establecido por el estándar, que dado el tipo de ensayo, se pide un Pr del 33 al 50%. El porcentaje de replicación se obtiene de acuerdo con lo descrito en el numeral **1.4.6.2**.

Las **Tablas 10** y **11** presentan las variables que describen a cada ciclo de fatiga en función del esfuerzo aplicado, respectivas de cada acero de estudio.



Tabla 10 Condiciones para ensayo de fatiga, acero X52a

% UTS		σ_{min}	σ_{max}	Diámetro mínimo	Área	Amplitud De Carga	Set Point	R	f
		[MPa]	[MPa]	[mm]	[mm ²]	[KN]	KN		Ciclos/s
80%	1	440	-440	4.41	15.27	6.72	0	-1	15
	2	440	-440	4.48	15.76	6.94	0	-1	15
	3	440	-440	4.45	15.55	6.84	0	-1	15
75%	1	426	-426	4.41	15.27	6.50	0	-1	15
	2	426	-426	4.47	15.69	6.68	0	-1	15
	3	426	-426	4.50	15.90	6.77	0	-1	15
65%	1	369	-369	4.30	14.52	5.35	0	-1	15
	2	369	-369	4.42	15.34	5.66	0	-1	15
	3	369	-369	4.20	13.85	5.11	0	-1	15
55%	1	312	-312	4.29	14.45	4.51	0	-1	15
	2	312	-312	4.46	15.62	4.87	0	-1	15
	3	312	-312	4.40	15.21	4.74	0	-1	15

Tabla 11 Condiciones para ensayo de fatiga, acero X52b

% UTS		σ_{max}	σ_{min}	Diámetro	Área	Amplitud	Set Point	R	f
		[MPa]	[MPa]	[mm]	[mm ²]	[KN]	KN		Ciclos/s
80%	1	440	-440	3.07	7.40	3.25	0	-1	15
	2	440	-440	3.09	7.49	3.29	0	-1	15
	3	440	-440	3.05	7.30	3.21	0	-1	15
75%	1	414	-414	3.00	7.07	1.93	0	-1	15
	2	414	-414	3.05	7.31	3.03	0	-1	15
65%	1	359	-359	3.08	7.45	1.68	0	-1	15
	2	359	-359	1.93	6.74	1.42	0	-1	15
	3	359	-359	3.12	7.65	1.75	0	-1	15
55%	1	304	-304	3.00	7.07	1.15	0	-1	15
	2	304	-304	3.11	7.60	1.31	0	-1	15
	3	304	-304	3.09	7.50	1.28	0	-1	15
45%	1	249	-249	3.09	7.50	1.86	0	-1	15
	2	249	-249	3.10	7.55	1.88	0	-1	15
	3	249	-249	3.03	7.21	1.79	0	-1	15

2.3.3.5 Montaje del espécimen y verificación de alineación

Se utilizó una máquina servo hidráulica MTS 810, mostrada en la **Figura 27**, con una capacidad de carga máxima de 100 KN.

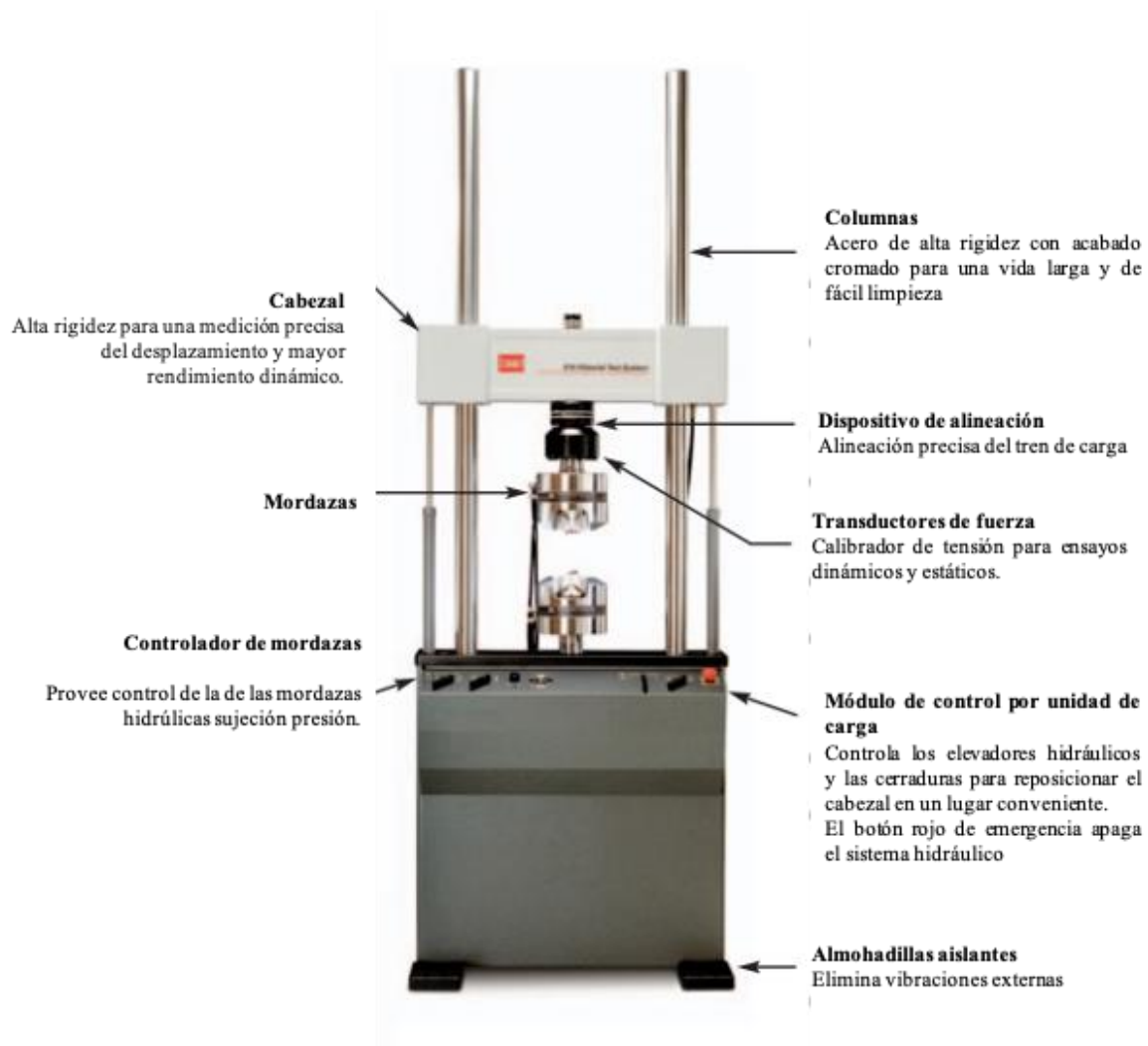


Figura 27. Partes que componen la máquina servo hidráulica MTS 810 usada para ensayos de fatiga.

Para verificar la alineación de las cuñas respecto a las mordazas, se utilizó un nivel.



2.3.3.6 Término del ensayo

El ensayo se considera terminado cuando se observe una grieta, ocurra la fractura del espécimen o bien alcance un millón de ciclos.

2.3.4 Curva S-N

De acuerdo con la ASTM E-739, se hizo un ajuste por mínimos cuadrados para obtener la forma lineal de la curva S-N; resultante de graficar los ciclos a la falla, obtenidos experimentalmente, respecto a los niveles de carga propuestos (S_a). Para este ajuste se toma como variable independiente los ciclos a la falla (N_f). Posteriormente, se graficaron los límites inferior y superior, para formar la banda de confiabilidad; de acuerdo con el estándar todos los datos obtenidos deben estar dentro de esta banda para considerarlos válidos y se grafica sin considerar tanto el nivel de carga, en donde se alcanzó el run out, como las probetas ensayadas en este nivel.

Para determinar el coeficiente de resistencia a la fatiga, el exponente de fatiga y armar la curva S-N, que obedece a la ecuación de Basquin (**ecuación 14**), se homologaron los resultados del ajuste lineal por mínimos cuadrados con la forma lineal de la ecuación de Basquin (**ecuación 15**); como se indica en las ecuaciones **16** a **20**. Este procedimiento se realizó para cada acero de estudio.

Ecuación de Basquin	$S_a = S'f (Nf)^B$	(14)
------------------------	--------------------	------

Forma lineal de la ecuación de Basquin	$\text{Log } Nf = \frac{1}{B} * \log S_a - \frac{1}{B} \text{Log } S'f$	(15)
--	---	------

De acuerdo con la ecuación de la recta mostrada en la **ecuación 16**:



$$\begin{array}{l} \text{Ecuación de la} \\ \text{recta} \end{array} \quad y = mx + A \quad (16)$$

Se puede deducir que:

$$\begin{array}{l} \text{Término} \\ \text{dependiente} \end{array} \quad y = \log Nf \quad (17)$$

$$\begin{array}{l} \text{Término} \\ \text{dependiente} \end{array} \quad x = \log s_a \quad (18)$$

$$\text{Pendiente} \quad m = 1/B \quad (19)$$

$$\begin{array}{l} \text{Ordenada al} \\ \text{origen} \end{array} \quad A = \frac{1}{B} \text{Log } S'f \quad (20)$$

El coeficiente de resistencia a la fatiga ($S'f$) y exponente de fatiga (B), se determinaron al despejar las **ecuaciones 21 y 22**, respectivamente.

$$\text{Exponente de fatiga} \quad B = \frac{1}{m} \quad (21)$$

$$\begin{array}{l} \text{Coeficiente de} \\ \text{resistencia a la} \\ \text{fatiga} \end{array} \quad S'f = 10^{-A/m} \quad (22)$$

Para obtener la amplitud de esfuerzos, S_a , con base en la ecuación de Basquin y graficar la curva S-N, se sustituyen las ecuaciones **21 y 22** en la ecuación (14). El resultado de este procedimiento se enuncia en la **ecuación 23**.

$$S_a = 10^{-A/m}(Nf)^{1/m} \quad (23)$$

Siendo Nf el incremento exponencial de los ciclos partiendo de un ciclo hasta un millón.



2.3.5 Examen Fractográfico

Para realizar el examen fractográfico, primero se realizó una observación macroscópica de las superficies de fractura obtenidas de los ensayos de fatiga; para identificar el tipo de fractura y las zonas correspondientes a las tres etapas de fractura.

Posterior a esto, se hizo un estudio microscópico y se seleccionó una probeta por condición de ensayo para analizar la superficie de fractura. Este estudio se llevó a cabo en ambos aceros de estudio.

Basado en el procedimiento propuesto en el libro de fractografía y análisis de falla, el examen macroscópico se realizó de la siguiente manera [7]:

- *Limpieza de la superficie de fractura.* Las superficies se deben manejar con sumo cuidado para no afectar los resultados. La limpieza, en todos los casos, se realizó con un baño ultrasónico; las muestras se colocaron dentro de un vaso de precipitados con alcohol, como solución limpiadora, por 15 minutos.
- *Examen macroscópico de la superficie de fractura.* Se empleó el estereoscopio Olympus SZX7, utilizado en otras etapas de la experimentación.
- *Registro fotográfico de las áreas de interés.* Con ayuda de un stand de fotografía; el cual consiste en soportes ajustables para la cámara y lámparas, un fondo neutro y marcos de pantallas difusoras. Se tomaron fotos a cada probeta ensayada haciendo énfasis en la zona de prueba. Es importante recalcar que la iluminación juega un papel muy importante; se cuidó el brillo y contraste con la finalidad de no dar conclusiones erróneas con respecto a las fracturas. Las superficies de



fractura a escala macro, se tomaron con una cámara reflex en un estereoscopio a 20X.

- *Obtención de muestras para el análisis microscópico.* Se cortaron con segueta secciones de 1 cm a partir de la superficie de fractura. Para evitar que se contaminaran las muestras, se cubrieron con toallas KIMTECH durante el proceso de corte mecánico.

- *Limpieza de las muestras.* El proceso de limpieza se efectuó de la misma forma en todas las muestras, es decir, con un baño ultrasónico.

El examen microscópico, se realizó por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Después de introducir las muestras se identificaron las etapas de propagación de grietas por fatiga:

Etapa I. Nucleación y crecimiento lento de grietas

Etapa II. Propagación Estable

Etapa III. Propagación rápida y falla final

Por etapa se tomaron fotos a 100X y 1000X; esto se repitió por cada acero y por cada condición que presentó fractura.

Una vez identificadas las zonas se continuó con el examen microscópico para para identificar los mecanismos de fractura y los factores extrínsecos e intrínsecos que pudieron afectar durante el proceso de fractura.



CAPITULO III. RESULTADOS

3.1 Caracterización Metalúrgica

3.1.1 Análisis Químico

La **Tabla 12** indica los resultados del análisis químico en conjunto con los requerimientos de composición química para un acero API 5L grado X52.

Tabla 12 Resultados del análisis químico de los aceros API 5L ensayados.

Composición química en % peso										
Acero	C	Mn	P	S	Si	Cr	V	Nb	Ti	Fe
X52a	0.19	1.40	0.009	0.06	0.30	0.04	-	0.04	0.001	97.65
X52b	0.08	1.03	0.016	0.04	0.09	0.07	0.004	0.04	0.002	98.62
API 5L L360 o X52	0,26 máx.	1,40 máx.	0,030 máx.	0,030 máx.	NE	NE	Nb + V + Ti ≤ 0,15 %.			Balance

NE: No especifica

3.1.2 Estudio Metalográfico

3.1.2.1 Caracterización de Inclusiones

Las **Figuras 28** y **29** presentan, respectivamente, micrografías a 10X de los aceros X52a y X52b; tomadas en las direcciones normal (N), transversal (T) y longitudinal (L). La **Tabla 13** muestra los resultados de la caracterización de inclusiones presentes en los aceros de estudio.



Tabla 13 Resultados del análisis cuantitativo y cualitativo de la caracterización de inclusiones en los aceros de estudio.

Acero de estudio	% Inclusiones			Tipo de inclusión	Radio promedio de la Inclusión [Micras]
	N	T	L		
X52a	0.69	0.62	0.60	D A	16
X52b	0.22	0.31	0.35	D A	13

D = Inclusión del tipo óxido globular

A = Inclusión del tipo sulfuro

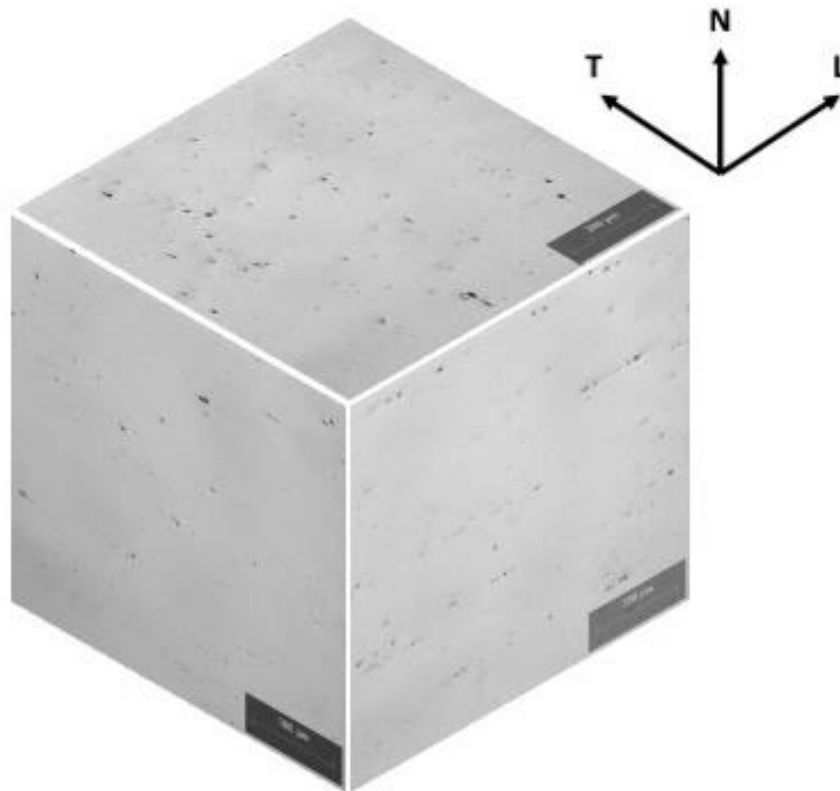


Figura 28. Micrografías a 10X de acero X52a sin ataque tomadas en las direcciones L, T y N.

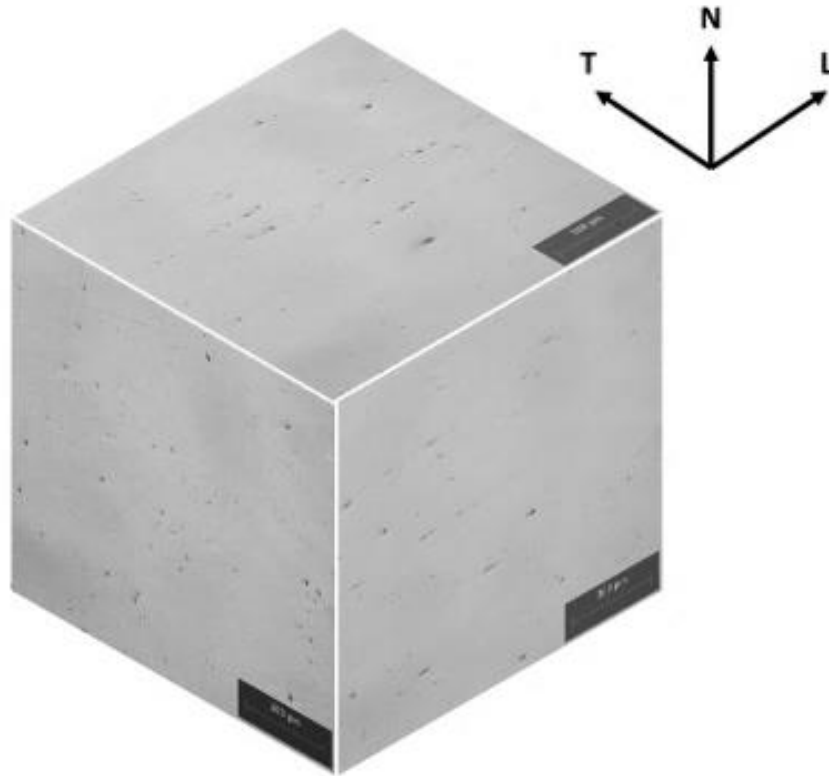


Figura 29. Micrograffías acero X52b sin ataque a 10X tomadas en las direcciones L, T y N.

De acuerdo con la norma ASTM E-45, tanto el acero X52a como X52b presentan inclusiones no metálicas tipo D (óxidos globulares) y tipo A (sulfuros alargados). El acero X52a presenta 0.69% de inclusiones en la dirección normal, 0.6% en transversal y 0.31% en longitudinal; mientras que el acero X52b contiene 0.22% de inclusiones dirección normal, 0.30% en transversal y 0.35% en longitudinal.

3.1.2.2 Caracterización Microestructural

Las microestructuras de los aceros, reveladas después del ataque químico, se muestran en las **Figuras 30** y **31**, respectivamente. Ambos aceros presentan una microestructura con granos equiaxiales, constituida por ferrita y el microconstituyente perlita.

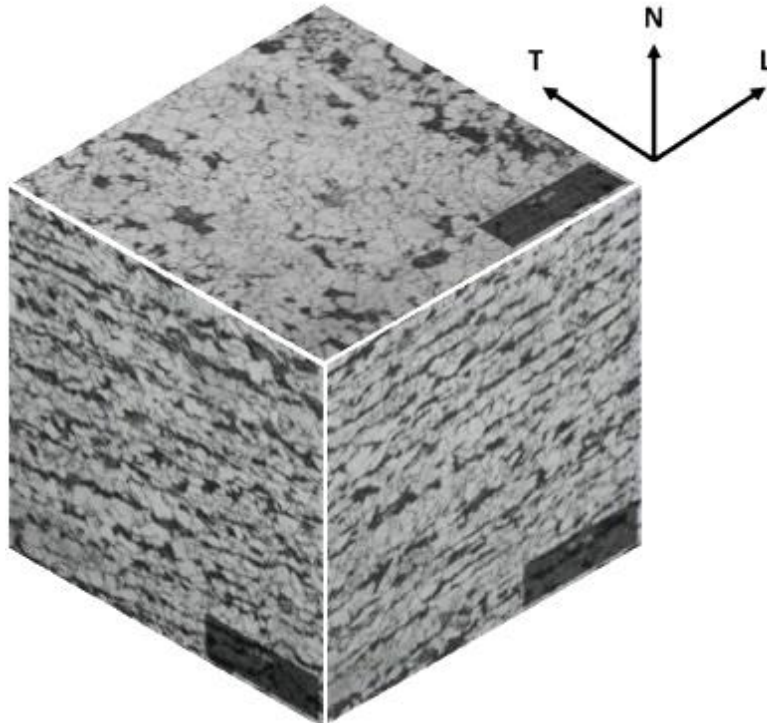


Figura 30. Microestructura del acero X52a en las direcciones L, T y N.

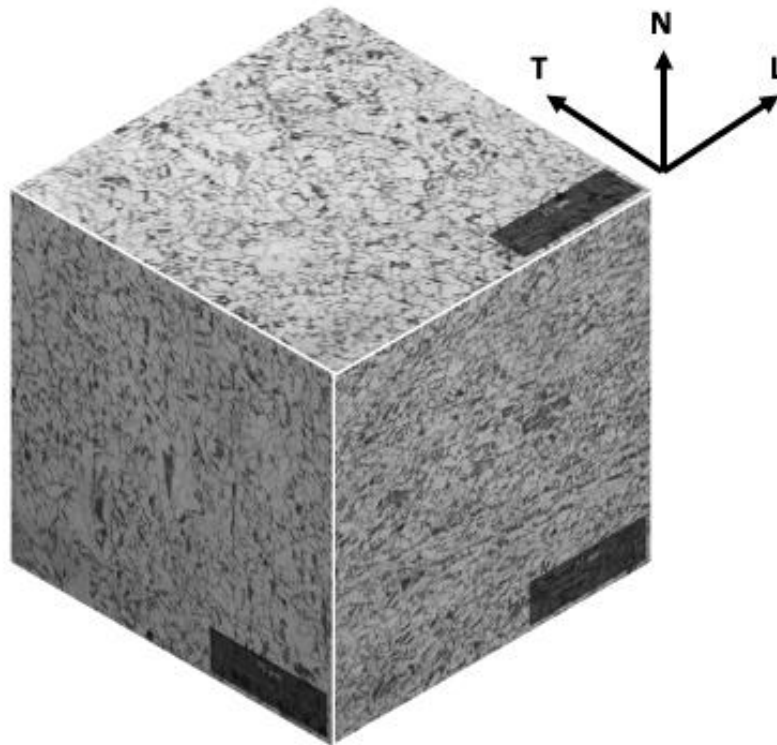


Figura 31. Microestructura del acero X52b en las direcciones L, T y N.

Los resultados cuantitativos de la caracterización microestructural se exponen en la **Tabla 14**.

Tabla 14 Resultados del análisis cuantitativo de la caracterización microestructural en los aceros de estudio.

Acero de estudio	%Ferrita			%Perlita			A_i	Ω	Tamaño de Grano (ASTM)		
	N	T	L	N	T	L			N	T	L
X52a	79.95	81.15	80.43	20.05	18.85	19.56	1.44	0.442	9	9.5	9
X52b	89.33	89.14	90.50	10.67	10.86	9.49	1.39	0.20	10	10	10

3.1.2.3 Caracterización Microestructural por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Las **Figuras 32** y **33** muestran las microestructuras de los aceros X52a y X52b, respectivamente, a 1000 y 3000 aumentos. A pesar de que en ambos casos se trata de aceros al carbono, el acero X52a muestra colonias de perlita y granos equiaxiales de ferrita con una pequeña fracción de cementita esferoidizada sobre los límites de grano; por otro lado, el acero X52b muestra la esferoidización casi total de las colonias de perlita

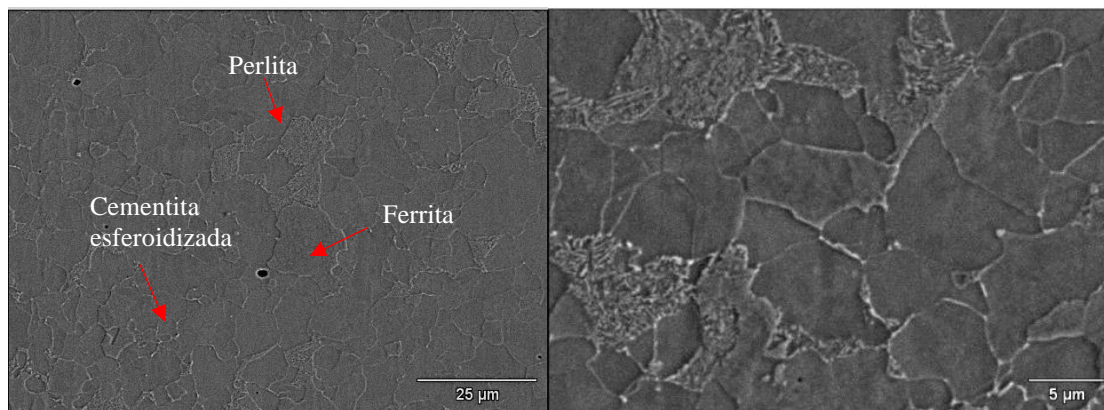


Figura 32. Microestructura acero X52a obtenida por MEB a 1000X en dirección normal.

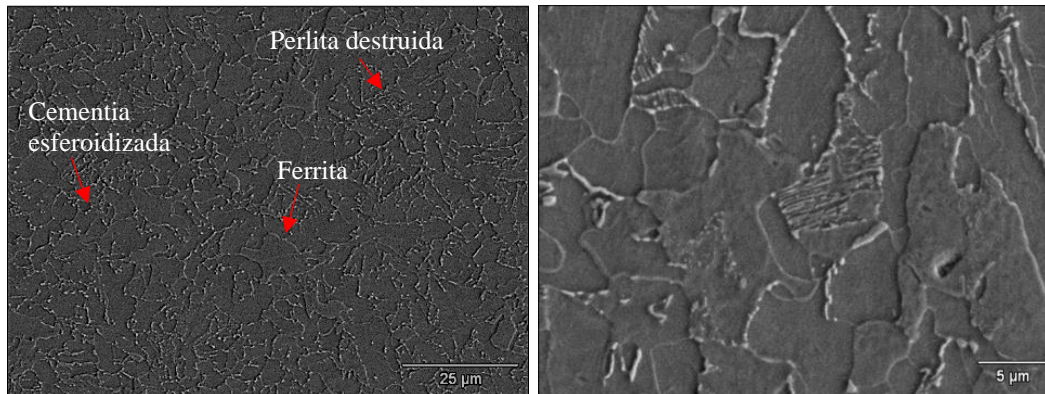


Figura 33. Microestructura acero X52b obtenida por MEB a 1000X y 3000X en dirección normal.

3.2 Caracterización Mecánica

3.2.1 Prueba de Tensión

Las **Figuras 34** y **35** muestran las curvas esfuerzo vs. deformación obtenidas para los aceros X52a y X52b, respectivamente. Derivado de los ensayos de tensión uniaxial, se obtuvieron las propiedades de esfuerzo de cedencia (σ_0), esfuerzo máximo a la tensión (UTS), porcentaje de alargamiento y porcentaje de reducción de área.

La **Tabla 15** presenta los valores obtenidos; en conjunto con los requerimientos de propiedades para un acero API 5L grado X52.

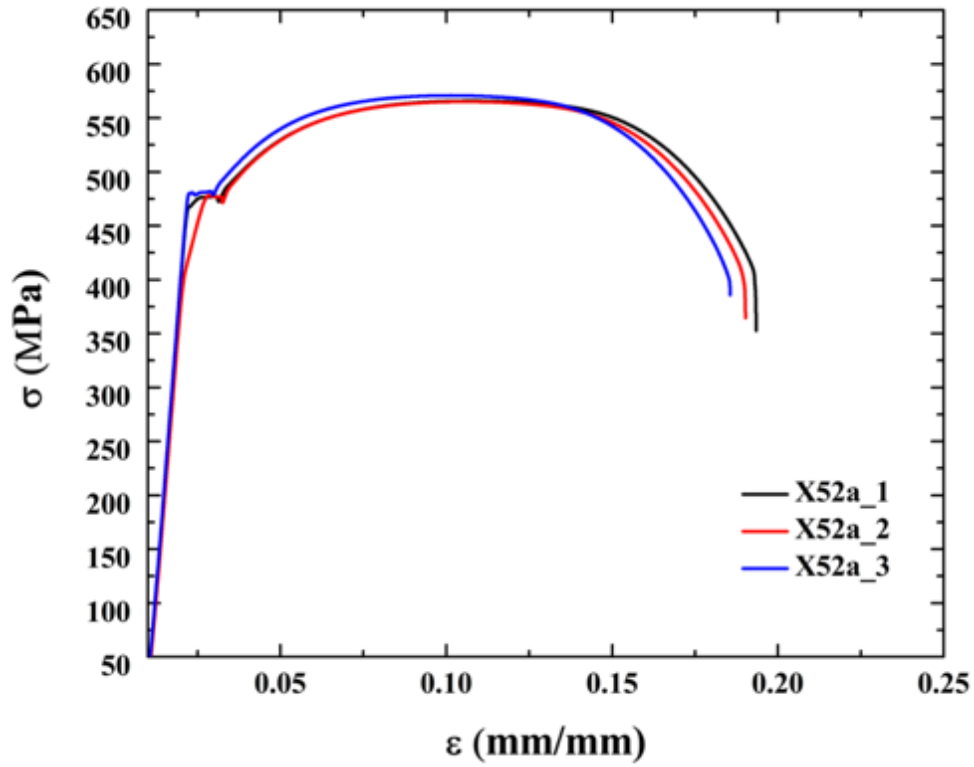


Figura 34. Curva esfuerzo vs. deformación de acero X52a

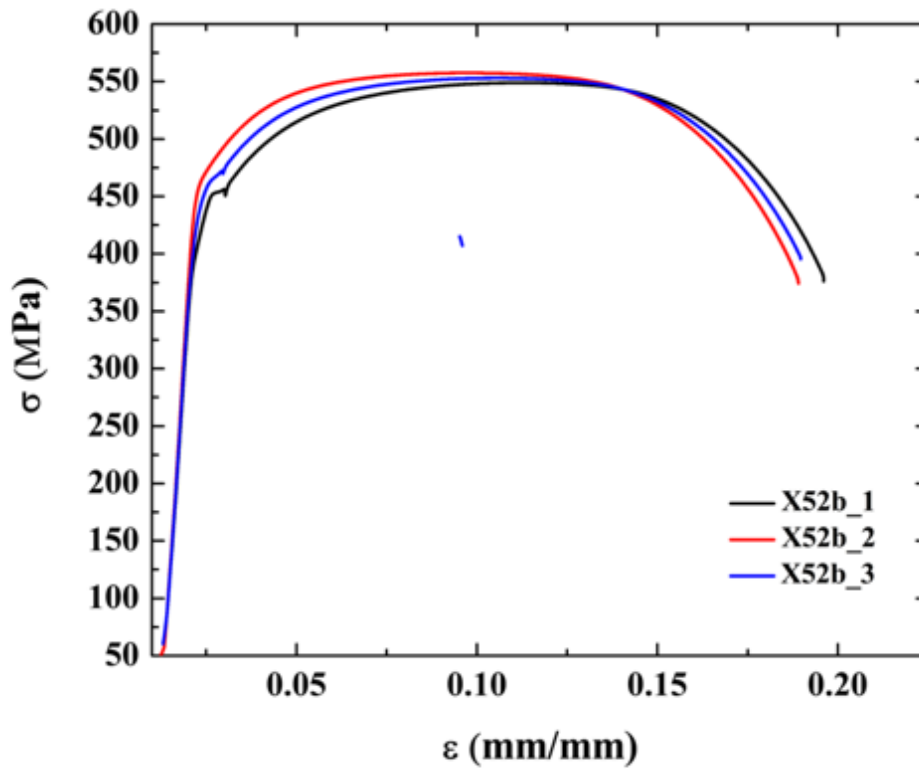


Figura 35. Curva esfuerzo vs. deformación de acero X52b.



Tabla 15 Resultados de las pruebas de tensión uniaxial de los aceros X52a y X52b

Magnitud promedio	Esfuerzo de cedencia (σ_0)	UTS	% Alargamiento	% de reducción de área
	[MPa]	[MPa]		
X52a	467	567	32	63
X52b	446	552	12	50
API 5L L360 o X52	360 min.	460 min.	15%	NE

NE: No especifica

3.2.2 Dureza

La **Tabla 16** indica los resultados obtenidos del ensayo de dureza en escala Rockwell B para los aceros de estudio. El acero X52a presenta una diferencia de 4 unidades respecto al acero X52b.

Tabla 16. Resultados obtenidos en la prueba de dureza Rockwell para ambos aceros de estudio

Acero	Valor máximo	Valor mínimo	Valor promedio
X52a	89	88	89
X52b	85	85	85

3.2.3 Prueba de fatiga

Las **Tablas 17 y 18** muestran los resultados de la prueba de fatiga para los aceros X52a y X52b, respectivamente. Se reporta si la grieta nucleó y creció dentro de la zona de prueba o fuera de esta, así como el número de ciclos a la falla en función de la amplitud de carga ensayada.



Tabla 17 Resultados del ensayo de fatiga axial de amplitud constante con carga controlada en acero X52a

% UTS		Amplitud de esfuerzo (S _a)	Tipo de falla		Números de ciclos a la falla (N _f)
		[MPa]	Dentro de la zona de prueba	Fuera de la zona de prueba	[ciclos]
80%	1	440	X		6 846
	2	440	X		15 531
	3	440	X		11 189
75%	1	425	X		16 987
	2	425	X		14 911
	3	425	X		19 062
65%	1	369	X		429 977
	2	369	X		185 637
	3	369	X		162 992
55%	1	312	Sin fractura		1 000 000
	2	312			1 000 000
	3	312			1 000 000



Tabla 18 Resultados del ensayo de fatiga axial de amplitud constante con carga controlada en acero X52b.

% UTS		Amplitud de esfuerzo (S_a)	Tipo de falla		Números de ciclos a la falla (N_f)
		[MPa]	Dentro de la zona de prueba	Fuera de la zona de prueba	[ciclos]
80%	1	440	X		2120
	2	440	X		2590
	3	440	X		2355
75%	1	414	X		7 042
	2	414	X		8 578
	3	414	X		7 806
65%	1	359	X		34 272
	2	359	X		11 418
	3	359	X		14 389
55%	1	303	X		185 619
	2	303	X		276 621
	3	303	X		288 214
45%	1	249	Sin fractura		1 000 000
	2	249			1 000 000
	3	249			1 000 000

3.2.3.1 Curvas S-N

Las curvas resultantes de graficar los ciclos a la falla (N_f) vs. la amplitud de carga (S_a) conocidas como curvas S-N se muestran a en las **Figuras 36 y 37**. En la figura 36 se observa la curva S-N del acero X52a, construida a partir de los datos obtenidos de las pruebas de fatiga presentados en la **Tabla 17**, entre los límites inferior y superior que conforman la banda de confiabilidad. Para este acero, se descartó la primera probeta ensayada a 65%; debido a que al graficar este dato excedía el límite superior.

La Figura 37 se observa la banda de confiabilidad y la curva S-N del acero X52b. La curva se formó a partir los datos obtenidos experimentales presentados en la **Tabla 18**.

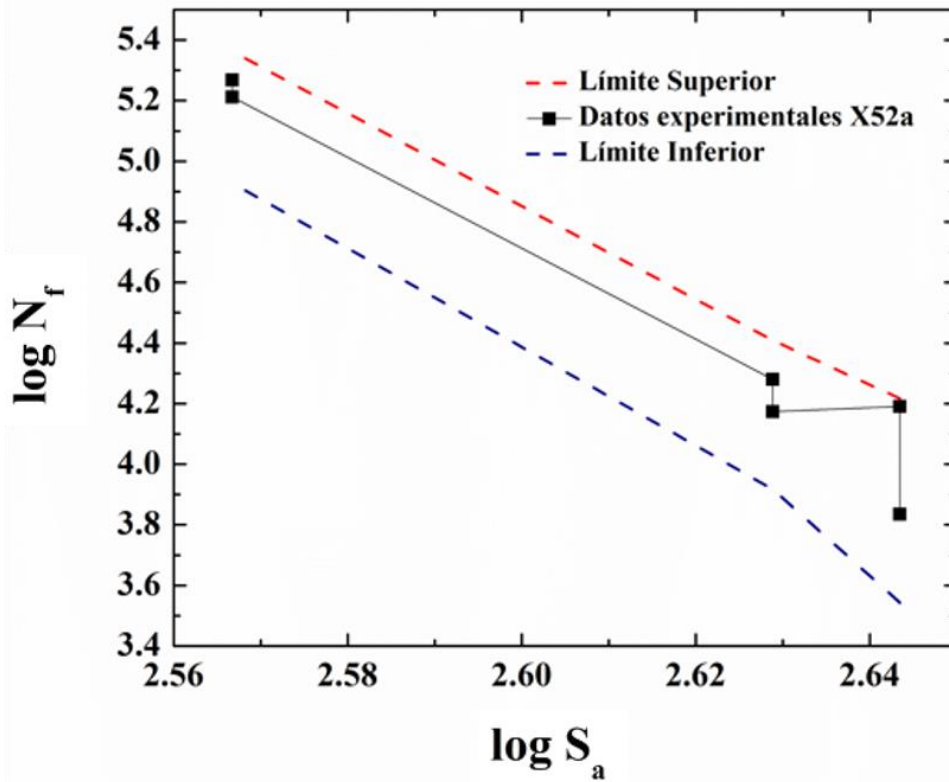


Figura 36. Banda de confiabilidad para acero X52a

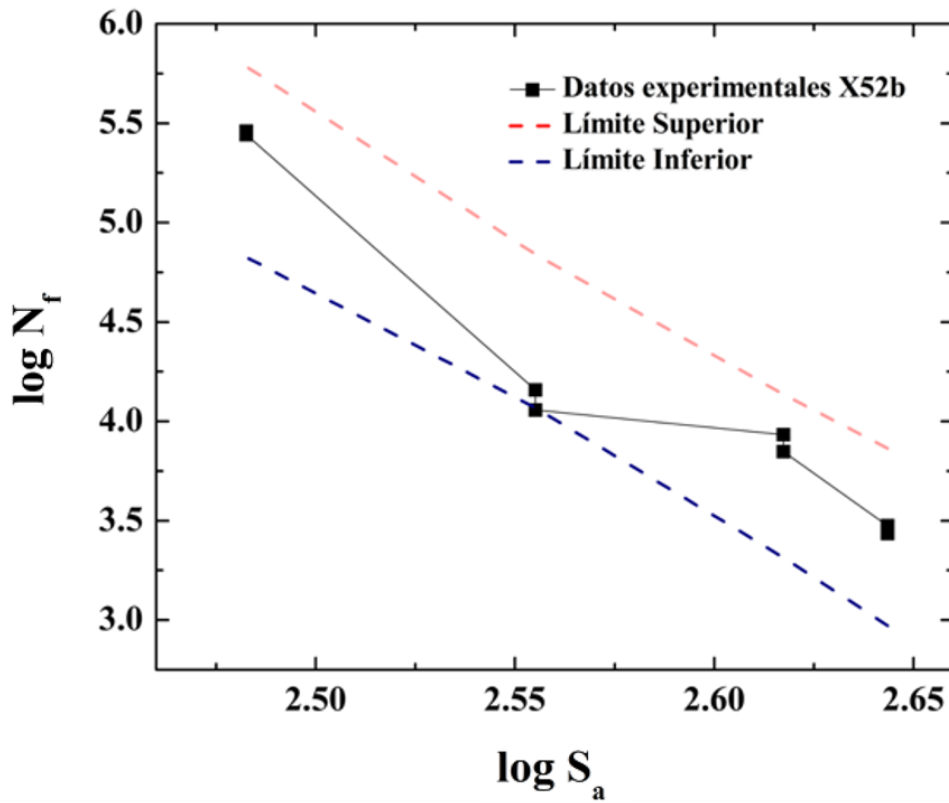


Figura 37. Banda de confiabilidad para acero X52b



El porcentaje de replicación obtenido para cada acero de estudio se indica en las ecuaciones **24** y **25**.

$$\begin{array}{l} \% \text{ de} \\ \text{replicación} \\ \text{X52a} \end{array} \quad P_r = 100 * \left(1 - \frac{3}{8}\right) = 61.5\% \quad (24)$$

$$\begin{array}{l} \% \text{ de} \\ \text{replicación} \\ \text{X52b} \end{array} \quad P_r = 100 * \left(1 - \frac{4}{12}\right) = 66\% \quad (25)$$

Las ecuaciones de ajuste, respectivas de cada acero, se obtuvieron a partir de las curvas S-N mostradas en las **Figuras 36** y **37**. A continuación se expresan las ecuaciones resultantes donde “x” es la amplitud de esfuerzos y “y” los ciclos a la falla:

$$\begin{array}{l} \text{Ecuación de} \\ \text{la recta} \\ \text{X52a} \end{array} \quad y = -13.49x + 39.72 \quad (26)$$

$$\begin{array}{l} \text{Ecuación de} \\ \text{la recta} \\ \text{X52b} \end{array} \quad y = -11.23x + 35.67 \quad (27)$$

Los valores de la pendiente y ordenada al origen de las ecuaciones **26** y **27**, se utilizaron para obtener el coeficiente de resistencia a la fatiga y exponente de fatiga, para los aceros X52a y X52b, de acuerdo con lo descrito en el numeral **2.3.4** de esta tesis. Los resultados se indican en la **Tabla 19**.

Tabla 19 Coeficiente de resistencia a la fatiga y exponente de fatiga.

Acero de estudio	Coeficiente de resistencia a la fatiga S'f	Exponente de fatiga
	[MPa]	b
X52a	880	-0.074
X52b	846	-0.083



Las **Figuras 38** y **39** corresponden a las curvas S-N ajustadas mediante la ecuación de Basquin. En estas gráficas se hace una comparación de los datos obtenidos en la experimentación respecto a la curva obtenida con la ecuación de Basquin; como referencia de las propiedades mecánicas de los aceros se coloca una línea de color rojo, punteada, indicando el UTS y en verde el límite de fatiga, correspondiente en cada caso.

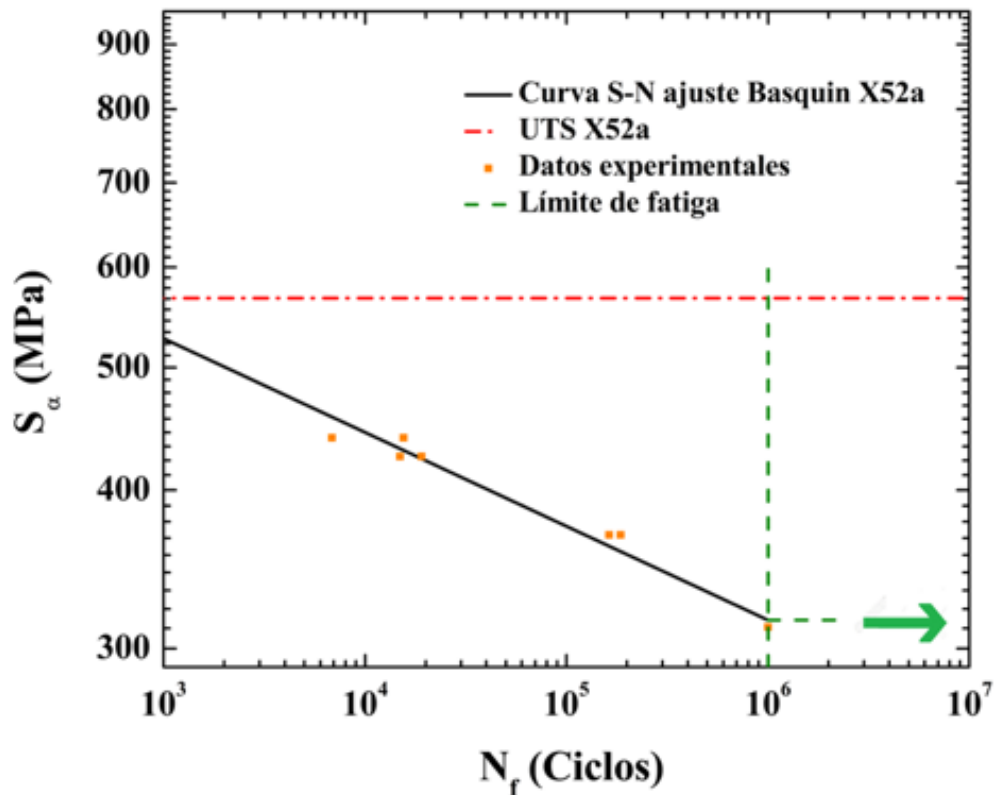


Figura 38. Curva S-N ajustada con la ecuación de Basquin de acero X52a

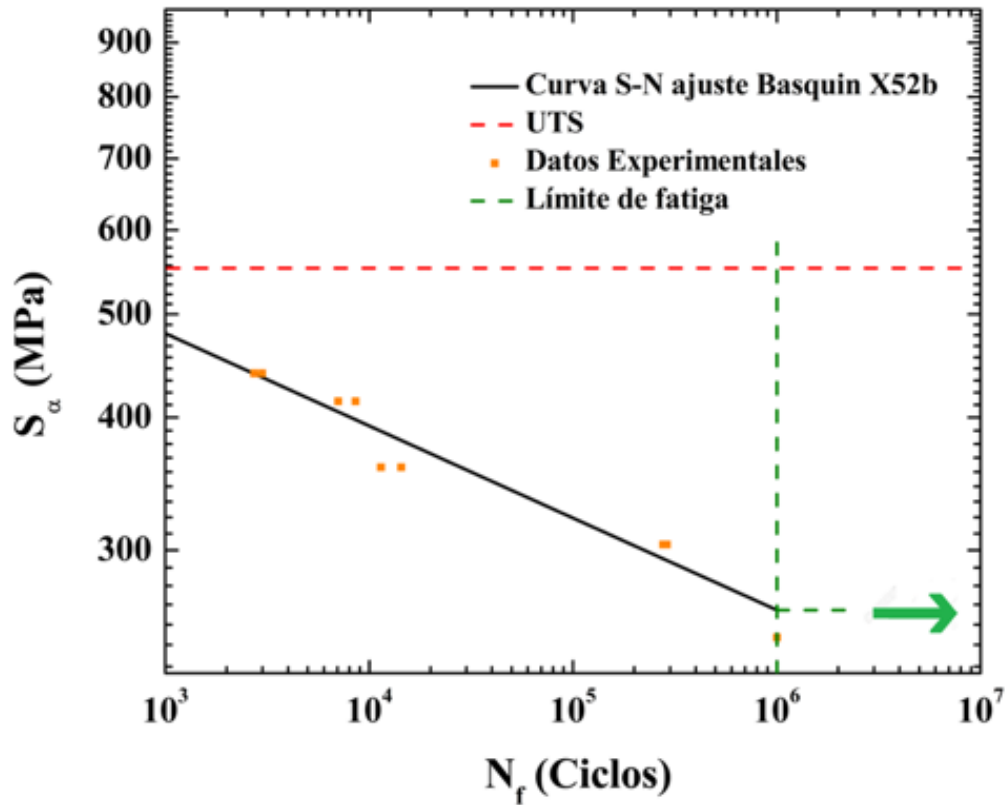


Figura 39. Curva S-N ajustada con ecuación de Basquin de acero X52b

3.3 Examen Fractográfico

3.3.4.1 Examen Fractográfico Macroscópico

Las Tablas 20 y 21 muestran, respectivamente, el registro fotográfico de la zona de prueba, de las probetas ensayadas, en función de la carga utilizada.



Tabla 20 Fotos de las probetas del acero X52a tomadas en la zona de prueba después de haber sido ensayada.

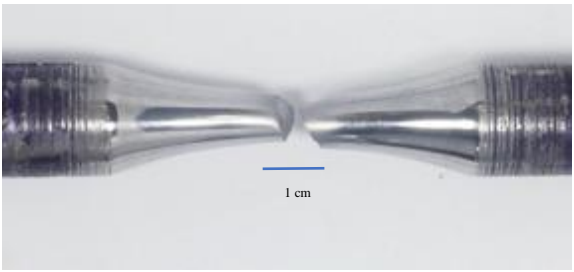

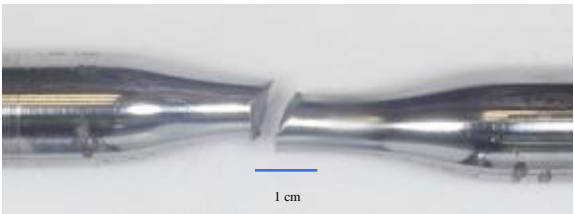

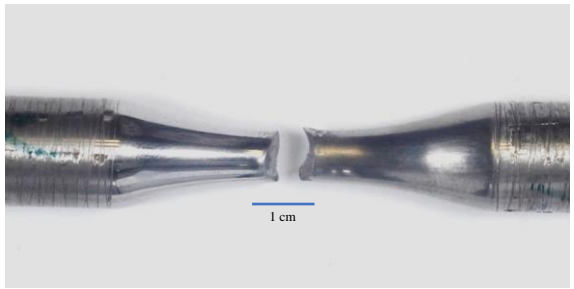
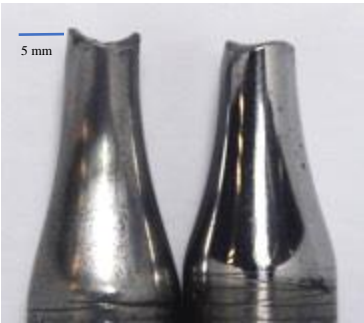
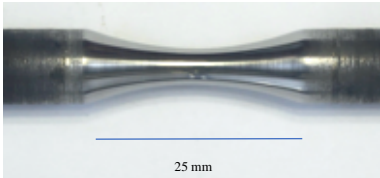




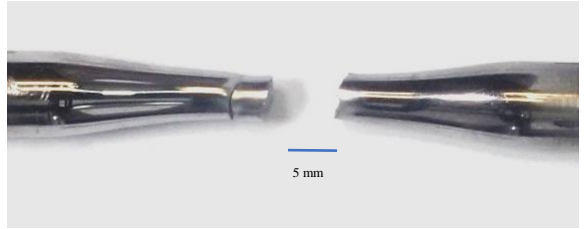
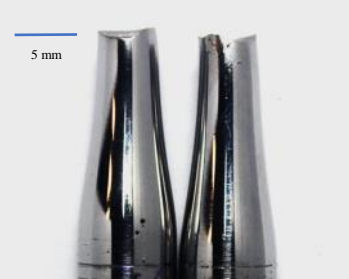
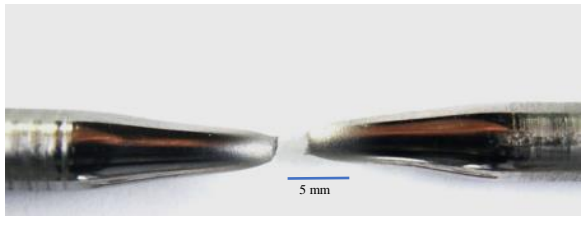


% UTS	X52a	
80%		
75%		
65%		
55%		

Tabla 21 Fotos de las probetas del acero X52b tomadas en la zona de prueba después de haber sido ensayada.

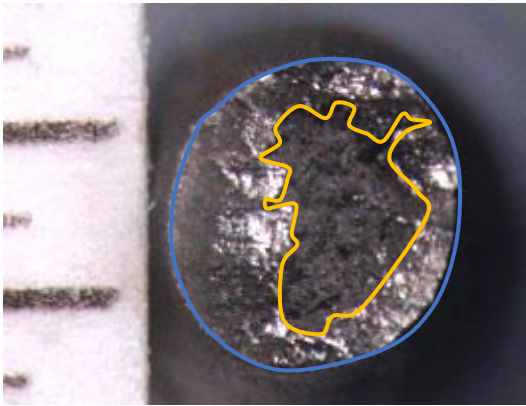
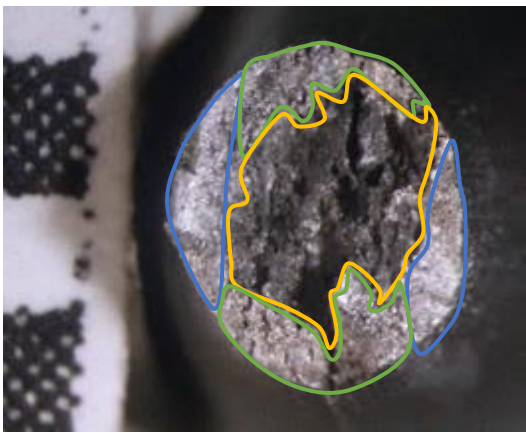
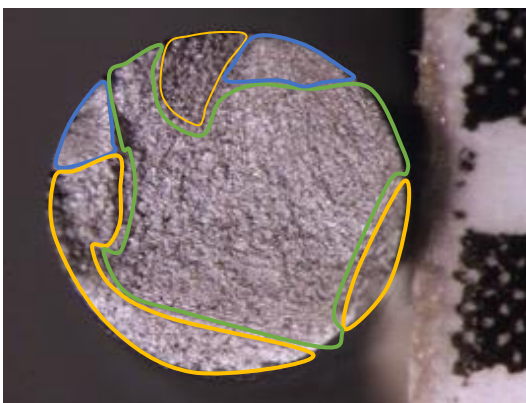
% UTS	X52b	
80%		
75%		
65%		
55%		
45%		

Las superficies de fractura de los aceros X52a y X52b, a escala macro, se observan en las **Tablas 22** y **23**, respectivamente. Encerrado en color azul se delimita la etapa uno, en verde la etapa dos y en amarillo la etapa tres.

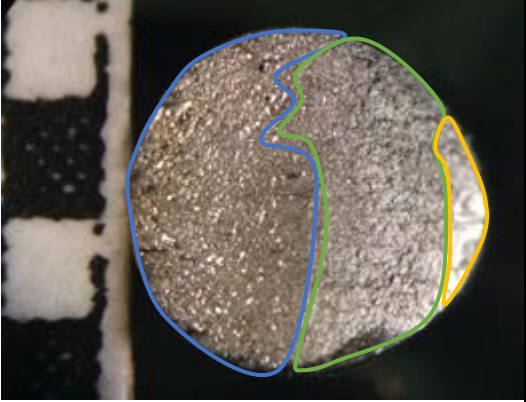
Tabla 22 Superficie de fractura a escala macro de acero X52a.

%UTS	Fractura	Descripción
80%		<p>Se logran distinguir las 3 etapas de fatiga; siendo la etapa II la más predominante. La etapa I, con una rugosidad media, representa alrededor del 10% de la superficie total de fractura. La etapa II se identifica por patrones de río y marcas de playa conforme la grieta avanza hacia la transición de la etapa III; donde se observa una mayor rugosidad y labios de corte por desprendimiento final</p>
75%		<p>Se observan dos puntos de nucleación que emanan desde la superficie seguidos de patrones de río. Se observa un etapa II con una rugosidad macroscópica media. La propagación final acapara una tercera parte de la superficie total de fractura, siendo evidente el cambio en la rugosidad macroscópica.</p>
65%		<p>Para esta amplitud de esfuerzos la etapa I es más evidente, se observa una superficie lisa con baja rugosidad macroscópica, cuyo plano de fractura es perpendicular al eje de aplicación de carga. Además, se presenta una zona con pocas líneas de relieve que representa la transición entre la Etapa I y II. La etapa II comprende aproximadamente el 70% de la superficie de fractura, donde se pueden observar marcas de playa y patrones de río, así como una rugosidad macroscópica media. La etapa III presenta una rugosidad alta y labios de corte pronunciados con una inclinación de 45°</p>
55%	No presentaron falla	

Tabla 23 Superficie de fractura a escala macro de acero X52b

%UTS	Fractura	Descripción
80%		<p>Aproximadamente el 10% de la superficie de fractura presenta características de fractura por fatiga. La superficie de fractura restante corresponde a una fractura dúctil por sobrecarga perteneciente a la etapa III; se distingue por la alta rugosidad macroscópica asociada a una alta deformación plástica. En contraste, la periferia de la superficie de fractura presenta facetas planas correspondientes a la etapa I, nucleación de la grieta, que rodean toda la etapa III.</p>
75%		<p>Se observa poca deformación plástica en el contorno de la superficie de fractura. Aproximadamente el 30% de la superficie presenta características de una superficie de fractura por fatiga, con superficies lisas y de rugosidad baja. El centro de la superficie de fractura tiene una alta rugosidad macroscópica y apariencia fibrosa, lo que indica un mecanismo de fractura por sobrecarga. Estas características indican que la grieta se nucleó en la superficie de la probeta y creció hacia el interior, hasta un tamaño crítico que provocó la fractura por sobrecarga.</p>
65%		<p>Presenta dos zonas de inicio de grieta, además, la superficie de fractura indica una baja concentración de esfuerzos inicial, debido que la zona de falla final es casi indistinguible. La superficie de fractura es lisa y de baja rugosidad, con un plano de fractura perpendicular al eje de carga. También Se observan marcas de playa, en forma de semicírculos concéntricos, los cuales corresponden a la etapa II de fatiga.</p>



55%		<p>Se observa una fractura predominantemente fatigada, alrededor de un 90%. En la etapa I se observa una superficie más brillante; debido a las zonas con poco relieve o lisas. La transición de la etapa I a la II se distingue en consecuencia del cambio en coloración de la superficie, es más opaca respecto a la etapa I y tiene una mayor rugosidad macroscópica. La etapa III representa, aproximadamente el 10% de la superficie de fractura y se encuentra a 45°.</p>
45%	No presentaron falla	

3.1.4.1 Análisis Fractográfico con Microscopio óptico de barrido

De la tabla 24 hasta la 30 se observa el registro fotográfico de las superficies de fractura, obtenidas por MEB, de ambos aceros de estudio.



Tabla 24 Superficies de fractura de acero X52a evaluado a 80% con respecto su UTS.

X52a			
80% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			<p>En la micrografía con aumentos a 100X se observa el inicio de la fractura en un escalón pronunciado (encerrado en color rojo). A los aumentos de 1000X se observa la transición entre la primera y segunda etapa con la aparición de estrías tipo dúctil.</p>
2			<p>En la etapa de propagación estable, se observan estrías tipo dúctil y frágil</p>
3			<p>El mecanismo de fractura de la Etapa III está comprendido por coalescencia de microhuecos equiaxiales poco profundos que denotan una fractura tipo dúctil. El tamaño de los microhuecos va desde 2 micras hasta 25 micras.</p>



Tabla 25 Superficie de fractura de acero X52a evaluado a 75% con respecto su UTS

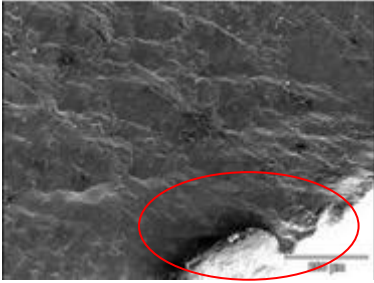
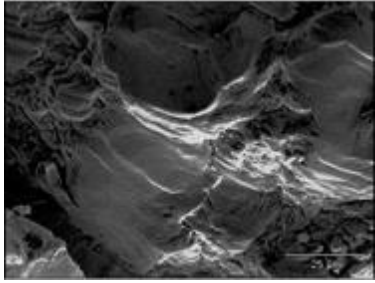
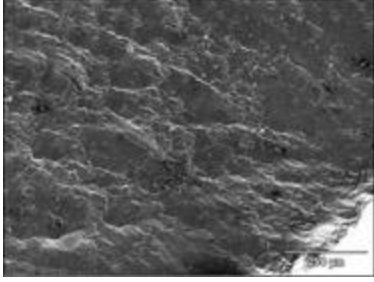
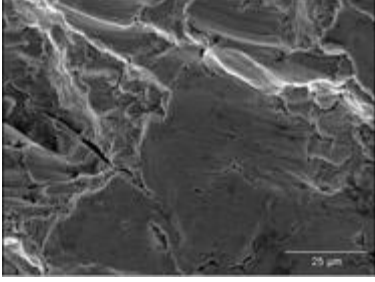
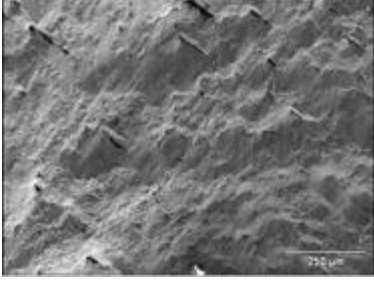
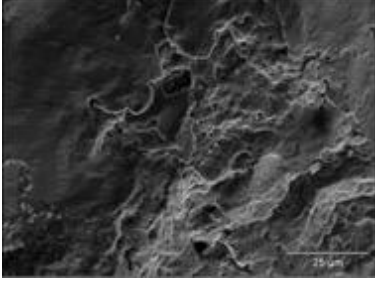
X52a			
75% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			El inicio de la fractura se indica encerrado en rojo, se logra identificar este inicio por un escalón muy pronunciado. Se observan estrías de fatiga poco definidas de tipo dúctil.
2			En esta etapa se observan líneas paralelas al frente de propagación, correspondientes a estrías tipo dúctil; también se presentan estrías de fatiga tipo frágil; las cuales se identifican en forma de fisuras alargadas.
3			La tercera etapa presenta una superficie de fractura con rugosidad baja y un mecanismo de fractura combinado con coalescencia de microhuecos y facetas planas.



Tabla 26 Superficie de fractura de acero X52a evaluado a 65% con respecto a su UTS

X52a			
65% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			<p>En la micrografía con aumentos de 100X se observa en color rojo el inicio de la fractura seguido por patrones de río. En la micrografía a 1000X se logra apreciar una superficie lisa, con apariencia de aplastamiento plástico y patrones de líneas paralelas, aparentemente de estrías de fatiga.</p>
2			<p>Se observan fisuras alargadas; que corresponden a estrías frágiles. Adicionalmente, se observan facetas planas de bordes rectos, con una rugosidad microscópica media.</p>
3			<p>En la etapa final se observa coalescencia de microhuecos equiaxiales pequeños y profundos; lo cual indica un mecanismo de fractura altamente dúctil.</p>



Tabla 27 Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 80% con respecto a su UTS

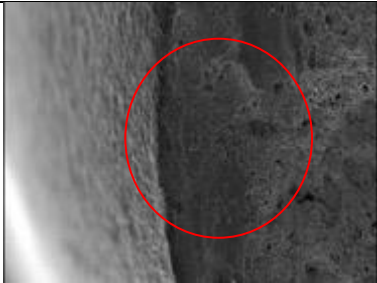
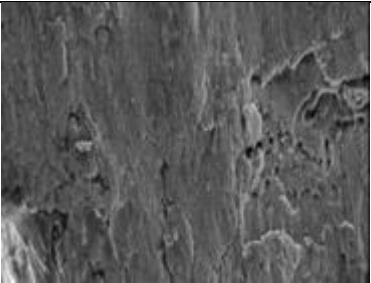
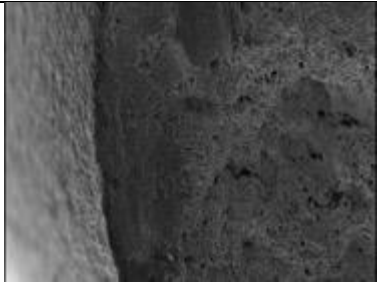
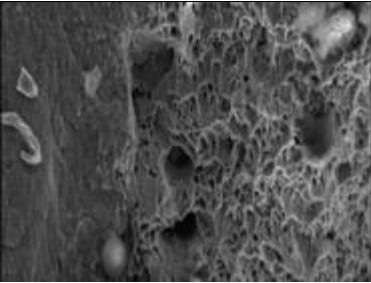
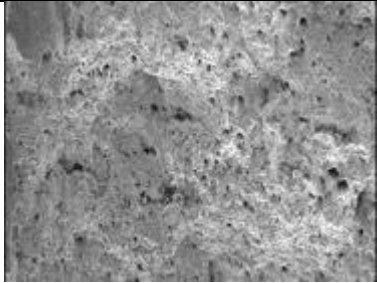
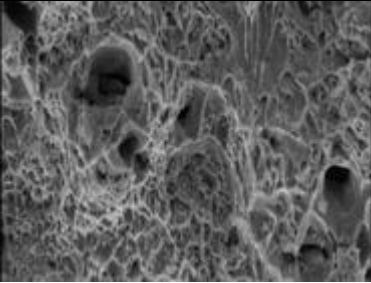
X52 b			
80% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			En la micrografía a 100x, encerrado en color rojo, se observa el inicio de la fractura, además se logra distinguir la diferencia entre la etapa I y II; debido que en esta etapa se aprecia una baja rugosidad, seguido de patrones de río y marcas de líneas paralelas con apariencia de estrías de fatiga, mostrados en la micrografía a 1000X.
2			En esta etapa es posible observar la transición de la etapa II a la etapa III. Se aprecia que la región de superficie de fractura que comprenden las etapas de nucleación y propagación están limitadas a una zona muy pequeña cercana a la superficie de la probeta; por lo que la superficie de fractura está predominantemente compuesta por el mecanismo de coalescencia de microhuecos.
3			El mecanismo de fractura es de coalescencia de microhuecos con rugosidad media. Los microhuecos son equiaxiales, pequeños y profundos, en combinación con microhuecos grandes y poco profundos.



Tabla 28 Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 75% con respecto a su UTS

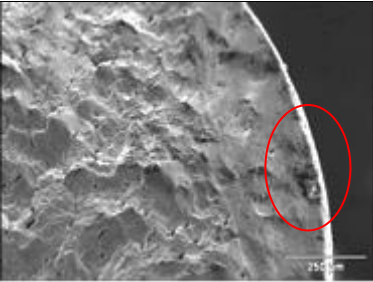
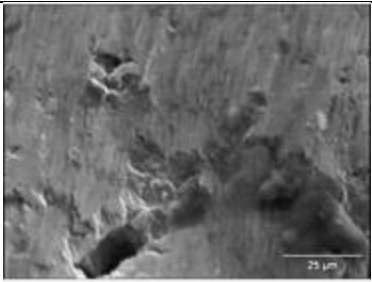
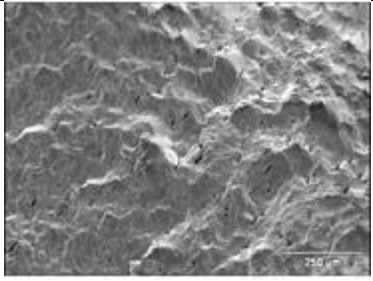
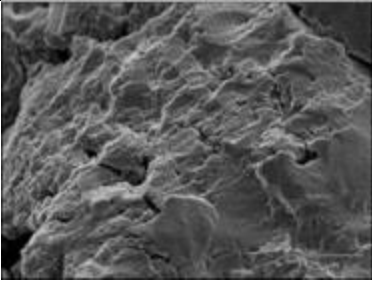
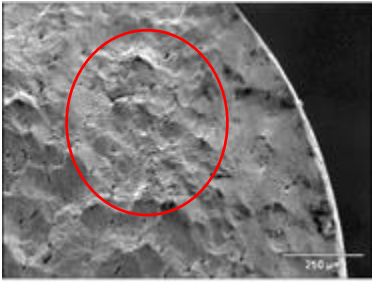
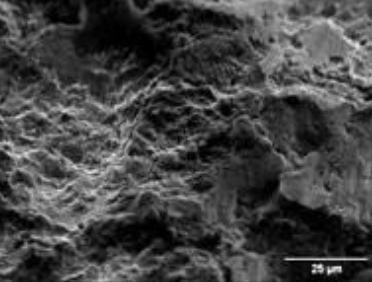
X52 b			
75% UTS			
Etapa	100X	1000X	Descripción
1			Encerrado en color rojo se indica el inicio de la fractura, se observa un relieve liso y de rugosidad baja, típico de la etapa I; además, en la micrografía a 1000X, se observan patrones de río patrones de líneas paralelas, con apariencia de estrías por fatiga.
2			En la etapa de propagación se observa una rugosidad media, y la presencia de estrías dúctiles y frágiles.
3			La tercera etapa presenta una superficie de fractura con rugosidad baja y un mecanismo de fractura de facetas planas.



Tabla 29 Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 65% con respecto a su UTS

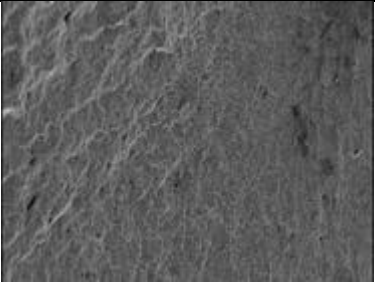
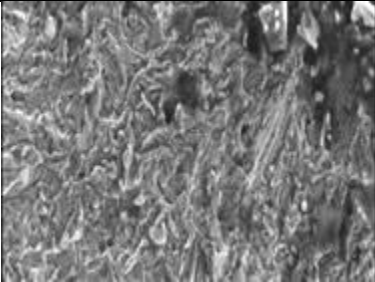
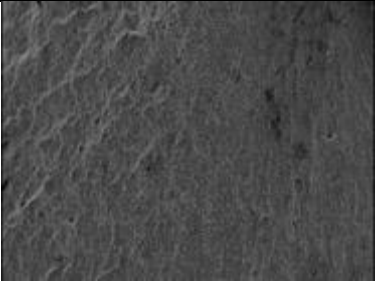
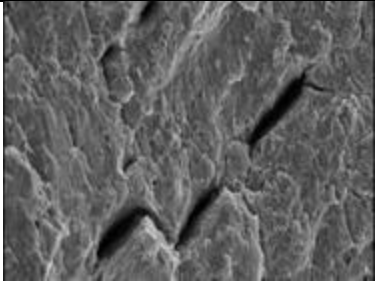
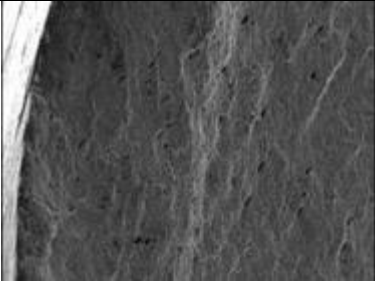
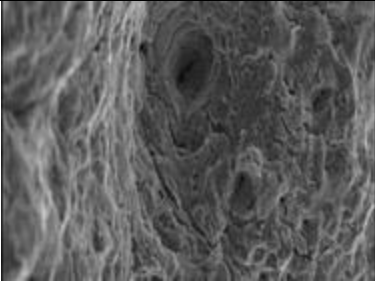
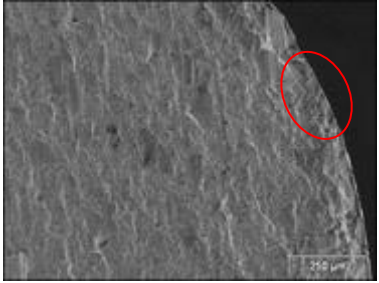
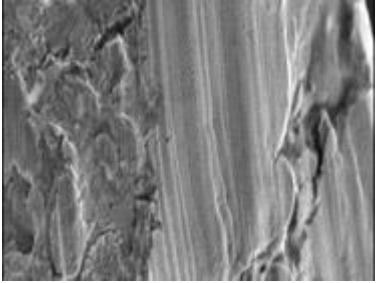
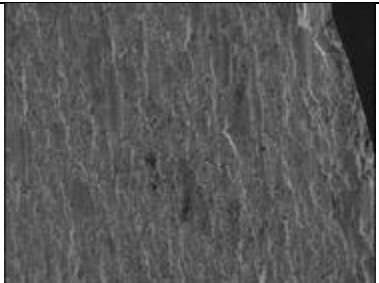
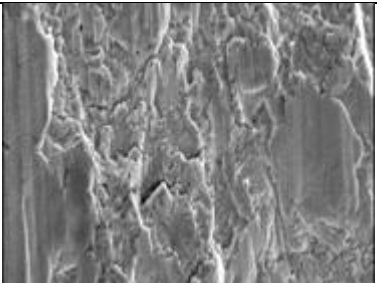
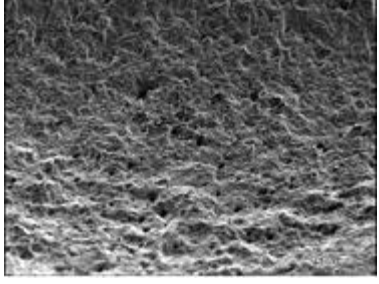
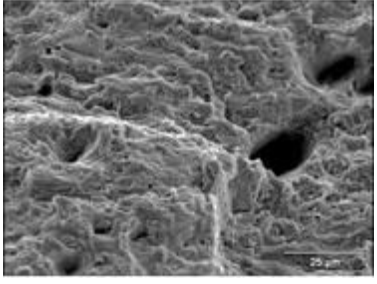
X52b			
65% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			En la micrografía a 1000X se puede observar el inicio de la fractura, seguido por líneas en direccionadas al frente de propagación, es decir, patrones de río.
2			En la micrografía a 1000X es evidente la presencia de estrías por fatiga de tipo dúctil; además de fisuras alargadas que indican estrías tipo frágil, ambas características de la etapa II.
3			En la etapa final se observan microhuecos equiaxiales poco profundos; en combinación con facetas planas de bordes rectos, esto denota una fractura tipo combinada dúctil-frágil.



Tabla 30 Superficie de fractura de acero X52b evaluado a 55% con respecto a su UTS

X52b			
55% UTS			
Etapa	100 x	1000 x	Descripción
1			Encerrado en color rojo se indica el inicio de la grieta por fatiga, sin embargo, es evidente que la etapa I está limitada a una región pequeña de la superficie de fractura, debido que desde un inicio se observan estrías de fatiga de tipo dúctil. Rugosidad media de la superficie de fractura.
2			En la etapa de propagación se observa predominantemente la presencia de estrías dúctiles en forma de patrones de líneas paralelas bien definidas. La rugosidad de la superficie de fractura es media, con la presencia de algunas facetas planas.
3			En la micrografía a 100X se observa una rugosidad alta; así como un mecanismo de fractura por coalescencia de microhuecos, los cuales son de morfología equiaxial, de poca profundidad y tamaño variable.



CAPITULO IV. ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1 Análisis de Resultados de Caracterización Metalúrgica

4.1.1 Composición Química

De acuerdo con la composición química obtenida de ambos aceros de estudio, cumplen los requerimientos establecidos por API 5L para un grado X52. Sin embargo, el acero X52a presenta alrededor del doble en el contenido de carbono y un 36% más en el contenido de manganeso respecto con el acero X52b.

4.1.2 Análisis de Resultados de Estudio Metalográfico

4.1.2.1 Caracterización de Inclusiones

Las micrografías, en ambos aceros, indican la presencia de óxidos globulares de serie gruesa y sulfuros alargados. Se cuantificó un mayor contenido de inclusiones en el acero X52b respecto al acero X52a; atribuido al proceso de manufactura y a un menor contenido de manganeso. El acero X52a presenta alrededor del doble de inclusiones en todas las direcciones estudiadas.

4.1.2.2 Caracterización Microestructural

La microestructura de ambos aceros de estudio está compuesta por ferrita y perlita; además, presentan bandeamiento en las direcciones transversal y longitudinal; sin embargo, el acero X52a presenta una microestructura con un grado de bandeamiento mayor respecto con el acero X52b.

En la dirección normal de ambos aceros de estudio, se observa el microconstituyente perlítico distribuido de forma heterogénea; sin embargo,



debido a la diferencia en contenido de carbono la segregación de la perlita es más evidente en el acero X52a.

Los aceros de estudio presentan granos equiaxiales, siendo prueba de una recristalización completa durante el proceso de laminación en caliente. Sin embargo, la diferencia entre ellos es el tamaño de grano ASTM; debido a que el acero X52b presenta un tamaño de grano ASTM 10, es decir más fino con respecto al acero X52a que presenta un tamaño de grano ASTM 9.

4.1.2.3 Caracterización Microestructural mediante MEB

Las micrografías obtenidas por MEB confirmaron que ambos aceros están compuestos por ferrita y perlita; observándose una microestructura degradada con segmentación de las colonias de perlita. De acuerdo con las características mencionadas anteriormente, los aceros presentan envejecimiento microestructural; lo cual se atribuye a exposición a altas temperatura y/o tiempo de servicio prolongado. Sin embargo, esta condición es más severa en el acero X52b, dado que las propiedades mecánicas no cumplen con la especificación establecida por API 5L para un grado X52, por el contrario, el acero X52a cumple con las propiedades.

Las micrografías de MEB en ambos aceros confirman que los microconstituyentes que lo componen son ferrita y cementita, los dos aceros muestran una degradación microestructural (**Figura 40**); donde en el acero X52b se observa la segmentación, esferoidización y migración de la cementita a los límites de grano; mientras que en el acero X52a los efectos del envejecimiento son menos severos. Estas observaciones son confirmadas por la disminución de ductilidad exhibida en el acero X52b que se encuentra por debajo de la especificación y que es un tercio de la ductilidad del acero X52a.

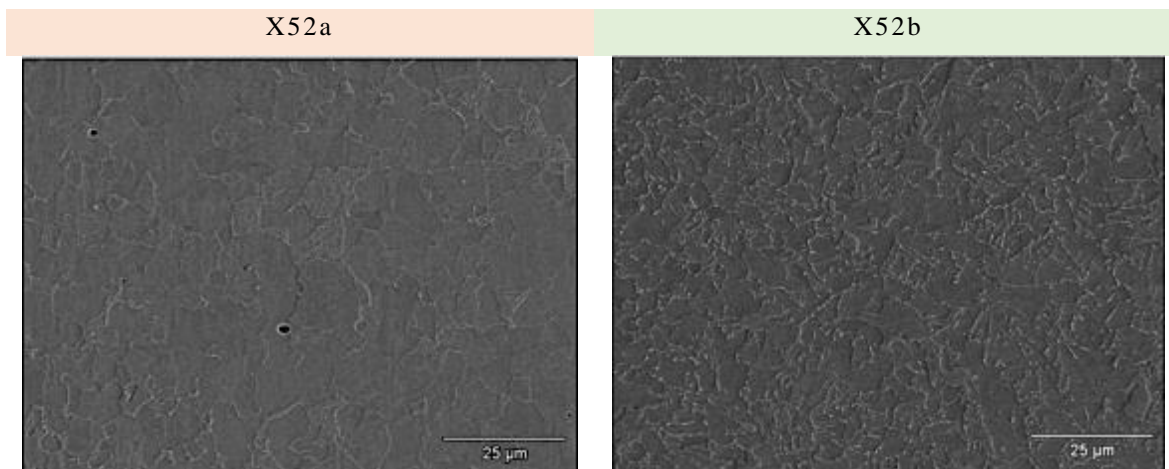


Figura 40. Comparación de las microestructuras de los aceros de estudios a 1000X.

La **Figura 41** presenta una micrografía tomada a 3000 aumentos de la microestructura del acero X52b. Se observa que algunas laminillas de cementita están fracturadas; las cuales se encierran en color rojo. En consecuencia, la cementita se esferoidizó y migró a los límites de grano (encerrado en color verde).

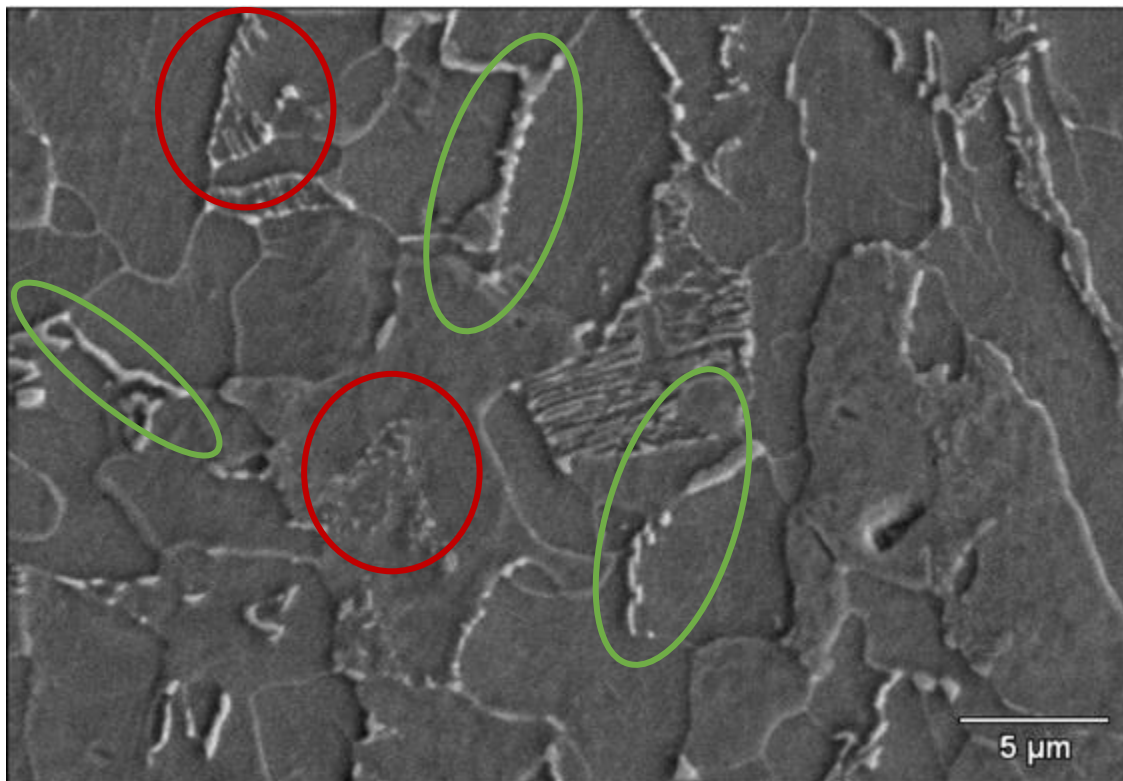


Figura 41. Micrografía obtenida por MEB de acero X52b a 3000X



4.3 Análisis de resultados de Ensayos mecánicos

4.3.1 Prueba de Tensión

La **Figura 42** permite comparar las curvas esfuerzo-deformación de los aceros objeto de estudio, donde en ambos casos se cumple con los valores mínimos de esfuerzo de cedencia y UTS para un acero grado X52 (360 MPa y 460 MPa, respectivamente). No obstante, el acero X52b no cumple con el 15% de alargamiento mínimo, requerido por API 5L. La única evidencia física que encontramos y a la cual atribuimos la pérdida de ductilidad es al envejecimiento que presenta este acero[47–49].

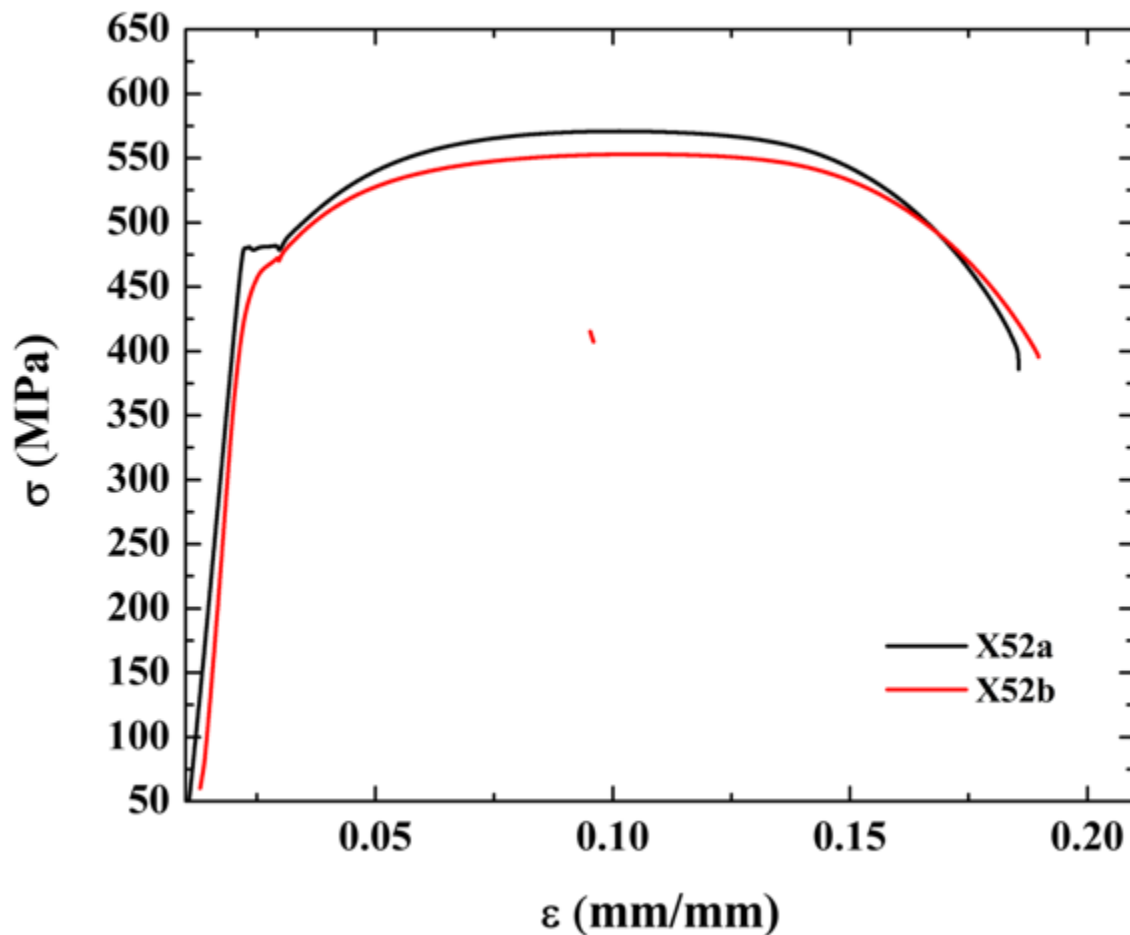


Figura 42. Comparación de curva esfuerzo vs deformación de los aceros X52a y X52b



4.3.2 Dureza

Los valores obtenidos del ensayo de dureza entre los aceros X52a y X52b tienen una diferencia de 4.5%; lo cual no representa una variación significativa.

4.3.3 Ensayo de Fatiga por Control de Carga

El descarte del valor obtenido de la prueba número uno del ensayo llevado a cabo al 65%UTS del acero X52a, fue realizado en función de los límites inferior y superior establecidos para la obtención de la curva S-N, ya que esto asegura la reproducibilidad o replicación de la prueba de acuerdo con la norma ASTM E-739.

La **Figura 43** muestra que el acero X52a presentó la mayor resistencia en fatiga con respecto al acero X52b; no obstante, este resultado contradice al comportamiento típico esperado; ya que los análisis causa raíz de falla por fatiga y la literatura en general [12, 13] consideran que el contenido de inclusiones, han demostrado ser la principal causa de este tipo de fallas ya que, actúan como zonas de concentración de esfuerzos. Sin embargo, los resultados obtenidos de esta experimentación muestran que el acero X52a presentó la mayor resistencia a la fatiga siendo que posee más del doble de inclusiones respecto a X52b. Este resultado es significativo dado que, las pruebas fueron realizadas bajo las mismas condiciones ambientales y de acabado superficial.

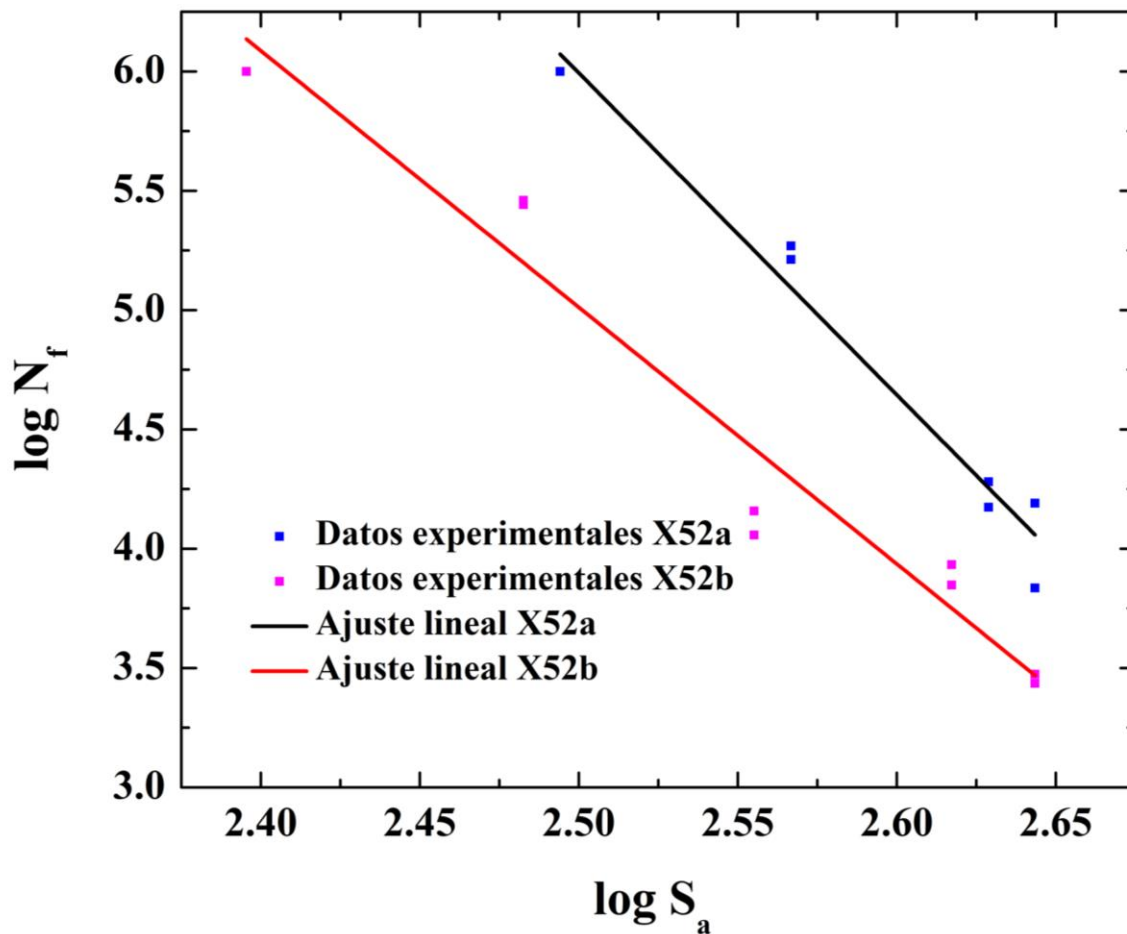


Figura 43. Comparación de curvas S-N con ajuste lineal de acuerdo con ASTM E-739 respecto a los datos experimentales obtenidos de las pruebas de fatiga en escala logarítmica

La **Tabla 31** muestra las principales características metalúrgicas y mecánicas que tienen una influencia directa en el comportamiento en fatiga de los materiales.

El acero X52a presentó, además de un mayor contenido de inclusiones, un mayor % de carbono, fracción perlítica y grado de bandeamiento. Estos factores en teoría podrían contribuir a generar sitios de nucleación de grietas y a reducir la resistencia a la fatiga. Sin embargo, las pruebas realizadas



muestran que el efecto de estos parámetros microestructurales es poco significativo o parecen no contribuir al desarrollo del mecanismo de falla.

Así mismo, el tamaño de grano podría también ser un parámetro importante en la resistencia a la fatiga ya que entre más fino el grano, generalmente se tiene una mayor resistencia a la fatiga; debido a la mayor cantidad de límites de grano que actúan como barreras y retardan el proceso de deslizamiento de las dislocaciones y a su vez el agrietamiento transgranular, por lo cual la nucleación de las grietas y su propagación se ven retardados; sin embargo, en este trabajo se encontró que el acero más resistente a la fatiga (X52a) es el que presenta el mayor tamaño de grano; lo cual contrasta con el resultado esperado y permite identificar que para este caso de estudio específico, el tamaño de grano no mostró ser determinante para la resistencia a la fatiga. Adicionalmente, es importante mencionar que todas las investigaciones para determinar el efecto del tamaño de grano en la resistencia a la fatiga se han realizado en microestructuras no envejecidas.

Por otro lado, los resultados obtenidos en dureza exhiben una diferencia del 4%, lo que no se considera una variación significativa entre ambos aceros analizados.

Finalmente, el análisis permite concluir que el envejecido severo del acero X52b es el causante de la pérdida de ductilidad y resistencia a la fatiga. Debido a que los límites de grano están ocupados por la cementita esferoidizada, limitando el movimiento de dislocaciones y generando la acumulación de esfuerzos internos sobre los límites de grano lo cual disminuye de manera directa la vida en fatiga. Con base en la teoría de dislocaciones que refiere a fatiga [33, 50], las dislocaciones migran a las superficies libres como son los límites de grano o la superficie misma del material. Sin embargo, al estar ocupados los límites de grano por cementita esferoidizada, el apilamiento de dislocaciones se da en menos ciclos de carga



y crea bandas de deslizamiento en menor tiempo; las cuales son precursoras de extrusiones e intrusiones. Estas últimas actúan como muescas de nivel atómico que dan pie al inicio de la grieta por fatiga.

Esto abre una incógnita sobre la sensibilidad de la resistencia en fatiga en aceros grado tubería que han estado en servicio por largos periodos de tiempo, ya que independientemente del contenido de inclusiones no metálicas, la resistencia a la fatiga de aceros bajo carbono, con microestructura ferrita-perlita, se ve afectada con mayor severidad por el envejecimiento microestructural.

Tabla 31 Tabla comparativa de las principales características mecánicas y metalúrgicas de los aceros de estudio.

Características		X52a	X52b
Metalúrgicas	% de Carbono	0.19	0.08
	% perlita	19.48	10.34
	Ai	1.44	1.39
	% de inclusiones	0.63	0.29
	Tamaño de grano [ASTM]	9	10
	Envejecido	leve	severo
Mecánicas	% alargamiento	32	12
	Dureza	89	85

El análisis de los resultados de fatiga muestra que conforme disminuye la amplitud de la carga aplicada hay un aumento en la diferencia de los ciclos a la falla entre los dos aceros. La **Tabla 32** muestra cuantitativamente la relación inversamente proporcional entre la diferencia de amplitud y los ciclos a la falla.


Tabla 32 Comparación de ciclos a la falla entre los aceros X52a y X52b

%UTS	X52a		X52b		Diferencia	Promedio de la diferencia de ciclos a la falla entre los aceros X52a y X52b	% de disminución de la vida en fatiga del acero X52b respecto X52a
	N _f [Ciclos]	N _f [Ciclos]	N _f [Ciclos]	N _f [Ciclos]	[Ciclos]		
80%	1	6 846	2120	4726	8834	77%	
	2	15 531	2590	12941			
	3	11 189	2355	8834			
75%	1	16 987	7 042	9945	9178	53%	
	2	14 911	8 578	6333			
	3	19 062	7 806	11256			
65%	1	429 977	34 272	395705	161 411	92%	
	2	185 637	11 418	174219			
	3	162 992	14 389	148603			
55%	1	1 000 000	185 619	814381	749849	75%	
	2	1 000 000	276 621	723379			
	3	1 000 000	288 214	711786			
45%	1	No se hizo ensayo a este nivel de carga	1 000 000		No hay diferencia de ciclos a este nivel de carga.		
	2		1 000 000				
	3		1 000 000				

Así, es posible observar que la vida en fatiga del acero X52b disminuye considerablemente respecto con el acero X52a. Por ejemplo, para un valor de amplitud de esfuerzo del 80% UTS la disminución es de un 77% de X52b con respecto al acero X52a; mientras que a 65% UTS disminuye hasta un 92%.

También, se aprecia que conforme disminuye la amplitud del esfuerzo, la diferencia entre el número de ciclos a la falla entre X52a y X52b aumenta en todos los casos. Este comportamiento se atribuye a que, para valores de amplitud alta el fenómeno de deslizamiento y endurecimiento por deformación incrementa, por lo cual, las dislocaciones se acumulan con



mayor rapidez en las superficies libres o de alta energía, fungiendo como puntos de inicio de la grieta. Así mismo, para amplitudes menores de carga, el deslizamiento interno y cruzado de las dislocaciones lo que permite que el material X52a registre un número de ciclos superior a la falla.

De esta manera, se entiende que la capacidad de movimiento de las dislocaciones en el material con cementita esferoidizada en los límites de grano disminuye; lo que provoca la migración preferencial hacia la superficie de las dislocaciones; generando intrusiones y extrusiones que dan lugar a sitios de nucleación de grietas en un menor número de ciclos.



Posteriormente, se hizo una comparación del comportamiento de vida finita en fatiga utilizando la ecuación de Basquin respecto a los datos experimentales, de ambos aceros (**Figura 44**).

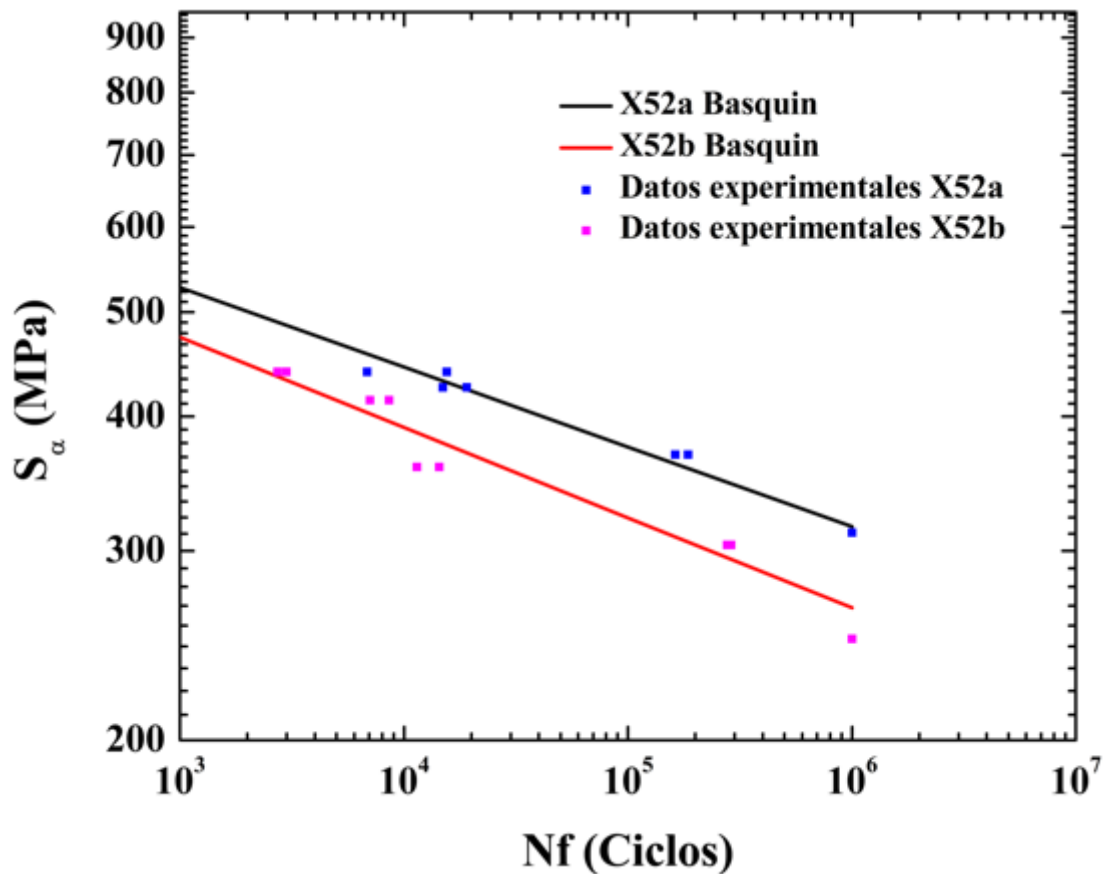


Figura 44. Comparación de curva S-N obtenida con Basquin con respecto a los datos obtenidos experimentalmente.

Para cuantificar el ajuste de Basquin, en las **Tablas 33** y **34** se compara la amplitud de carga experimental respecto a la obtenida con la ecuación de Basquin, por acero de estudio.



Tabla 33 Porcentaje de diferencia entre la amplitud de esfuerzo calculada respecto a la obtenida con la ecuación de Basquin para el acero X52a.

%UTS	N _f	S _a Basquin	S _a Experimental	% de diferencia entre S _a obtenida con la ecuación de Basquin respecto S _a obtenida mediante experimentación
	[Ciclos]	[MPa]	[MPa]	
80	6846	457	440	3.74
	15531	430	440	-1.29
	11189	441	440	0.17
75	16987	427	425	0.43
	14911	432	425	1.39
	19062	423	425	-0.42
65	429977	336	369	-9.65
	185637	358	369	-3.03
	162992	361	369	-1.04
55	1000000	316	312	1.23
	1000000	316	312	1.23
	1000000	316	312	1.23



Tabla 34 Porcentaje de diferencia entre la amplitud de esfuerzo calculada respecto a la obtenida con la ecuación de Basquin para el acero X52b.

%UTS	N _f	S _a Basquin	S _a Experimental	% de diferencia entre S _a obtenida con la ecuación de Basquin respecto S _a obtenida mediante experimentación
	[Ciclos]	[Mpa]	[Mpa]	
80	2120	445	440	1.11
	2590	438	440	-0.56
	2355	441	440	0.24
75	7042	402	414	-1.97
	8578	396	414	-4.69
	7806	399	414	-3.87
65	34272	352	359	-1.91
	11418	386	359	7.06
	14389	379	359	5.24
55	185619	306	303	0.64
	276621	296	303	-1.74
	288214	295	303	-3.10
45	1000000	266	249	6.37
	1000000	266	249	6.37
	1000000	266	249	6.37

La **Tabla 35** compara los porcentajes de los aceros X52a y X52b obtenidos en las tablas 30 y 31. Se observa un mejor ajuste de los datos para el acero X52a. Esto indica que la ecuación de Basquin, si bien tuvo un buen ajuste en ambos casos, describe mejor a un material cuya microestructura no ha sido degradada.



Tabla 35 Comparación de porcentajes obtenidos de la relación entre los datos obtenidos por la ecuación de Basquin y mediante experimentación.

%UTS	% de diferencia entre Sa obtenida con la ecuación de Basquin respecto Sa obtenida mediante experimentación X52a	% de diferencia entre Sa obtenida con la ecuación de Basquin respecto Sa obtenida mediante experimentación X52b
80	3.74	1.11
	-1.29	-0.56
	0.17	0.24
75	0.43	-1.97
	1.39	-4.69
	-0.42	-3.87
65	-9.65	-1.91
	-3.03	7.06
	-1.04	5.24
55	1.23	0.64
	1.23	-1.74
	1.23	-3.10
45	No se hicieron ensayos a esta amplitud de carga	6.37
		6.37
		6.37
Desviación Estándar	1.39	3.61

4.3.4 Análisis de Examen Fractográfico

4.3.4.1 Análisis de Examen Fractográfico Macroscópico.

En la **Figura 45** se compara la apariencia superficial de la zona de prueba de los dos aceros de estudio; en función de su amplitud de ensayo. En el nivel de carga de 80% UTS, en ambos casos, se observa una mayor rugosidad y opacidad en la zona de prueba (encerrada en color rojo) respecto a las amplitudes de carga más bajas. A su vez el acero X52b presenta mayor

rugosidad respecto al acero X52a en ambas amplitudes de esfuerzo. La explicación a este comportamiento se atribuye a que una amplitud de carga más alta promueve un mayor deslizamiento de dislocaciones; lo cual, genera una mayor cantidad de extrusiones e intrusiones en la superficie; consecuencia del movimiento ocasionado por las bandas de deslizamiento. De forma macroscópica este fenómeno se refleja en el cambio de rugosidad [50]. Con esto se confirma la teoría de que en el acero X52b al estar ocupados los límites de grano por cementita esferoidizada las dislocaciones tienden a migrar a la superficie más rápidamente.

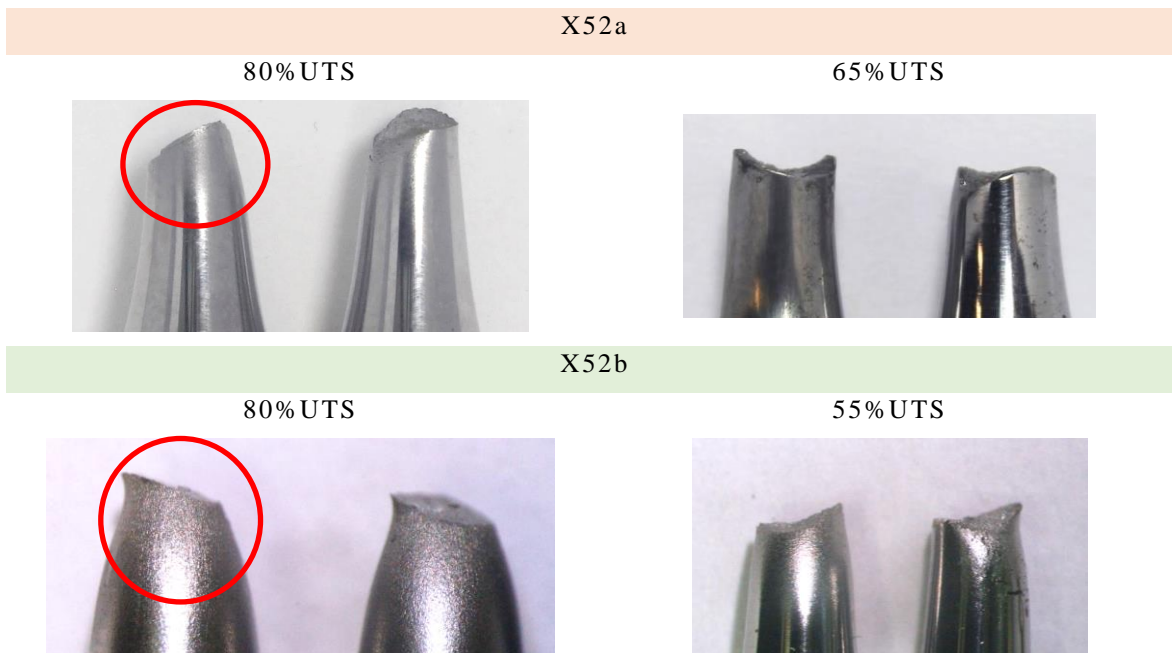


Figura 45. Comparación de la rugosidad presente en la zona de prueba de los aceros de estudio en función de su amplitud de ensayo más alto, 80% UTS, respecto a la más baja que presentó fractura, respectivamente.

La **Figura 46** muestra una comparación de las superficies de fractura de los aceros de estudio a escala macroscópica; se muestran las superficies obtenidas a la amplitud de carga más alta, 80% UTS, y baja que presentó fractura, respectivamente. Entre el acero X52a y X52b, ensayados a 80% UTS, se observan diferencias significativas en la superficie de fractura. El acero

X52a tiene una superficie más brillante la cual indica una fractura tipo frágil y un plano de fractura constante. Por su parte, el acero X52b presenta una superficie rugosa en el centro, delimitada por facetas planas. Esta diferencia en la superficie de fractura se atribuye a la disparidad microestructural entre los aceros.

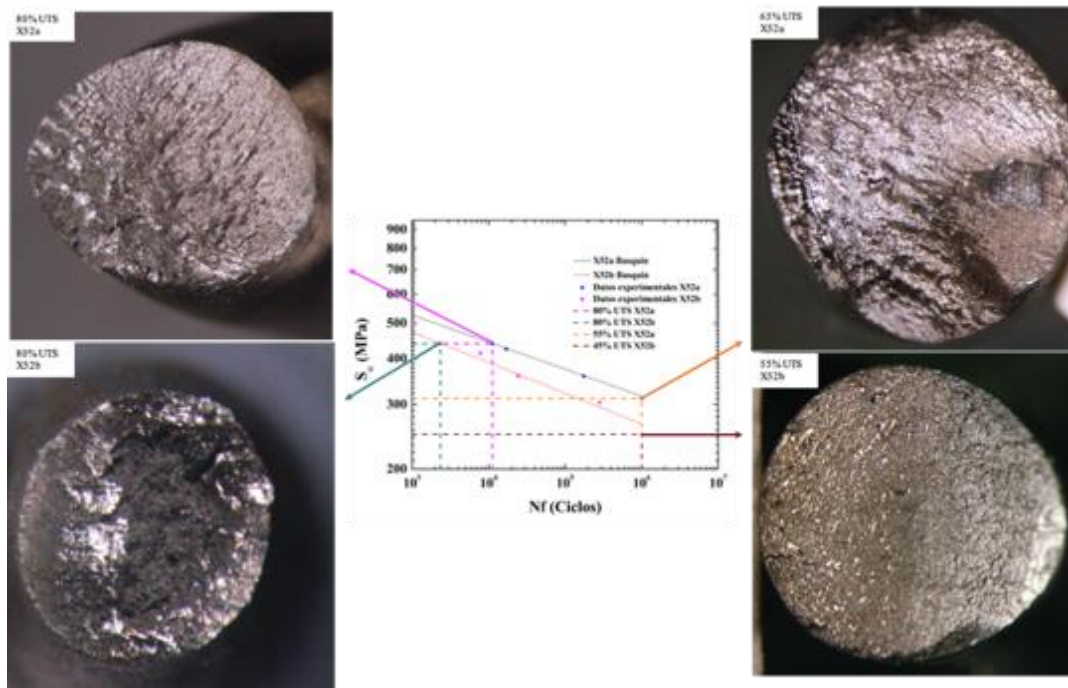


Figura 46. Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas macro de los aceros X52a y X52b de los niveles más severos de carga y los niveles más bajos, 65%UTS y 55%UTS, que presentaron fractura antes de llegar al run-out de un millón de ciclos.

La migración de laminillas segmentadas de cementita hacia los límites de grano, en el acero X52b, impidió el apilamiento de dislocaciones en estas zonas libres, favoreciendo su concentración en la superficie; cuya consecuencia fue la multinucleación de grietas. La evidencia de este comportamiento se observa en la fractografía a 80%UTS del acero X52b (**Figura 47**), esto debido a que la superficie de fractura está delimitada por facetas planas individuales que son un indicativo de la etapa I de propagación [30]. Las grietas generadas en esta etapa crecieron hasta culminar en el



centro; provocando que, en este punto, se concentren altos niveles de esfuerzos y la deformación del acero sea predominantemente plástica. De acuerdo con los resultados obtenidos en la prueba de fatiga para el acero X52b, conforme disminuye la amplitud de carga, toman menos importancia las bandas de deslizamiento y se evidencia el impacto de la microestructura frente a la resistencia por fatiga. Es posible observar este fenómeno comparando la superficie de fractura entre 80%UTS y 55%UTS, gracias a que su amplitud de carga más alta presenta una superficie fibrosa y múltiples inicios, atribuidos a las bandas de deslizamiento; mientras que a 55%UTS tiene una superficie con poca deformación macroscópica y solo un sitio de inicio.

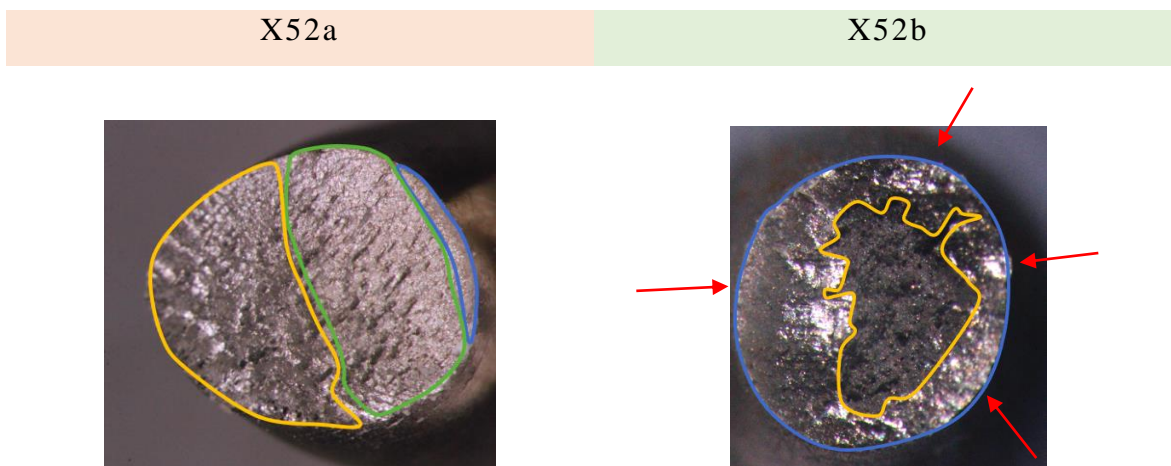


Figura 47. Comparación de superficies de fractura obtenidas a 80%UTS de los aceros de estudio. Encerrado en color azul se delimita la etapa I, en verde la etapa II y en amarillo la etapa III de propagación de la grieta. Con flecha rojas se indican los múltiples inicios de la superficie de fractura de X52b

Comparando el acero X52a y X52b ensayados a sus cargas más bajas de 65 y 55%, respectivamente; se observa que existe una buena definición de la transición entre etapas de fatiga. Además, se observa una superficie de fractura fatigada casi en su totalidad. La etapa I, en ambos casos, comprende aproximadamente la cuarta parte de la superficie de fractura. En el acero



X52a la etapa I se distingue debido al cambio de coloración en tonos cafés respecto a la demás superficie; mientras que en X52b se identifica por una superficie más brillante.

En ambos aceros de estudio se observa que, conforme aumenta la amplitud de carga la etapa III predomina y conforme disminuye, la etapa I crece. Este fenómeno se observa con claridad en el acero X52a, al comparar la superficie de fractura obtenida a la amplitud de carga más alta de 80%UTS respecto a la más baja de 65%UTS. Se observa que la etapa III en 65%UTS, representa solo el 10% de la superficie de fractura; mientras que a la amplitud de carga más alta se observa desde la mitad de la superficie. Es entonces la etapa III en 65%UTS, aproximadamente, 500% más pequeña respecto a 80%UTS.

De acuerdo con los resultados obtenidos en la prueba de fatiga para el acero X52b, conforme disminuye la amplitud de carga toman menos importancia las bandas de deslizamiento. Es posible observar este fenómeno comparando la superficie de fractura entre 80%UTS y 55%UTS de este acero; debido a que su amplitud de carga más alta presenta una superficie fibrosa y múltiples inicios, atribuidos a las bandas de deslizamiento, mientras que a 55% tiene una superficie con poca deformación macroscópica y solo un inicio.

4.3.4.2 Análisis de Examen Fractográfico Microscópico.

La **Figura 48** compara la etapa I de ambos aceros ensayados a 80%UTS, y a la amplitud de carga más baja que presentaron fractura.

Los aceros X52a y X52b ensayados a 80%UTS, presentan una rugosidad similar; sin embargo, el acero X52a tiene una superficie ligeramente más rugosa.

A diferencia del caso anterior, de 80%UTS, el acero X52b es quien presenta una mayor rugosidad a la amplitud de carga más baja, de 55%UTS, respecto

con el acero X52a ensayado a 65%UTS; además de presentar estrías tipo dúctil.

La superficie de fractura a 55% UTS del acero X52b presenta estrías desde su etapa I; caso que no se logra distinguir a 80% UTS.

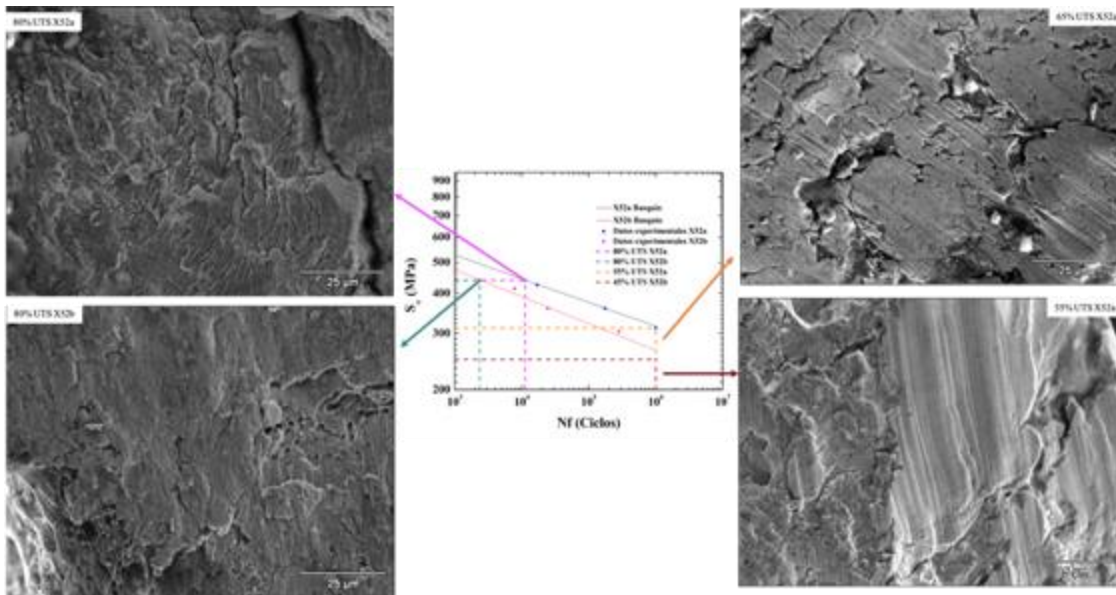


Figura 48. Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa I de propagación, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen.

La **Figura 49** compara la etapa II de ambos aceros ensayados al 80% UTS, y a la amplitud de carga más baja que presentó fractura. Se observa que en el acero X52b no se logra distinguir la etapa II; debido que desde la transición de la etapa I a la dos ya hay presencia de microhuecos, característicos de la etapa III. En X52a sí es posible distinguir la etapa II debido que se presentan estrías tipo frágil, características de la propagación estable.

A la amplitud de esfuerzos más baja, en ambos casos, se observan estrías; sin embargo, el acero X52a presenta estrías de los dos tipos dúctil y frágil mientras que, el acero X52b muestra estrías tipo dúctil y menos rugosidad.

Las superficies de fractura del acero X52a, obtenidas a las amplitudes de carga de 80%UTS y 65%UTS, presentan un cambio en la rugosidad microscópica. Al 65% se observan facetas planas de bordes rectos y fisuras alargadas, que corresponden a estrías tipo frágil; mientras que al 80% las fisuras presentes tienen una geometría redondeada que es característica del mecanismo de coalescencia de microhuecos. Esto genera que, cualitativamente, al 80% se tenga una superficie con mayor rugosidad.

Las superficies de fractura del acero X52b, obtenidas a la amplitud de esfuerzos de 80%UTS y 55%UTS, tienen como diferencia que a 80% no hay una definición clara de la etapa II, mientras que a 55%, se logra distinguir gracias a las estrías dúctiles.

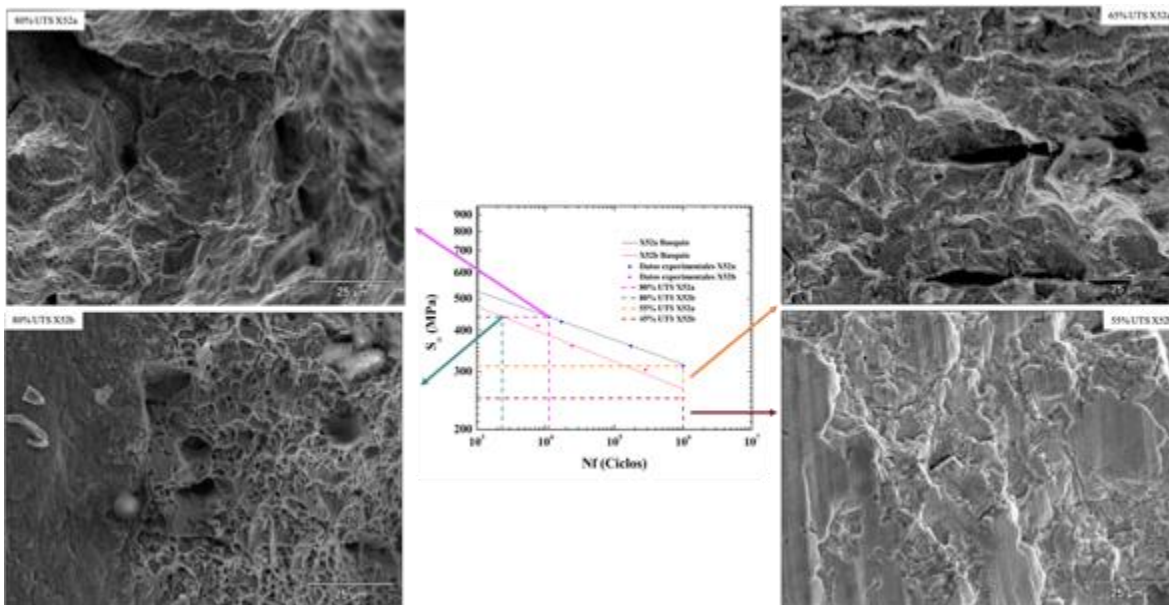


Figura 49. Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa II de propagación, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen.

La **Figura 50** compara la etapa III de ambos aceros ensayados a 80% UTS y a la amplitud de carga más baja que presentó fractura.



En todos los casos se observa sobrecarga; la evidencia de este mecanismo se observa debido a la presencia de microhuecos.

El acero X52b presenta una menor ductilidad en la etapa 3 en contraste con el acero X52a, esto se hace de forma cualitativa comparando los dos aceros, debido que el acero X52b presenta microhuecos poco profundos y facetas planas y el acero X52a presenta microhuecos profundos. Las superficies de fractura del acero X52a, obtenidas a la amplitud de carga más alta de 80%UTS respecto a la más baja de 65%UTS, presentan una fractura donde, en ambos casos, la etapa final esta dominada por el mecanismo de coalescencia de microhuecos. Sin embargo, a 65% se observan microhuecos poco profundos y elípticos; mientras que a 80%UTS en su mayoría son profundos y equiaxiales. Esto indica una fractura predominantemente elástica conforme disminuye la carga.

En el acero X52b se observa que la cantidad de microhuecos, por área analizada, disminuyen considerablemente entre la amplitud de carga más alta y la más baja, debido que a 55%UTS, son pocos lo que se logran observar en la micrografía. El comportamiento antes mencionado se atribuye a la pérdida de ductilidad ocasionada por el envejecimiento microestructural.

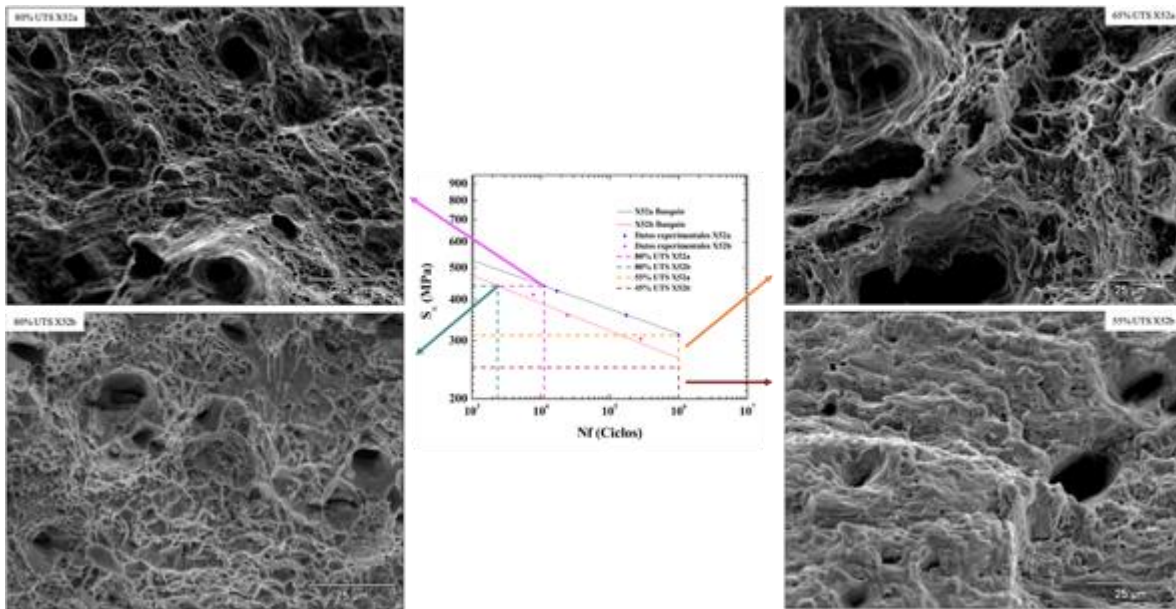


Figura 50. Comparación de Curvas S-N. Las fractografías corresponden a las fracturas micro de la etapa III, tomadas a 1000X, de los aceros X52a y X52b a los niveles más severos de carga y a los niveles más bajos en donde se fracturó el espécimen.



CONCLUSIONES

1. El acero X52b presenta menor resistencia a la fatiga en comparación con el acero X52a. Debido a que, la vida en fatiga del acero X52b disminuye entre 50% a 90%; en las distintas amplitudes de carga experimentales.
2. La menor resistencia a la fatiga del acero X52b, con respecto al acero X52a, se atribuye a la pérdida de ductilidad como consecuencia del envejecimiento microestructural; el cual, se observa por la perlita esferoidizada en los límites de grano. De acuerdo con la teoría de dislocaciones referente a fatiga, se estima que la esferoidización y migración de la perlita hacia los límites de grano en el acero X52b, concentró las dislocaciones en la superficie de la probeta, provocando muescas a nivel atómico que, en consecuencia, generaron multinucleación de grietas y, por lo tanto, reducción de la resistencia a la fatiga.
3. En este estudio se demuestra que, independientemente del contenido de inclusiones no metálicas, la resistencia a la fatiga de aceros bajo carbono, con microestructura ferrita-perlita, se ve afectada con mayor severidad por el envejecimiento microestructural.
4. La evidencia fractográfica del acero X52b indica que a mayor amplitud de carga hay mayor deslizamiento de dislocaciones a las superficies libres; lo cual, genera múltiples sitios de inicio de grieta. A menor amplitud de carga, no solo las bandas de deslizamiento empiezan a tomar importancia, sino la degradación de la microestructura.
5. En este trabajo se observó que el envejecimiento microestructural ejerce un efecto significativo en la resistencia a la fatiga de un acero bajo carbono. En contraste, este efecto no es evidente para las propiedades mecánicas medidas con velocidades de deformación cuasi-estáticas (tensión y dureza).



REFERENCIAS

- [1] D. L. McDowell, "Basic issues in the mechanics of high cycle metal fatigue," *Int. J. Fract.*, vol. 80, no. 2, pp. 103–145, 1989.
- [2] S. Bandgar, C. Gupta, G. Rao, P. Malik, R. N. Singh, and K. Sridhar, "Fatigue Crack Growth Rate Behaviour of HSLA Steel at Varying Load Amplitudes," *Procedia Struct. Integr.*, vol. 14, no. 2018, pp. 330–336, 2019.
- [3] G. E. J. Dieter, *Mechanical metallurgy*.
- [4] H. Aung, "The Maritime Commons : Digital Repository of the World An analysis of the study of mechanical properties and microstructural relationship of HSLA steels used in ship hulls The Union of Myanmar," 2007.
- [5] M. A. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, M. Sanayei, and S. Das, "Microstructural aspects of intergranular and transgranular crack propagation in an API X65 steel pipeline related to fatigue failure," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 94, no. December 2017, pp. 214–225, 2018.
- [6] O. Fatoba and R. Akid, "Uniaxial cyclic elasto-plastic deformation and fatigue failure of API-5L X65 steel under various loading conditions," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 94, no. June 2017, pp. 147–159, 2018.
- [7] H. Bomas, K. Burkart, and H. W. Zoch, "Evaluation of S-N curves with more than one failure mode," *Int. J. Fatigue*, vol. 33, no. 1, pp. 19–22, 2011.
- [8] S. Hassanifard, M. Al. Mohtadi-Bonab, and G. Jabbari, "Investigation of fatigue crack propagation in spot-welded joints based on fracture mechanics approach," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 22, no. 1, pp. 245–250, 2013.
- [9] J. F. Cooper and R. A. Smith, "The measurement of fatigue cracks at spot-welds," *Int. J. Fatigue*, vol. 7, no. 3, pp. 137–140, 1985.
- [10] J. W. Sowards, T. Gnäupel-Herold, J. David McColskey, V. F. Pereira, and A. J. Ramirez, "Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld," *Mater. Des.*, vol. 88, pp. 632–642, 2015.
- [11] J. A. Ronevich, B. P. Somerday, and C. W. San Marchi, "Effects of microstructure banding on hydrogen assisted fatigue crack growth in X65 pipeline steels," *Int. J. Fatigue*, vol. 82, pp. 497–504, 2016.
- [12] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 97, no. June 2018, pp. 777–792, 2019.
- [13] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 98, no. June 2018, pp. 228–239, 2019.
- [14] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. III: Cavities, dents, corrosion pits, scratches," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 97, no. June 2018, pp. 759–776, 2019.
- [15] S. X. Li, "Effects of inclusions on very high cycle fatigue properties of high strength steels," *Int. Mater. Rev.*, vol. 57, no. 2, pp. 92–114, 2012.
- [16] S. Li, Y. Wang, and X. Wang, "Effects of thermal aging on the low cycle fatigue behaviors of cast duplex stainless steels," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 3, 2019.
- [17] "American Petroleum Institute, Specification for pipe line API 5L", EEUU, Octobre



- 2008.
- [18] “ISO 3183, Petroleum and natural gas industries- Steel pipe for pipeline transportation systems.” International Standar Organization, Switzerland, 2012.
- [19] “ASTM Standard E8/E8M-13a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–27, 2013.
- [20] PEMEX, “Tubería de acero para la recolección, transporte y distribución de hidrocarburos (NRF-001-PEMEX-2013),” no. 2, pp. 1–38, 2013.
- [21] “ASTM E112-13, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–28, 2013.
- [22] “E1245-03(2016), Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–8, 2016.
- [23] E. Gamboa, V. Linton, and M. Law, “Fatigue of stress corrosion cracks in X65 pipeline steels,” *Int. J. Fatigue*, vol. 30, no. 5, pp. 850–860, 2008.
- [24] M. A. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, R. Karimdadashi, and J. A. Szpunar, “Effect of different microstructural parameters on hydrogen induced cracking in an API X70 pipeline steel,” *Met. Mater. Int.*, vol. 23, no. 4, pp. 726–735, 2017.
- [25] M. A. Mohtadi-Bonab and M. Eskandari, “A focus on different factors affecting hydrogen induced cracking in oil and natural gas pipeline steel,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 79, no. September 2016, pp. 351–360, 2017.
- [26] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *METAL FATIGUE Second Edition*, Second Edi. Wiley-Interscience Publication, 2001.
- [27] W. Schütz, “A history of fatigue,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 54, no. 2, pp. 263–300, 1996.
- [28] “ASTM E-1823, Relating to Fatigue and Fracture Testing.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–25, 2020.
- [29] J. L. González Velázquez, *Metalurgia Mecánica*. México: Limusa, 2003.
- [30] J. L. González Velázquez, *Mecánica de fractura*, 2da ed. México: LIMUSA, 2004.
- [31] “The fatigue of metals,” *Nature*, vol. 114, no. 2856, p. 137, 1924.
- [32] N. F. Mott, “A theory of the origin of fatigue cracks,” *Acta Metall.*, vol. 6, no. 3, pp. 195–197, 1958.
- [33] P. G. Partridge, “Slip band extrusion in fatigued close packed hexagonal metals,” *Acta Metall.*, vol. 13, no. 5, pp. 517–525, 1965.
- [34] Mera Helio, “Metodología para el Análisis de Esfuerzos Y a Fatiga De Ejes y Obtención del Factor De Intensidad De Tensiones Mediante el Método Xfem en Abaqus.” Universidad Carlos III de Madrid, 2014.
- [35] “ASTM E466-15, Standard Practice for Conducting Force Controlled Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials.” ASTM international, West Conshohocken, PA, 2015.
- [36] “Alternating stress-Definition and explanation,” 2016. [Online]. Available: <https://www.materialgrades.com/alternating-stress-definition-and-explanation-1620.html>.
- [37] “ASTM E739-10(2015), Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life and Strain-Life Fatigue Data.” ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009.
- [38] H. Saeidi Googarchin, S. M. H. Sharifi, F. Forouzesh, G. H. R. Hosseinpour, S. M. Etesami, and S. Malek Zade, “Comparative study on the fatigue criteria for the



- prediction of failure in engine structure,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 79, no. March, pp. 714–725, 2017.
- [39] M. Guan and H. Yu, “In-situ investigation on the fatigue crack propagation behavior in ferrite-pearlite and dual-phase ferrite-bainite low carbon steels,” *Sci. China Technol. Sci.*, vol. 56, no. 1, pp. 71–79, 2013.
- [40] J. Forsyth, P.J.E. Stubbington, “No Title,” *Inst. Met.*, vol. 83, pp. 395, 1955–1956.
- [41] “ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of metallographic specimens.” West Conshohocken, PA, pp. 1–17, 2017.
- [42] “ASTM E45-18, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel.” ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018.
- [43] S. Practice, “ASTM E-407-07(2015), Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–22, 2015.
- [44] “ASTM E1268-19, Práctica estándar para evaluar el grado de bandas u orientación de las microestructuras.” ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019.
- [45] “ASTM E18/17, Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials.” ASTM International, West Conshohocken, PA, p. 38, 2017.
- [46] “E466-15, Practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials.” ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 1–6, 2015.
- [47] T. Gladman and P. R. S. L. A, “On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals,” *Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math. Phys. Sci.*, vol. 294, no. 1438, pp. 298–309, 1966.
- [48] F. J. Moreno Gómez, “Procesos Termomecánicos y Precipitación en un acero HSLA,” Universidad Autónoma de Nuevo León, 2016.
- [49] I. Jorge and E. Araujo, “Instituto politécnico nacional,” 2008.
- [50] C. Erel, “Dislocation Dynamics Simulations of Persistent Slip Bands during Fatigue of FCC Metals,” *Univ. California, Los Angeles*, 2015.