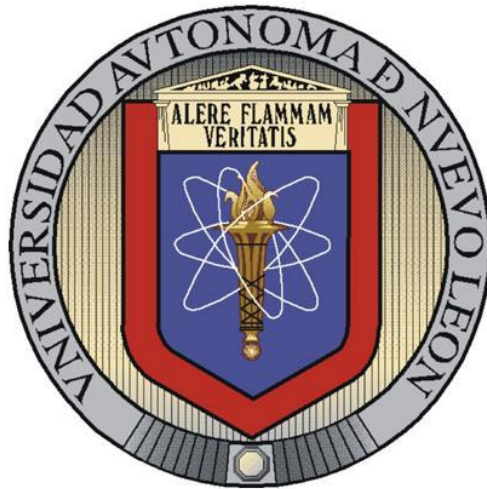


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ESTUDIO DE LA VIDA A LA FATIGA DE UN ACERO HSLA

POR

DANIELA AGUIRRE GUERRERO

T E S I S

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

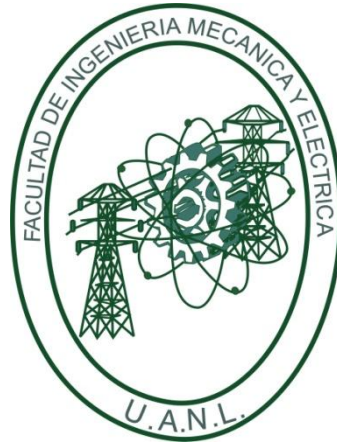
CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE DEL 2011

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ESTUDIO DE LA VIDA A LA FATIGA DE UN ACERO HSLA

POR

DANIELA AGUIRRE GUERRERO

T E S I S

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE DEL 2011

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis, recomendamos que la tesis “Estudio de la Vida a la Fatiga de un Acero HSLA” realizada por la Ing. Daniela Aguirre Guerrero sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Arturo Juárez Hernández.

Coasesor

Dr. Marco A. L. Hernández Rodríguez

Coasesor

Dr. Bernardo Campillo Illanes

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Noviembre del 2011

DEDICATORIA

A mi familia, especialmente a mi mamá la Sra. Hilda Gpe. Guerrero, mi papá Francisco Aguirre y mis hermanos: Hilda, Hilario y Francisco Gpe. Aguirre.

A mi novio Raymundo García.

Y a mis amigos de quienes he aprendido mucho

AGRADECIMIENTOS

La realización del presente trabajo de tesis se realizó con un gran esfuerzo a lo largo de estos dos años y en los cuales he podido comprobar el cariño y la amistad de muchas personas que me han brindado su apoyo. Mi sincero agradecimiento a todas aquellas personas que de una u otra manera han hecho posible concluir esta tesis, y en especial a:

Dios, por haberme permitido concluir esta meta tan importante en mi carrera profesional y sobre todo por bendecirme todos los días.

A toda mi familia. A mis **padres** porque a través de su ejemplo de trabajo, responsabilidad y sacrificio he logrado una meta más en mi vida; a mi **hermana** por sus grandes consejos y apoyo durante toda la vida, principalmente estos dos años de estudio; a mis **hermanos, cuñadas y sobrinos**, por acompañarme en este proceso de aprendizaje; y a mi **novio**, por su comprensión, apoyo y cariño durante todo este tiempo. Gracias por que se que siempre podre contar con ustedes.

Al **CONACyT**, por darme esta oportunidad de realizar mis estudios de posgrado, apoyándome económicamente en todo momento.

A la **UANL**, por ser mi casa de estudios y facilitarme todo el equipo utilizado para el desarrollo del presente proyecto.

A **PEMSA**, por permitirme participar con ellos en el presente proyecto, por suministrar el material utilizado para las pruebas y por siempre brindarme su apoyo y consejos, especialmente a **Ricardo Morales, Ismael Ruiz y Sergio Cacique**.

Al **Dr. Arturo Juárez** por la dirección de esta tesis, no sólo por su guía, estímulo, exigencia y rigor en la supervisión del proceso, sino también por haber confiado en mí, ofreciéndome su apoyo, sus enseñanzas y su amistad. Espero no haberlo defraudado.

Al **Dr. Marco Hernández** por su apoyo e interés en este tema de investigación, y por todos los consejos que ayudaron a la realización de la presente tesis.

A las contribuciones de compañeros, investigadores y profesores que desinteresadamente me prestaron su tiempo, su colaboración y enseñanzas: Dra. Martha Guerrero, M. C. María Lara, Dra. Patricia Zambrano, Dr. Rafael Mercado, Dr. Edgar García, Mónica Balboa, Victoria Gutiérrez, Nely Flores, Adriana García, Mónica Martínez, Maribel Hernández, Karina Cabriales, Yaneth Bedolla, Roberto Benavides, Edgar Ortiz, José Ayala, Omar López, Daniel Banda, Geo Contreras, Jorge Bonilla, Luis Reyes, Hilario García y todos mis compañeros de generación.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	i
ÍNDICE	iii
CAPÍTULO 1. Introducción	6
Objetivo	8
Objetivos Particulares	8
Hipótesis	8
CAPÍTULO 2. Antecedentes	9
2.1 ACERO DE ALTA RESISTENCIA DE BAJA ALEACIÓN (HSLA)	9
2.1.1 Características	10
2.1.2 Microestructura	13
2.2 PROPIEDADES MECANICAS	17
2.2.1 Ensayo de Tensión	17
2.2.1.1 Propiedades de Tensión	21
a) Cedencia y Esfuerzo de Cedencia	21
b) Resistencia a la tensión	22
c) Ductilidad	23
d) Resilencia	25
e) Tenacidad	26
f) Esfuerzo y Deformación Real	26
g) Exponente de endurecimiento por deformación (n) y Coeficiente de endurecimiento (K)	27
h) Razón de deformación plástica (r)	28
i) Dureza	29
2.3 FRACTURAS	30
2.3.1 Aspectos metalográficos de fractura	32

2.4 FATIGA	34
2.4.1 Tensiones cíclicas	36
2.4.2 Curvas S-N y ϵ -N	38
2.4.3 Fatiga de materiales pre-deformados	41
2.5 FORMABILIDAD	49
2.5.1 Diagramas de Límite de Formabilidad	51
CAPÍTULO 3. Metodología Científica	54
3.1 INTRODUCCIÓN	54
3.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL	54
3.3 ENSAYOS DE TENSIÓN	57
3.3.1 Preparación de Probetas para Ensayos de Tensión.	59
3.4 ENSAYOS DE FATIGA	63
3.5 FRACTURAS	65
3.6 ANALISIS DE SUPERFICIES	65
3.7 MICRODUREZA	65
CAPÍTULO 4. Resultados y Discusión	68
4.1 INTRODUCCIÓN	68
4.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL	68
4.2.1 Microanálisis Químico	70
4.3 ENSAYOS DE TENSIÓN	72
4.4 ANALISIS DE SUPERFICIES	76
4.5 ENSAYOS DE FATIGA	87
4.6 FRACTURAS	89
4.7 MICRODUREZA	96

CAPÍTULO 5. Conclusiones	98
REFERENCIAS	100
ÍNDICE DE TABLAS	103
ÍNDICE DE FIGURAS	104
ÍNDICE DE ECUACIONES	110

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

La realización de la presente tesis surge por la necesidad de la empresa “Pintura, Estampado y Montaje, S.A.P.I. de C.V. (PEMSA)” en desarrollar una metodología de predicción de vida a la fatiga en componentes metálicos estampados, teniendo en cuenta la deformación producida durante el proceso de estampado. Con esto se obtendrían muchas ventajas competitivas tales como:

- Reducción de tiempos de diseño, cálculo y simulaciones más adecuadas.
- Reducción de peso y tamaño de componente
- Reducción de los costos del proceso y de las piezas estampadas

Con esta necesidad y viendo los importantes resultados que se pueden obtener se procedió a estudiar la vida a la fatiga de los aceros High Strength Low Alloy (HSLA); los cuales son muy utilizados en la industria automotriz por sus propiedades mecánicas, y para representar la

deformación que sufre dicho acero por el proceso de estampado se procedió a pre-deformarlo bajo diferentes magnitudes las cuales se explicaran más adelante.

En el capítulo 1 se describen las diferentes características de algunos de los aceros utilizados en la industria automotriz, los cuales son HSLA, Dual Phase (DP) y Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP), también se muestran las microestructuras y propiedades mecánicas. Otro tema principal que se presenta en dicho capítulo es la fatiga mecánica, la cual se empezó a estudiar desde los años 1840 por las diferentes fallas presentes en los materiales, las cuales eran repentinas y no se tenía alguna explicación de su causa. Al igual se muestran algunos artículos científicos los cuales estudiaron el comportamiento de fatiga para diferentes materiales los cuales eran deformados previamente; ninguno de estos se realizó con la finalidad de asemejar la pre-deformación con un proceso de formabilidad.

En el capítulo 2 se presenta la metodología científica llevada a cabo para obtener los resultados deseados, en donde se explica a más detalle cómo se efectuó la caracterización, ensayos de tensión, ensayos de fatiga y microdureza.

Los resultados obtenidos se muestran a detalle en el capítulo 3, con lo que se pudo llegar a la conclusión que el material es un acero HSLA que presenta dos fases: ferrita y perlita, un tamaño de grano fino al cual se le pueden atribuir sus buenas propiedades mecánicas, en donde su esfuerzo máximo es de 461MPa a un ángulo de 90° con respecto a su dirección de laminación, y que bajo diferentes niveles de pre-deformación la mejor resistencia a la fatiga se encuentra en el material más deformado, esto debido al endurecimiento por deformación y por fatiga.

OBJETIVO

El objetivo principal del presente trabajo es estudiar el efecto de la deformación en el comportamiento de vida a la fatiga a bajos ciclos de un acero HSLA.

OBJETIVOS PARTICULARES

1. Revisar y discutir el estado del arte de los ensayos de fatiga en aceros con/sin pre-deformación.
2. Obtener metalografías y propiedades mecánicas del acero HSLA.
3. Realizar plan experimental y elaboración de ensayos de fatiga.
4. Caracterización de fracturas después de los ensayos de fatiga.
5. Análisis de resultados.

HIPOTESIS

“Mediante ensayos de fatiga a bajos ciclos en diferentes probetas, con diferentes grados de pre-deformación y no deformadas, se obtendrá un cambio en el comportamiento de vida a la fatiga del acero HSLA.”

CAPITULO 2

ANTECEDENTES

2.1 ACERO DE ALTA RESISTENCIA DE BAJA ALEACIÓN (HSLA)

Una de las prioridades actuales de la industria automotriz es el uso de aceros modernos de alta resistencia, lo que permite disminuir el peso de los diferentes elementos de los vehículos, lo que está directamente relacionado con la reducción de consumo de combustible y la contaminación del medio ambiente. Algunos proyectos científicos actuales están dirigidos al desarrollo de aceros estructurales multifase, lo que permite obtener tanto propiedades de alta resistencia como de ductilidad. La alta plasticidad es posible lograr con la transformación martensítica inducida por deformación de la austenita retenida (TRIP - Plasticidad Inducida por Transformación) con una fracción de aproximadamente del 15% de austenita [1].

El beneficio de la transformación martensítica inducida por deformación en frío (TRIP), desde el punto de vista de absorción de energía y fabricación de piezas con una forma final compleja, hizo que se originara un alto interés en los aceros con una estructura uniforme austenítica, que es capaz de mejorar las propiedades mecánicas mediante la transformación inducida por deformación; siendo del grupo de los aceros austeníticos, las aleaciones de alto manganeso, las mas económicamente aceptables [1]. Estos aceros son utilizados en la industria automotriz en

zonas más propensas al choque, siendo uno de los retos más importantes de los productores de autos el mejoramiento de la seguridad y el desarrollo de nueva generación de aceros.

Algunos de los aceros más utilizados en la actualidad por la industria automotriz son los aceros HSLA, TRIP y DP (por sus siglas en inglés Dual Phase) entre otros; esto principalmente por las características mencionados con anterioridad. Eligiendo el acero HSLA como el material principal para estudiar en la presente tesis, esto sin dejar de mencionar un poco de las características principales de los otros dos aceros.

2.1.1 Características

Los aceros de alta resistencia de baja aleación (HSLA) o aceros microaleados, están diseñados para proporcionar mejores propiedades mecánicas y/o una mayor resistencia a la corrosión atmosférica, en comparación con los aceros al carbono convencionales. No se consideran aceros de aleación en el sentido normal, ya que están diseñados para cumplir con determinadas propiedades mecánicas más que una composición química (los aceros HSLA tienen esfuerzos de cedencia de más de 275 MPa o 40 ksi). La composición química de un acero HSLA específico pueden variar en productos de diferente espesor, esto para satisfacer las propiedades mecánicas requeridas. Los aceros HSLA tienen bajo contenido de carbono (0.03 - 0.50 % C) esto con el fin de producir una adecuada conformabilidad y soldabilidad; y tienen un contenido de hasta 2.0% manganeso. También se utilizan pequeñas cantidades en diversas combinaciones, de: Cromo, Níquel, Molibdeno, Cobre, Nitrógeno, Vanadio, Niobio, Titanio y Circonio. [2]

Los aceros HSLA son proveídos comúnmente en el estado de laminación. También pueden ser suministrados como laminado controlado, normalizado, o en condición de endurecido por precipitación para satisfacer las necesidades de las propiedades específicas. Las aplicaciones primarias para los aceros HSLA incluyen tuberías para transporte de hidrocarburos y gas, industria marítima, de la construcción, automotriz, petrolera, entre otras.

Los tipos de aceros HSLA utilizados comúnmente [2], se enlistan a continuación:

- Acero weathering, diseñado para presentar una resistencia superior a la corrosión atmosférica.
- Acero de laminación controlada, laminado en caliente de acuerdo a un programa de rolado predeterminado, diseñado para desarrollar una estructura austenítica altamente deformada que se transformará durante el enfriamiento, en una estructura equiaxial ferrítica muy fina.
- Aceros de perlita reducida, reforzados por un grano muy fino de ferrita y endurecido por precipitación, pero con un bajo contenido de carbono y por lo tanto poca o casi nada de perlita en la microestructura.
- Aceros microaleados, con muy pequeñas adiciones de elementos tales como el Niobio, Vanadio y/o Titanio (generalmente $<0.10\%$ cada uno), para el refinamiento del tamaño del grano y/o endurecimiento por precipitación.
- Acero de ferrita acicular, aceros de muy bajo carbono con una capacidad de temple suficiente, para transformar en el enfriamiento a una estructura ferrita acicular muy fina de alta resistencia (bainita de bajo carbono) en lugar de la estructura habitual de ferrita poligonal.
- Aceros de doble fase, procesados en una micro-estructura de ferrita que contienen pequeñas regiones de martensita de alto carbono distribuida uniformemente, dando como resultado un producto con un bajo esfuerzo de cedencia y una alta tasa de endurecimiento por trabajo, proporcionando así un acero de alta resistencia de conformabilidad superior.

Estos tipos de aceros, en condición de laminado en caliente, tienen valores de esfuerzo de cedencia mayores que los aceros de medio carbono. Los aceros de construcción con tratamiento térmico y los aceros de laminación HSLA también proporcionan menores temperaturas de

transición dúctil a frágil, en comparación con los aceros al carbono, como se muestra en la figura 2.1.

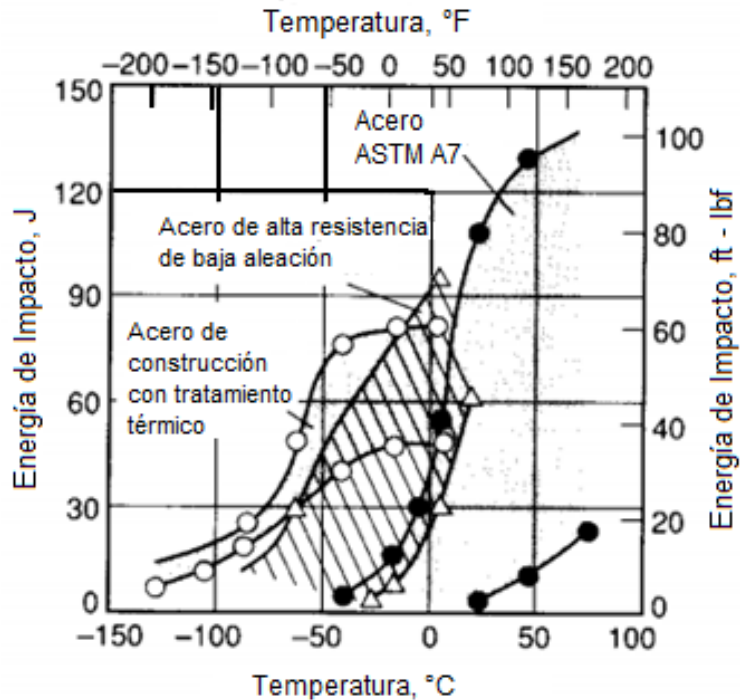


Figura 2.1. Comparación General respecto a la prueba de Impacto Charpy con muesca V para un acero de medio carbono (ASTM A7), un acero HSLA, y un acero de construcción con tratamiento térmico, imagen tomada del ASM Handbook 1[2].

Uno de los principales atributos de los aceros de bajo carbono es que tienen muy buena conformabilidad, es decir: la facilidad para formarse por estampado, prensado, doblado, estirado, y así sucesivamente. [2]

Para muchas aplicaciones críticas, estos aceros son recubiertos con capas metálicas, orgánicas, o de óxido para mostrar resistencia a la corrosión, aislamiento magnético/ eléctrico, resistencia a la abrasión, por estética y/o color. Millones de toneladas de hojas de acero de bajo carbono están recubiertos con aleaciones base zinc para la protección contra la corrosión de las sales de la carretera y la humedad en la industria automotriz.

2.1.2 Microestructura

La microestructura de un acero microaleado HSLA se muestra en la figura 2.2, en donde se puede observar la ferrita y perlita. El contenido de carbono es menor en el acero microaleado, y por lo tanto, el contenido de perlita es menor; el tamaño de grano de la ferrita es mucho más pequeño, y hay un elongamiento natural de la perlita. A esta morfología elongada se le llama bandas. El tamaño de grano fino y las bandas de perlita son el resultado del proceso termomecánico que ha sido sometido este acero microaleado, el cual es rolado a temperaturas mucho más bajas, generalmente a temperaturas por debajo de la temperatura de interrupción de la recristalización, dando lugar a granos finos de ferrita y una microestructura elongada. [3]

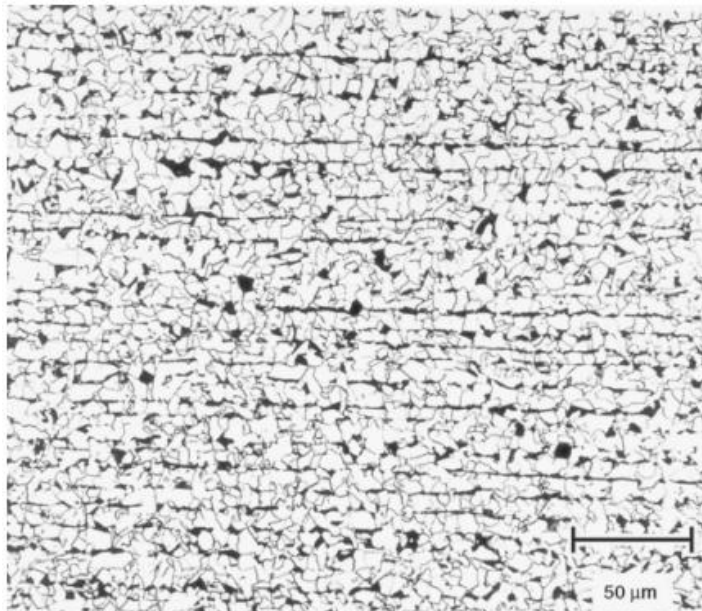


Figura 2.2. Microestructura de una placa de laminación de un acero microaleado, mostrando granos de ferrita equiaxiales con bandas de perlita. Magnificación original 200X, imagen tomada del ASM Handbook 9 [3].

Hay que recordar que no sólo la composición química sino también la microestructura de estos aceros de bajo carbono, es de importancia en la determinación de las propiedades de un producto

de acero en particular. La microestructura de estos aceros pueden ser bastante compleja y puede presentar variaciones de los componentes principales, como lo son: ferrita, cementita, perlita, bainita y martensita. Algunos de los aceros de baja aleación también pueden contener austenita retenida. La ferrita puede aparecer en diferentes formas o morfologías, en la mayoría de los aceros de laminación o recocidos, es una ferrita equiaxial, lo cual significa que las dimensiones de los granos de la ferrita son aproximadamente igual en los tres ejes. [3]

La preparación metalográfica de una muestra de acero de baja aleación puede ser un poco más difícil que la de los aceros de alto carbono, debido al gran volumen de ferrita presente en la microestructura. La ferrita es suave y puede ser trabajada mecánicamente en frío durante la preparación de la muestra, y esto puede ser muy grave; suficiente para ir de una apariencia poco sólida de la microestructura a una distorsión que dé lugar a una mala interpretación de los resultados. [3]

En los aceros TRIP las excelentes propiedades mecánicas resultan de la transformación martensítica de la austenita retenida metaestable, inducida por carga mecánica. Estos aceros poseen una microestructura de fases múltiples, que consiste típicamente de ferrita, bainita, y austenita retenida. La microestructura se obtiene después del recocido intercrítico y posteriormente un recocido isotérmico en la región de la transformación bainítica, llamado austempering. El contenido de carbono en la austenita se incrementa, tanto durante el recocido intercrítico como en el austempering, aumentando así su estabilidad térmica y mecánica, y por consiguiente, la austenita puede ser retenida al enfriarse a temperatura ambiente. Esta austenita retenida luego se transforma en martensita debido a la alta tensión aplicada durante la formabilidad [Ref. 4-7]. En la figura 2.3 se muestra una micrografía de un acero TRIP, en donde se puede observar que la fase oscura es ferrita y la clara bainita.

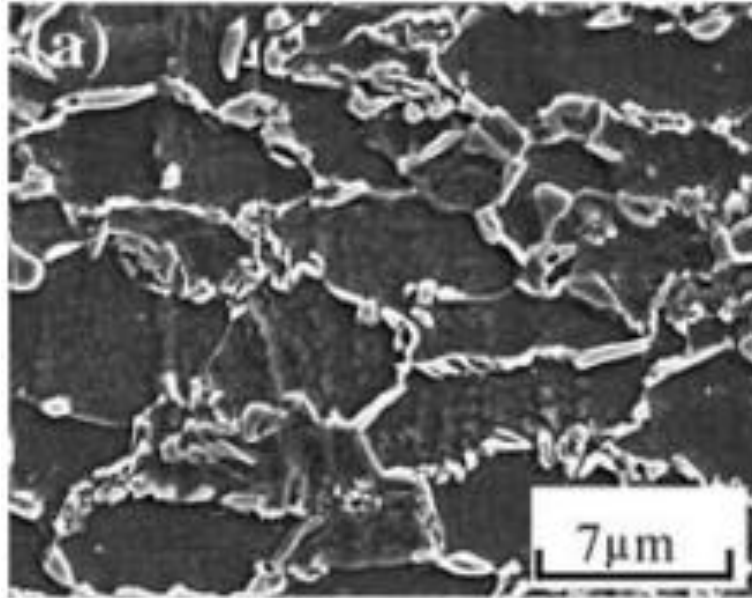


Figura 2.3. Microestructura de un acero TRIP 590, tomado del artículo “Tensile and Plane Bending Fatigue Properties of Two TRIP Steels at Room Temperature in the Air—A Comparative Study” [8]

Los aceros DP son una nueva clase de aceros HSLA. Este tipo de acero es caracterizado por una resistencia a la tensión de aproximadamente 550 MPa (80 ksi) y por una microestructura que consiste de alrededor de 20% de partículas de martensita dura dispersa en una matriz de ferrita suave. El termino dual phase se refiere a la ferrita y martensita como dos fases dominantes, al igual que pequeñas cantidades de otras fases como bainita, perlita o austenita retenida. En la figura 2.4 podemos observar la micrografía de un acero DP, donde la fase oscura es ferrita y la clara martensita.

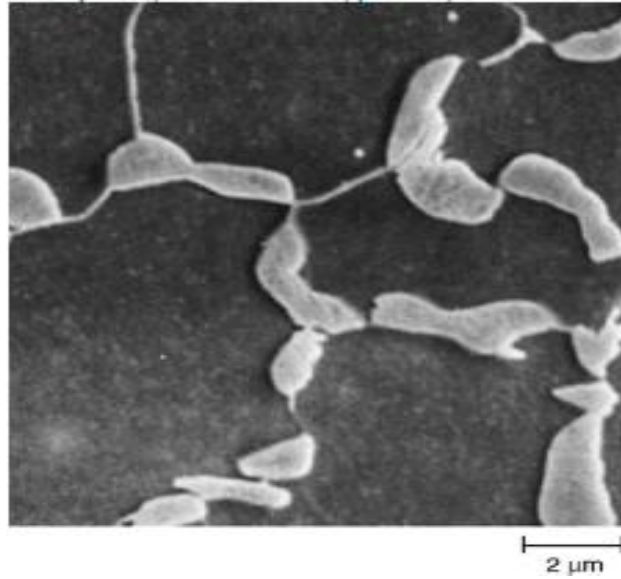


Figura 2.4. Micrografía de un acero DP, imagen tomada del ASM Handbook 9 [3].

En la figura 2.5 se muestra el diagrama de fases Hierro-Carbono, en donde podemos encontrar las diferentes fases que presentan los aceros HSLA, TRIP y DP, mencionadas anteriormente.

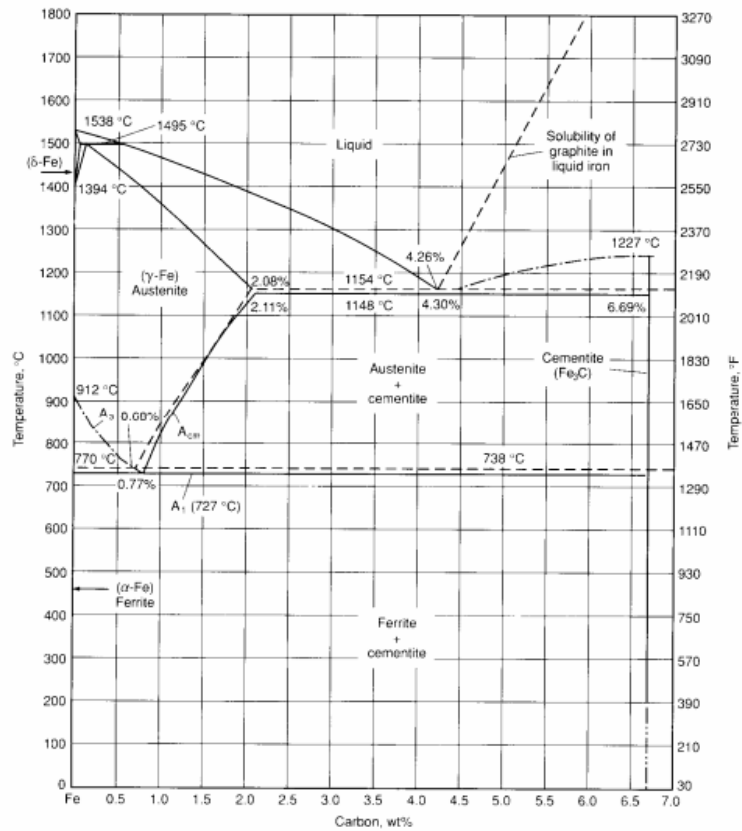


Figura 2.5. Diagrama de Fases Hierro-Carbono [2]

2.2 PROPIEDADES MECANICAS

En muchas de las tecnologías emergentes en la actualidad, se hace hincapié en las propiedades mecánicas de los materiales que se usan. Por ejemplo, en la fabricación de aviones, las aleaciones de aluminio o los materiales compuestos reforzados con carbono (utilizados para componentes de aviones) deben ser ligeros, resistentes y deben resistir cargas mecánicas cíclicas durante un período largo y predecible. Otro ejemplo pueden ser los aceros empleados en la construcción de estructuras, como en edificios y puentes, ya que deben tener una resistencia adecuada como para que se puedan construir sin poner en riesgo la seguridad.

También se deben comprender las propiedades mecánicas de los materiales, para que se puedan procesar empleando técnicas de procesamiento de materiales y así obtener formas útiles, como por ejemplo: el uso de aceros y plásticos para fabricar carrocerías de automóvil, requiere una comprensión detallada de las propiedades mecánicas de los materiales a distintas temperaturas y condiciones de carga.

Las propiedades mecánicas de los materiales dependen de su composición y microestructura; y dichas características tienen una influencia profunda sobre la resistencia y ductilidad de los materiales metálicos. El objetivo principal de este subcapítulo es presentar los conceptos básicos asociados con las propiedades mecánicas y los procedimientos básicos de ensayo que se usan para evaluar muchas de estas propiedades.

2.2.1 Ensayo de Tensión

En el ensayo de tensión una probeta es deformada, por lo general hasta la fractura, con una carga de tensión que aumenta gradualmente y que es aplicada uniaxialmente a lo largo del eje longitudinal de la probeta, mostrada esquemáticamente en la figura 2.6.[9]

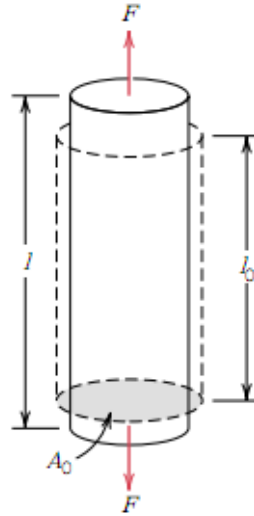


Figura 2.6. Ilustración esquemática de cómo una carga de tensión produce una elongación y una deformación lineal positiva.

La máquina de ensayo de tensión (figura 2.7) está diseñada para alargar la probeta a una velocidad constante, y para medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada (con una celda de carga) y el alargamiento resultante (utilizando un extensómetro). Un ensayo de tensión suele tardar varios minutos y es destructivo, es decir, la probeta del ensayo es deformada permanentemente y por lo general fracturada.

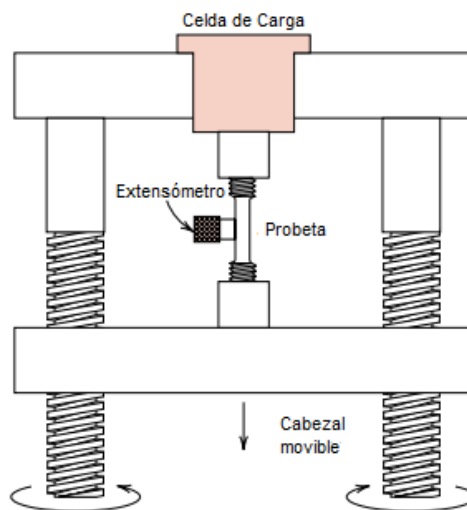


Figura 2.7. Representación esquemática de la maquina utilizada para las pruebas de tensión. [9]

El esfuerzo ingenieril σ está definido por la relación [9-11]:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Eq. 2.1}$$

En donde F es la carga instantánea aplicada perpendicularmente a la sección transversal de la probeta, teniendo unidades de Newton (N) o libras fuerza (lb_f), y A_0 es el área original en la sección transversal antes de que se le aplique una carga (m^2 o in^2). Las unidades del esfuerzo ingenieril son megapascuales, MPa (10^6 N/m²) y libras fuerza por pulgada cuadrada, psi.

La deformación ingenieril ϵ está definida de acuerdo a: [9-11]

$$\epsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad \text{Eq. 2.2}$$

Donde l_0 es la longitud calibrada inicial, es decir, antes de que se le aplique cualquier carga; y l_i es la longitud final, o sea, después de que se le aplicó la carga, o ya cuando fracturó la probeta.

Para la mayoría de los metales que son sometidos a esfuerzos de tensión pequeños (zona elástica), la tensión y deformación son proporcionales entre sí según la relación: [9]

$$\sigma = E\epsilon \quad \text{Eq. 2.3}$$

conocida como Ley de Hooke, y la constante de proporcionalidad E , como el módulo de Elasticidad o módulo de Young.

La deformación en la cual la tensión y deformación son proporcionales es llamada deformación elástica; al representar el esfuerzo (en el eje de las ordenadas) en función de la deformación (en el eje de las abscisas) se obtiene una relación lineal. La pendiente de este segmento lineal corresponde al módulo de elasticidad E . Este módulo puede ser considerado como la rigidez, o resistencia de un material a la deformación elástica.

A escala atómica, la deformación elástica macroscópica se manifiesta como pequeños cambios en el espaciado interatómico y el estiramiento de los enlaces interatómicos. Como consecuencia, la magnitud del módulo de elasticidad es una medida de la resistencia a la separación de los átomos / iones o moléculas contiguos, es decir, de las fuerzas de enlace interatómicas (figura 2.8). [9]

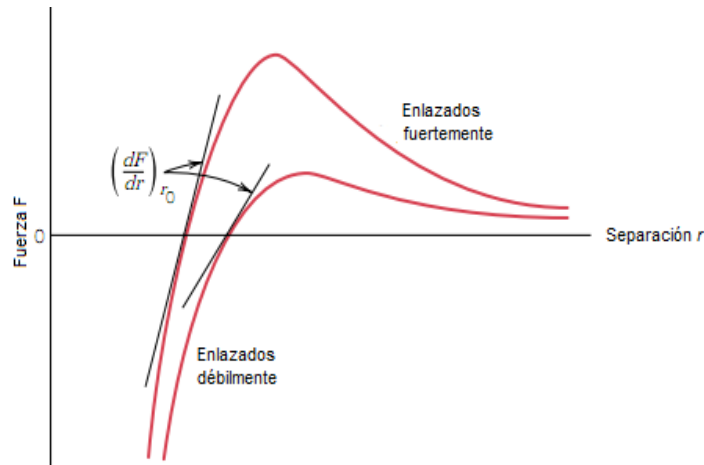


Figura 2.8. La magnitud del módulo de elasticidad es proporcional a la pendiente de cada curva en la separación de equilibrio interatómicas r_0 . [9]

Las características de esfuerzo-deformación en los niveles de esfuerzos bajos, son prácticamente las mismas, tanto para situaciones de tensión y compresión, incluyendo la magnitud del módulo de elasticidad.

La deformación elástica continúa aumentando después de aplicar la carga, y al retirarla se requiere un tiempo finito para que el material se recupere completamente. Este comportamiento elástico dependiente del tiempo es conocido como Anelasticidad, y es causado por la dependencia del tiempo de los mecanismos microscópicos que tienen lugar cuando el material se deforma. Para los metales, la componente anelástica es normalmente pequeña, y a menudo despreciable.

Cuando sobre un metal se aplica un esfuerzo de tensión, se produce una elongación elástica acompañada de una deformación ϵ_z en dirección de la carga aplicada, como se muestra en la figura 2.9. Como resultado de esta elongación se producirán constricciones en la dirección lateral (x e y) perpendiculares a la dirección del esfuerzo aplicado, de ahí se derivan las deformaciones ϵ_x y ϵ_y . Si el esfuerzo aplicado es uniaxial (solo en la dirección z) y el material es isotrópico $\epsilon_x = \epsilon_y$. La relación de Poisson ν está definida como la relación de la deformación lateral con la deformación axial, es decir: [9]

$$\nu = -\frac{\epsilon_x}{\epsilon_z} = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_z} \quad \text{Eq. 2.4}$$

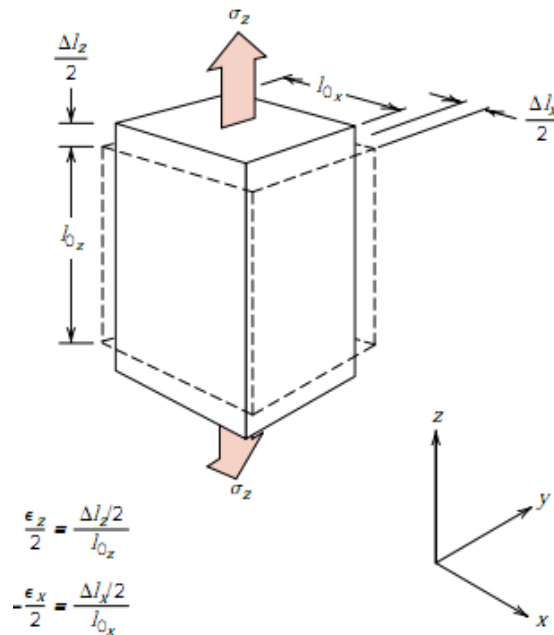


Figura 2.9. Elongación axial (z) (deformación positiva) y contracción lateral (x y y) (deformación negativa) [9]

Para la mayoría de los materiales metálicos, la deformación elástica únicamente persiste hasta deformaciones de alrededor de 0.005. A medida que el material se deforma más allá de este punto, el esfuerzo ya no es proporcional a la deformación (ley de Hooke, deja de ser válida), y se produce una deformación plástica, la cual es permanente, no recuperable.

Desde un punto de vista atómico, la deformación plástica corresponde a la ruptura de los enlaces entre los átomos vecinos más próximos y a la reformación de éstos con nuevos vecinos, ya que un gran número de átomos o moléculas se mueven unos respecto a otros; aunque se retire el esfuerzo no vuelven a sus posiciones originales. Esta deformación permanente de los metales se logra por medio de un proceso llamado deslizamiento, que envuelve el movimiento de dislocaciones.[9]

2.2.1.1 Propiedades de Tensión

a) Cedencia y Esfuerzo de Cedencia

Para los metales que experimentan la transición elastoplástica de forma gradual, el punto de cedencia puede determinarse como la desviación inicial de la linealidad de la curva de esfuerzo-deformación; este punto se denomina a menudo límite proporcional. Se ha establecido una convención por la cual se traza una línea recta paralela a la línea elástica de la curva esfuerzo-deformación desplazada por una deformación específica, usualmente 0.002 (observar figura 2.10). El esfuerzo que corresponde a la intersección de esta línea y la curva de esfuerzo-deformación, que se inclina más en la región plástica se define como el Esfuerzo de Cedencia punto σ_y en la figura 2.10. [9]

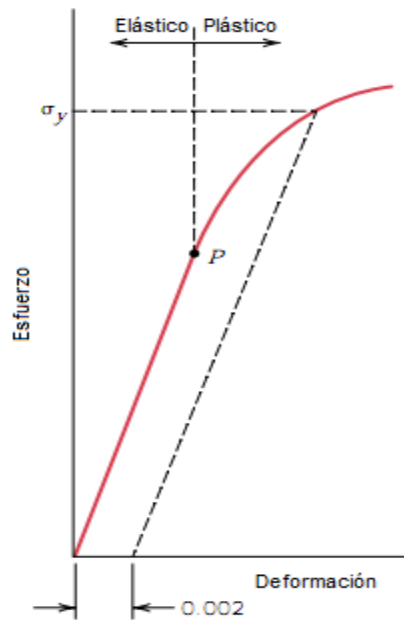


Figura 2.10. Curva de tensión típica de un metal que muestra las deformaciones elástica y plástica, el límite proporcional P y el Esfuerzo de Cedencia σ_y [9]

b) Resistencia a la tensión

La resistencia a la tensión TS (MPa o kPa), es el esfuerzo máximo en la curva esfuerzo-deformación ingenieril (punto M de la figura 2.11). Esto corresponde al esfuerzo máximo que puede ser sostenido por una estructura en tensión, y si este esfuerzo se aplica y se mantiene, dará

lugar a la fractura. En este esfuerzo máximo, en algún momento comienza a formarse una pequeña estricción o cuello. La resistencia a la fractura corresponde al esfuerzo en la fractura (punto F de la figura 2.11). [9]

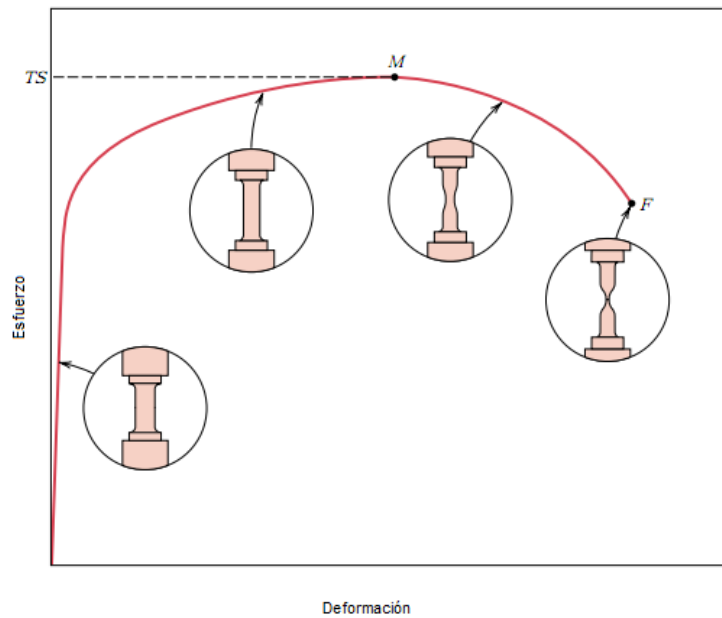


Figura 2.11. Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación ingenieril hasta la fractura, punto F.

Cuando la resistencia de un metal es mencionada para fines de diseño, se utiliza el esfuerzo de cedencia. Esto se debe a que cuando se alcanza la resistencia a la tensión, la deformación plástica que habría sufrido el material sería tan grande que ya no sería útil. Por otra parte, los esfuerzos a la fractura no se indican usualmente en el diseño en ingeniería.

c) *Ductilidad*

La ductilidad es otra propiedad mecánica importante. Es una medida del grado de deformación plástica que puede ser soportada hasta la fractura. Un material que experimenta poca o ninguna deformación plástica se denomina frágil, como se puede observar en la figura 2.12.

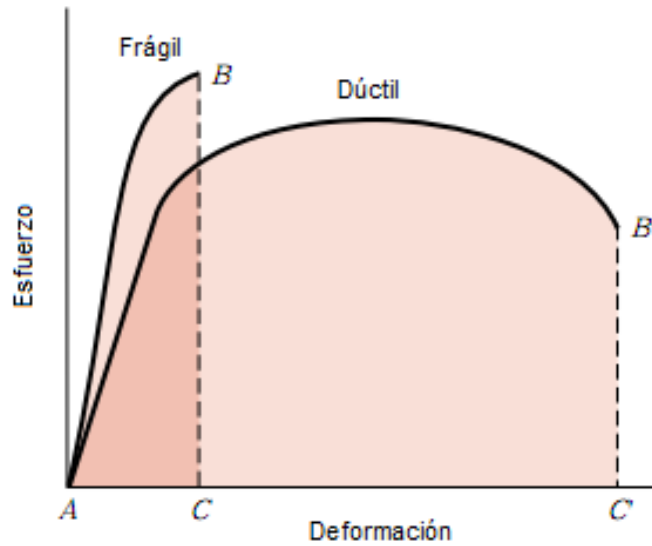


Figura 2.12. Representación esquemática de los diagramas de tensión de materiales frágiles y dúctiles, ensayados hasta la fractura. [9]

La ductilidad puede ser expresada cuantitativamente como porcentaje de elongación o porcentaje de reducción en área. El porcentaje de elongación %EL es el porcentaje de la deformación plástica a fractura o

$$\%EL = \left(\frac{l_i - l_0}{l_0} \right) \times 100\% \quad \text{Eq. 2.5}$$

El porcentaje de reducción en área %RA está definido como:

$$\%RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \times 100\% \quad \text{Eq. 2.6}$$

Donde A_0 es el área inicial y A_f es el área final. [9-11]

El conocimiento de la ductilidad de los materiales es importante al menos por dos razones. En primer lugar, indica a un diseñador el grado en el que una estructura se deformará plásticamente

antes de la fractura. En segundo lugar, se especifica el grado de deformación permisible durante las operaciones de conformación.

d) *Resiliencia*

La resiliencia es la capacidad de un material para absorber energía cuando se deforma elásticamente y, después de retirar la carga, que esta energía sea recuperada. La propiedad asociada es el módulo de resiliencia, U_r , que es la energía de deformación por unidad de volumen necesario para deformar un material de un estado sin carga hasta el punto de cedencia, observar figura 2.13 y se pueden expresar de acuerdo a las siguientes ecuaciones: [9]

$$U_r = \int_0^{\epsilon_y} \sigma \, d\epsilon \quad \text{Eq. 2.7}$$

$$U_r = \frac{1}{2} \sigma_y \epsilon_y \quad \text{Eq. 2.8}$$

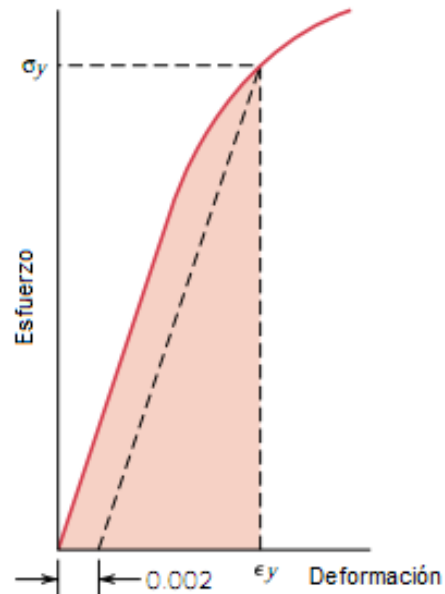


Figura 2.13. Esquema donde se indica cómo se obtiene el módulo de resiliencia (correspondiente al área sombreada).

e) Tenacidad

Tenacidad es un término mecánico que se utiliza en varios contextos, en términos generales, se trata de una medida de la capacidad de un material para absorber la energía hasta la fractura. La geometría de las muestras, así como la forma de aplicación de la carga, son importantes en las determinaciones de la tenacidad. Para condiciones de carga dinámica (alta velocidad de deformación) y cuando una muesca (o punto de concentración de tensiones) está presente, la tenacidad de la muesca se evalúa mediante una prueba de impacto. Además, la tenacidad de fractura es una propiedad que nos indica la resistencia de un material a la fractura cuando una grieta está presente.

En el caso de la situación estática (baja velocidad de deformación) la tenacidad puede determinarse a partir de los resultados de un ensayo de tensión. Es el área bajo la curva σ - ϵ hasta el punto de fractura. Las unidades de tenacidad son los mismos que para la resiliencia (es decir, energía por unidad de volumen de material). Para que un material sea tenaz, debe poseer tanto alta resistencia como ductilidad; y a menudo los materiales dúctiles son más tenaces que los frágiles.

f) Esfuerzo y Deformación Real

La disminución en el esfuerzo necesario para continuar la deformación una vez superado el esfuerzo máximo, punto M de la figura 2.11, parece indicar que la resistencia a la deformación plástica disminuye. Pero, en realidad ocurre todo lo contrario. No obstante, el área de la sección disminuye rápidamente dentro de la estricción, que es donde ocurre la deformación. Esto produce una disminución en la capacidad de la probeta para soportar una carga. El esfuerzo, tal como es calculado en la ecuación 2.1, se obtiene con el área de la sección inicial antes de que el material comience a deformarse, sin tener en cuenta la disminución de área de estricción. [9]

El esfuerzo real σ_T se define como la carga dividida por el área de la sección instantánea A_i sobre la cual ocurre la deformación, es decir:

$$\sigma_T = \frac{F}{A_i} \quad \text{Eq. 2.9}$$

Además en ocasiones también es más conveniente representar la deformación real ϵ_T , definida por:

$$\epsilon_T = \ln \frac{l_i}{l_0} \quad \text{Eq. 2.10}$$

Si no ocurre cambio de volumen durante la deformación es decir, si se cumple la siguiente ecuación:

$$A_i l_i = A_0 l_0 \quad \text{Eq. 2.11}$$

el esfuerzo y deformación real estarán relacionados con las nominales mediante:

$$\sigma_T = \sigma(1 + \epsilon) \quad \text{Eq. 2.12}$$

$$\epsilon_T = \ln(1 + \epsilon) \quad \text{Eq. 2.13}$$

Las ecuaciones 2.12 y 2.13 son válidas solamente al comienzo de la estricción; a partir de este punto el esfuerzo y deformación real deben ser calculadas a partir de las medidas de cargas, secciones transversales y longitudinales de prueba reales. [9]

g) Exponente de endurecimiento por deformación (n) y Coeficiente de endurecimiento (K)

En algunos metales y aleaciones, la región de la curva esfuerzo-deformación real más allá del límite elástico hasta el punto en que comienza la estricción puede aproximarse mediante:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad \text{Eq. 2.14}$$

En esta expresión el coeficiente de endurecimiento (K) y el exponente de endurecimiento por deformación (n) son constantes, cuyos valores varían de una aleación a otra, y también dependen de las condiciones del material (en otras palabras, depende de si fue deformado previamente, o tratado térmicamente, etc.) El parámetro n es el incremento en la dureza y resistencia causada por la deformación plástica; y puede tener valores entre 0 (perfectamente plástico) y 1 (elástico) y se obtiene de la pendiente que se forma en la curva de la gráfica log-log del esfuerzo y deformación real dentro del rango plástico; para la mayoría de los metales, n tiene valores de entre 0.10 y 0.5. Y la K se obtiene de esta misma curva, pero cuando la deformación real alcanza el valor de 1. [9]

h) Razón de deformación plástica (r)

La razón de deformación plástica (r) es la razón de deformación real la cual ha ocurrido en la dirección del ancho perpendicular a la dirección del esfuerzo aplicado, asociado a la deformación real en la dirección del espesor [12] y se puede calcular matemáticamente por la siguiente ecuación:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad \text{Eq. 2.15}$$

Donde ε_w es la deformación en el ancho y ε_t es la deformación en el espesor, y se pueden obtener de la siguiente manera:

$$\varepsilon_w = \ln \left(\frac{w_f}{w_o} \right) \quad \text{Eq. 2.16}$$

$$\varepsilon_t = \ln \left(\frac{t_f}{t_o} \right) \quad \text{Eq. 2.17}$$

Donde w_f es el ancho final, w_o es el ancho inicial, t_f es el espesor final y t_o es el espesor inicial.

Algunos materiales pueden mostrar diferentes valores de r dependiendo de la dirección de laminación de la probeta de los ensayos de tensión, es por eso que se tiene que calcular el promedio de r (r_m) en 3 diferentes direcciones, a 0° (r_0), 45° (r_{45}) y 90° (r_{90}) respecto a la dirección de laminación del material, y obteniendo r_m de la siguiente manera:

$$r_m = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad \text{Eq. 2.18}$$

El valor de r es una medida de la anisotropía plástica y está relacionada con las orientaciones cristalográficas principales dentro de un metal policristalino.

i) Dureza

La dureza es una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica localizada. Una técnica cuantitativa de dureza está basada en que un pequeño penetrador sea forzado sobre una superficie del material a ensayar en condiciones controladas de carga y velocidad de aplicación de la carga. En estos ensayos se mide la profundidad o tamaño de la huella resultante, lo cual se relaciona con un número de dureza cuanto más blando es el material, mayor y más profunda es la huella, y menor es el número de dureza. [9]

Existen diferentes técnicas de ensayos de durezas, siendo el ensayo de microdureza Vickers el utilizado en la presente tesis, en el cual un penetrador de diamante muy pequeño y de geometría piramidal es forzado en la superficie de la muestra. Las cargas aplicadas comprenden entre 1 y

1000 gr. La marca resultante se observa al microscopio y se mide; esta medida es entonces convertida en un número de dureza. Es necesario que la superficie de la muestra haya sido preparada cuidadosamente (mediante desbaste y pulido) para poder asegurar una huella que pueda ser medida con exactitud.

Los valores de las propiedades mecánicas del material a utilizar según la literatura se muestran en la tabla 2.1

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas reportadas en la literatura para el acero HSLA a utilizar en la presente tesis. [13]

Propiedad mecánica	Valor
Esfuerzo de cedencia	235 - 345 MPa
Resistencia a la tensión	440 MPa
Elongación (%)	30 - 41
n	0.180
r	1.550
HV	114

2.3 Fracturas

La fractura es una separación, o fragmentación, de un cuerpo sólido en dos o más partes bajo la acción de un esfuerzo; y se pueden clasificar en dos categorías: fractura dúctil o frágil.

La fractura dúctil se suele producir en forma transgranular (a través de los granos) en los metales con buena ductilidad y tenacidad. Con frecuencia, se observa una deformación apreciable, incluyendo la formación de un cuello, un entallamiento o estricción localizado, en el componente

que falló. La deformación sucede antes de la fractura final. Las fracturas dúctiles suelen ser causadas por sobrecargas simples o al aplicar un esfuerzo demasiado grande al material.

En un ensayo de tensión simple, la fractura dúctil comienza con la nucleación, el crecimiento y la coalescencia de microhuecos en el centro de la barra de ensayo (como se puede observar en la figura 2.14). Los microhuecos se forman cuando un gran esfuerzo causa la separación del metal en los límites de grano o interfaces entre el metal y pequeñas partículas de impurezas (inclusiones). Al aumentar el esfuerzo local, los microhuecos crecen y coalescen formando cavidades más grandes. Al final, el área de contacto de metal con metal es demasiado pequeña para soportar la carga y se produce la fractura. [11]

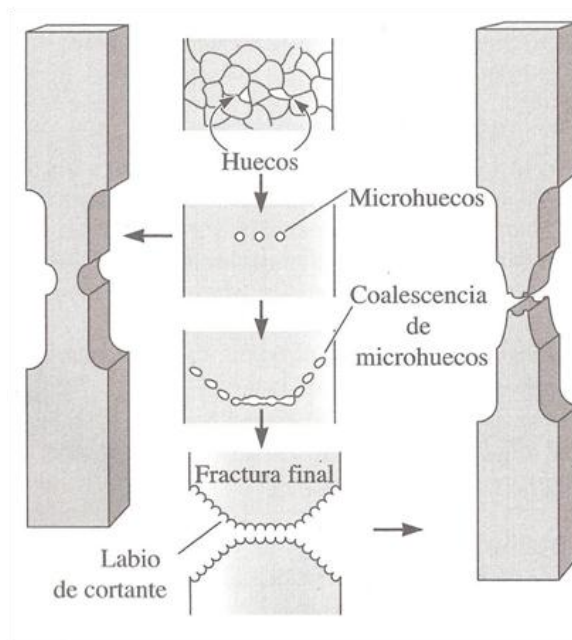


Figura 2.14. Representación esquemática de cuando un material dúctil es sometido a tensión, donde al inicio se produce el cuello y los huecos hasta llegar al final cuando se forma el labio cortante y se produce una fractura tipo copa y cono

La fractura frágil sucede en los metales y aleaciones de alta resistencia o en los metales y aleaciones con mala ductilidad y tenacidad. Además, aun los metales que normalmente son dúctiles pueden fallar en forma frágil a bajas temperaturas, en secciones gruesas, a grandes

velocidades de deformación (por ejemplo, por impacto) o cuando las imperfecciones desempeñan un papel importante. Las fracturas frágiles se observan con frecuencia cuando es el impacto y no la sobrecarga lo que causa la falla.

En la fractura frágil se requiere poca o ninguna deformación plástica. En algunos casos la grieta toma una trayectoria intergranular (a lo largo de los límites de grano). La superficie de fractura es lisa y perpendicular al esfuerzo aplicado en un ensayo de tensión.

2.3.1 Aspectos metalográficos de fractura

En fracturas dúctiles de secciones metálicas gruesas, se espera encontrar evidencia de formación de cuello, con una parte apreciable de la superficie de fractura teniendo una cara plana donde primero se nuclearon y coalescieron los microhuecos, y un labio menor de cortante, donde la superficie de fractura forma un ángulo de 45° con el esfuerzo aplicado. El labio de corte indica que sucedió un deslizamiento y da a la fractura un aspecto de copa y cono.

El examen de la superficie de fractura a alta magnificación, quizá con un microscopio electrónico de barrido, revela una superficie con hoyuelos. Los hoyuelos son huellas de los microhuecos producidos durante la fractura. Normalmente, esos microhuecos son redondos o equiaxiales cuando un esfuerzo normal de tensión produce la falla. Sin embargo, en el labio de corte, los hoyuelos son ovalados o alargados y los óvalos apuntan hacia el origen de la fractura, figura 2.15.

[11]

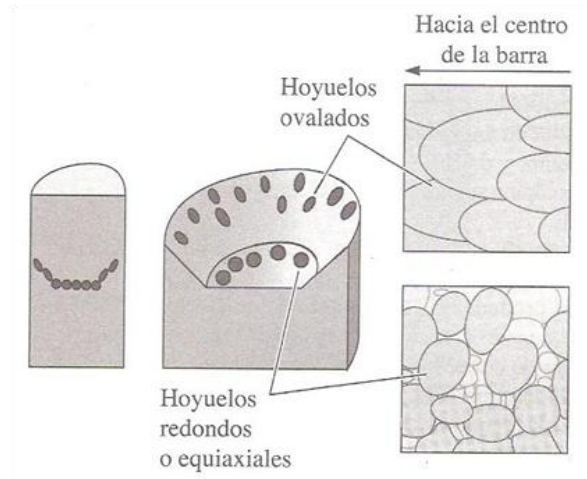


Figura 2.15. Hoyuelos que se forman en una fractura dúctil. En el centro se forman hoyuelos equiaxiales, donde crecen los microhuecos. Los hoyuelos alargados, que apuntan hacia el origen de la falla, se forman en el labio de corte.

En una placa delgada se observa menos entallamiento o formación de cuello, y toda la superficie de la fractura puede ser una cara de corte. El examen microscópico de la fractura muestra hoyuelos alargados y no equiaxiales, que indican una proporción de deslizamiento mayor a 45° que en los metales más gruesos.

A continuación se muestra una imagen de una fractura dúctil obtenida en un microscopio electrónico de barrido, figura 2.16.

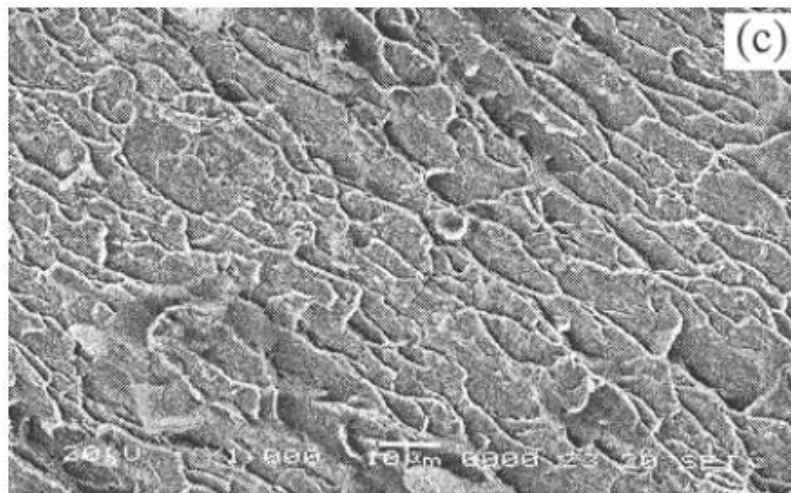


Figura 2.16. Imágenes de la superficie de fractura de un acero HSLA tomadas en SEM a 1500x [14]

Y la fractura frágil se puede identificar observando las características de la superficie que falló. Normalmente, la superficie de fractura es lisa y perpendicular al esfuerzo aplicado en un ensayo de tensión. Si la falla sucede por clivaje, cada grano fracturado es liso y tiene orientación diferente, y la superficie de fractura presenta un aspecto cristalino.

2.4 *Fatiga*

Hasta hace poco, la fatiga era vista como un fenómeno misterioso en los materiales debido a que el daño por fatiga no podía verse fácilmente y las fallas aparentemente ocurrían sin previo aviso.

Ahora se sabe que la aplicación de cargas de manera repetitiva puede comenzar un mecanismo de fatiga en el material llevando a la nucleación de pequeñas grietas y posteriormente su crecimiento, para finalmente completarse la falla.

La palabra fatiga fue introducida en los años 1840s y 1850s para describir las fallas ocurridas por esfuerzos repetitivos. Los primeros resultados conocidos de pruebas de fatiga fueron publicados en Alemania en 1837 por Albert. También en Alemania pero durante 1850 y 1860, August Wöhler desarrollo numerosas pruebas de fatiga de laboratorio bajo esfuerzos repetitivos; y gracias a esto se le conoce como el padre de las pruebas de fatiga. También introdujo los conceptos de diagramas S-N y límite de fatiga; en donde mostraba como la vida a la fatiga disminuía con amplitudes de esfuerzos muy altas y que debajo de una cierta amplitud de esfuerzo, la probeta de la prueba nunca fracturaría. Los primeros resultados de pruebas de fatiga publicados en inglés fueron de Fairbairn (1864) al haber realizado repetidas pruebas de fatiga de flexión en viga; Gerber y asociados investigaron la influencia del esfuerzo real; Goodman propuso una teoría simplificada sobre el esfuerzo real; Bauschinger en 1886 mostró que el esfuerzo de cedencia en tensión o compresión se reducía después de aplicar una carga de signo contrario, lo cual causaba deformación inelástica. [15]

En el año 1900, Ewing y Humfrey utilizaron el microscopio óptico para continuar con el estudio de los mecanismos de fatiga. Basquin en 1910 mostró que el esfuerzo graficado contra los números de ciclos de falla (S-N) en la región de vida finita podía ser representado como una relación lineal log-log. En 1920, Gough y asociados contribuyeron en gran medida al entendimiento de los mecanismos de fatiga. En 1960, el comportamiento a fatiga de bajos ciclos con deformación controlada llegó a ser distinguida con la relación Manson-Coffin entre la amplitud de deformación plástica y la vida a la fatiga. [16]

Las aportaciones a la ciencia respecto a la fatiga de un material han sido muchas hasta la fecha, siendo las mostradas anteriormente algunas de las más destacadas en lo que se refiere a la historia de la vida a la fatiga de un material.

La mejor manera de definir el proceso de fatiga es haciendo referencia al estándar ASTM E1823. En dicha norma se define como “el proceso de cambio estructural permanente progresivo localizado ocurriendo en un material sujeto a condiciones que producen esfuerzos y deformaciones fluctuantes en algún punto o puntos y puede culminar en grietas o fractura completa después de un número suficiente de fluctuaciones” [17]

Este fenómeno es común en componentes sujetos a cargas dinámicas de autos y aviones, alabes de turbinas, resortes, cigüeñales y demás maquinaria, implantes biomédicos y productos al consumidor como zapatos, que están sujetos en forma constante a cargas repetitivas en forma de tensión, compresión, flexión, vibración, dilatación térmica y contracción u otros.

Cuando un material está sometido a altos ciclos de fatiga, se trabaja con esfuerzos bajos y el material se deforma principalmente de forma elástica; el tiempo de falla o el número de ciclos para fracturar bajo tales ciclos de fatiga ha sido tradicionalmente caracterizado en términos de rangos de esfuerzos. Sin embargo, los esfuerzos asociados con bajos ciclos de fatiga son generalmente altos suficientes para causar una deformación plástica apreciable antes de fracturar. Bajo estas circunstancias, la vida a la fatiga es caracterizada en términos de rangos de deformación.

2.4.1 Tensiones cíclicas

En general, son posibles tres modos distintos de tensión fluctuante-tiempo. Uno está representado esquemáticamente por una dependencia regular y sinusoidal del tiempo (figura 2.17), en la cual la amplitud es simétrica alrededor de un nivel medio de tensión igual a cero, por ejemplo, alternando desde un valor máximo de la tracción ($\sigma_{\text{máx}}$) hasta un valor mínimo del esfuerzo de compresión mínimo ($\sigma_{\text{mín}}$) de igual magnitud; esto se denomina ciclo de carga invertida.

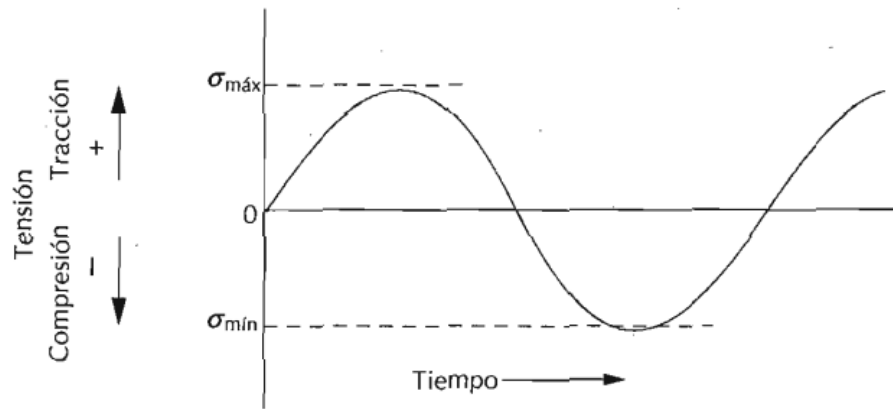


Figura 2.17. Ciclo simétrico de carga invertida, en el cual la tensión fluctúa desde una tracción máxima (+) hasta una compresión (-) de igual magnitud.

Otro tipo, denominado ciclo de carga repetida, se ilustra en la figura 2.18; los máximos y mínimos son asimétricos con respecto al nivel cero de carga.

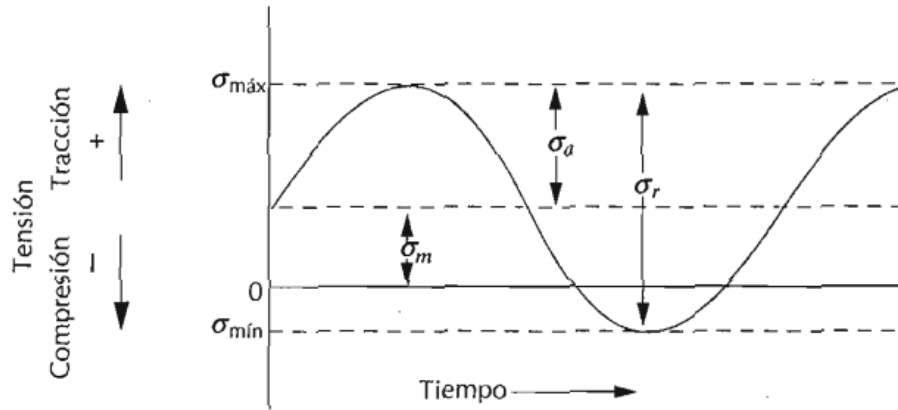


Figura 2.18. Ciclo de carga repetida, en el cual las tensiones máximas y mínimas son asimétricas en relación al nivel cero de carga; se indica la tensión media, σ_m , intervalo de tensiones σ_r y la amplitud de la tensión σ_a .

Finalmente, el nivel de tensión puede variar al azar en amplitud y frecuencia, tal como se ilustra en la figura 2.19.

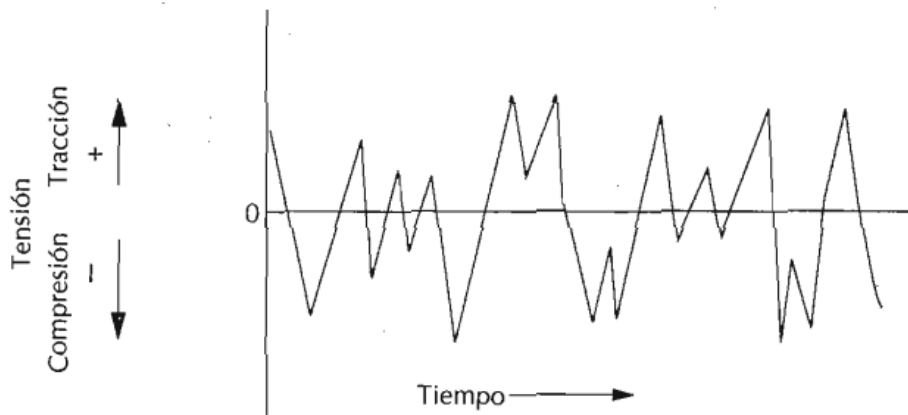


Figura 2.19. Ciclos de tensiones al azar.

En la figura 2.18 también se indican varios parámetros utilizados para caracterizar el ciclo de fluctuación de carga. La amplitud de la tensión varía alrededor de un valor medio σ_m , definido como el promedio de las tensiones máximas y mínimas en cada ciclo, o sea,

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad \text{Eq. 2.19}$$

Además, el intervalo de tensiones σ_r , es justamente la diferencia entre $\sigma_{\text{máx}}$ y $\sigma_{\text{mín}}$, a saber,

$$\sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad \text{Eq. 2.20}$$

La amplitud de la tensión, σ_a , es por tanto, la mitad de este intervalo de tensiones, o sea

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad \text{Eq. 2.21}$$

Finalmente, el cociente de tensiones R es el cociente entre las amplitudes mínima y máxima:

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad \text{Eq. 2.22}$$

Por convención, los esfuerzos de tensión son positivos y los de compresión son negativos. Por ejemplo, para el caso de un ciclo con inversión completa de carga, el valor de R es igual a -1.

2.4.2 Curvas S-N y ϵ -N

Los tres principales enfoques de análisis y pruebas de fatiga que se utilizan actualmente son el enfoque basado en el esfuerzo (curva S-N), en la deformación (curva ϵ -N) y en la mecánica de fractura.

Para obtener los resultados de un ensayo de fatiga en forma de una curva S-N (también llamada curva de Wöhler), se llevan a cabo una serie de ensayos donde se empieza sometiendo la probeta

a tensiones cíclicas con una amplitud máxima (σ_{\max}) relativamente grande, normalmente alrededor de dos tercios de la resistencia estática a tensión; y se registra el número de ciclos a la rotura. Este procedimiento se repite en otras probetas a amplitudes máximas progresivamente decrecientes. Los resultados se representan en un diagrama de esfuerzos, S, frente al logaritmo del número N de ciclos hasta la rotura para cada una de las probetas. Los valores de S se toman normalmente como amplitudes de tensión (σ_a , ecuación 2.21); en algunas ocasiones se utilizan los valores de σ_{\max} o de σ_{\min} .

Basquin observó que para los materiales de acero y cobre, los datos de la vida a la fatiga basados en el esfuerzo podrían ser linealizados en una escala log-log [18]. La línea puede ser representada por:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad \text{Eq. 2.23}$$

Donde $\Delta\sigma/2$ es la amplitud del esfuerzo real, $2N_f$ es la vida hasta fracturar, σ'_f es el coeficiente del esfuerzo de fatiga y b es el exponente del esfuerzo de fatiga.

En las pruebas de fatiga basadas en el esfuerzo, los aceros y algunas otras aleaciones pueden presentar un límite de resistencia a la fatiga, que es el límite de esfuerzo más bajo de la curva S-N en el cual la fractura por fatiga no se presentara (esto entre los 10^6 y 10^7 ciclos). Las investigaciones recientes en muchos metales han demostrado que es posible que no exista un límite de fatiga.

En algunos materiales el límite de resistencia a la fatiga es, aproximadamente la mitad de la resistencia a la tensión. La proporción entre ambos es la relación de fatiga:

$$\text{Relación de fatiga} = \frac{\text{límite de resistencia a la fatiga}}{\text{resistencia a la tensión}} \approx 0.5$$

La fatiga basada en deformación es similar a la fatiga basada en el esfuerzo, excepto que los ciclos hasta la fractura se miden y se grafican en deformación en vez de la tensión aplicada. Este tipo de pruebas y el análisis es muy útil en la determinación de las condiciones para la iniciación de la fatiga.

Coffin (1954) y Manson (1954), cada uno por su parte, encontraron que los datos de la vida a la fatiga basada en la deformación plástica podrían ser linealizados en una escala log-log [19]. Esta línea puede ser expresada de la siguiente manera:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad \text{Eq. 2.24}$$

donde $\Delta\varepsilon_p/2$ es la amplitud de la deformación plástica, ε_f' es el coeficiente de la ductilidad de fatiga y c es el exponente de la ductilidad de fatiga.

Ya que la amplitud de la deformación total en una prueba de amplitud de deformación constante, $\Delta\varepsilon/2$, puede ser escrito como la suma de la amplitud de la deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e/2$, y la amplitud de la deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$,

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}, \quad \text{Eq. 2.25}$$

La relación Coffin-Manson proporciona una expresión conveniente de la ingeniería para la caracterización de la vida a la fatiga total. Utilizando dicha ecuación y la ecuación de Basquin obtenemos lo siguiente:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} = \frac{\sigma_a}{E}, \quad \text{Eq. 2.26}$$

Donde E es el Módulo de Young. Y sustituyendo la ecuación 2.23 en la ecuación 2.26 obtenemos:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad \text{Eq. 2.27}$$

Combinando la ecuación 2.24 y la ecuación 2.27 llegamos a la ecuación 2.28, la cual es la base del enfoque de vida a la fatiga basada en la deformación.

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad \text{Eq. 2.28}$$

2.4.3 Fatiga de materiales pre-deformados

Durante los procesos de conformado, el componente que está siendo formado experimenta diferentes tipos de pre-deformación que tendrá un efecto sobre la resistencia a la fatiga del componente. Como bien se sabe, la pre-deformación afecta a las propiedades de fatiga y por lo tanto, debe ser considerada en los diseños estructurales. En la mayoría de los casos, el análisis de la durabilidad de los componentes de los vehículos se basa en las propiedades de fatiga generada por el material en la condición de recibido.

En 1975 A. M. Sherman estudió las propiedades de fatiga de un acero de alta resistencia de baja aleación, en donde realizó una comparación de tres aceros HSLA y un acero HRLC (hot rolled low carbon steel) en donde se determinó el efecto del comportamiento de fatiga de dos tipos de

pre-deformaciones plásticas. Mientras las pre-deformaciones causaron un gran aumento en las propiedades de resistencias monótonicas, estas mejoras fueron pérdidas en gran medida en las pruebas de fatiga debido al ablandamiento cíclico. También corroboró que las pre-deformaciones tensiles son más perjudiciales para la resistencia a la fatiga que las pre-deformaciones en compresión.

Durante este estudio A. M. Sherman realizó cuatro tipos básicos de pruebas:

- 1) Pruebas de tensión simple.
- 2) Curvas cíclicas esfuerzo-deformación.
- 3) Pruebas de fatiga con amplitud de deformación completamente reversibles.
- 4) Pruebas de fatiga con amplitud de carga constante completamente reversibles.

La aleación HRLC exhibió lo que podría ser llamado como respuesta mixta cíclica, es decir, ablandamiento cíclico a bajas deformaciones y endurecimiento cíclico a altas deformaciones. (Un material ha suavizado en función del ciclo, si su curva de esfuerzo-deformación cíclica está por debajo de su curva de esfuerzo-deformación monótonica, por otro lado si ha endurecido en función del ciclo la curva cíclica cae encima de la curva monótonica.) Los tres aceros HSLA endurecieron cíclicamente; el comportamiento de estos cuatro aceros que se ha descrito arriba se observa en la figura 2.20. Las curvas de esfuerzo-deformación de los aceros HSLA utilizados por Sherman son muy similares, con excepción de la ligera caída del esfuerzo de cedencia en la curva monótonica para el acero HSLA-V, que puede atribuirse al alto contenido de carbono de esta aleación.

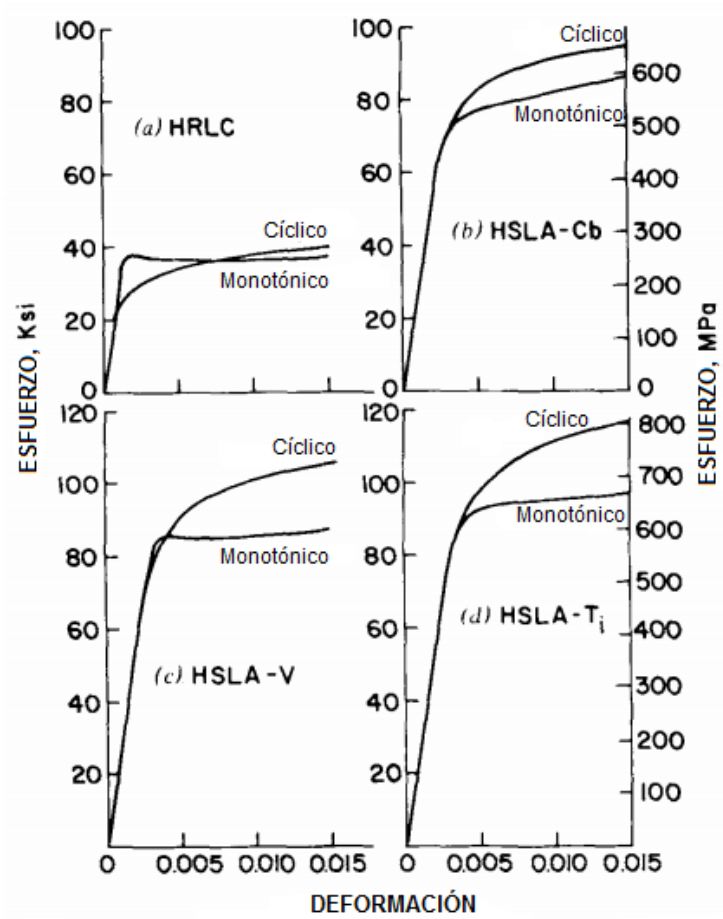


Figura 2.20. Curvas Esfuerzo-Deformación monotónica y cíclica para (a) HRLC steel, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti. [20]

En amplitudes de deformación altas, la pre-deformación redujo la resistencia a la fatiga. En el rango de ciclos altos el material pre-deformado longitudinalmente exhibe solo alrededor de 1 / 3 de la vida de las muestras de llegada, esto para el acero HSLA-V y se muestra esquemáticamente en la figura 2.21.

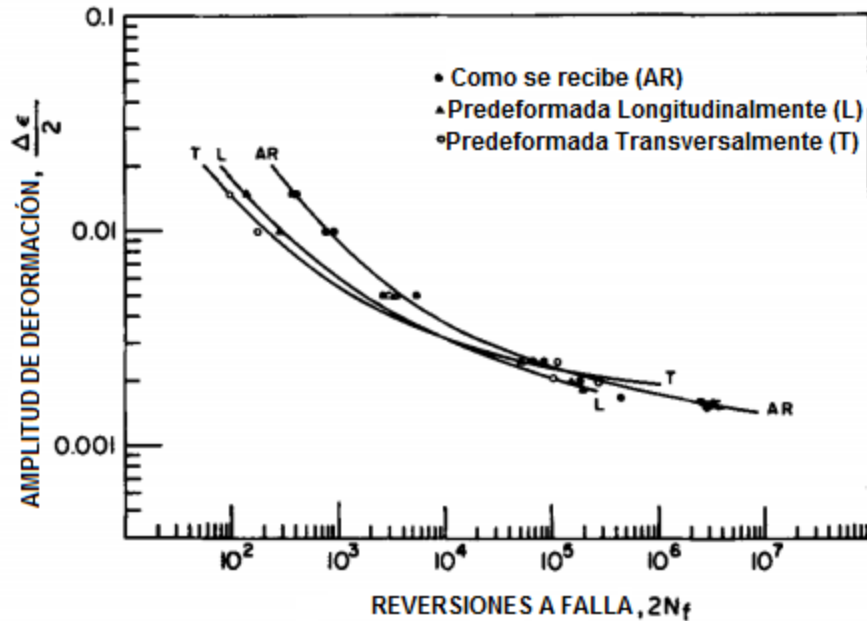


Figura 2.21. Curva deformación-vida del acero HSLA-V, para el material como de llegada y pre-deformado. [20]

Los resultados de los experimentos realizados por Sherman demostraron que los aceros de alta resistencia de baja aleación se endurecen ligeramente bajo cargas cíclicas. La reducción de la vida a la fatiga, como resultado de las pre-deformaciones a amplitudes de deformación altas, es atribuible a la reducción de la ductilidad del material pre-deformado. Las amplitudes de deformación pequeñas tendrán menores componentes de deformación plástica en el material pre-deformado que en el material sin deformar, lo que lleva a una mejora en el comportamiento del ciclo alto de fatiga.

Por lo tanto Sherman llegó a las siguientes conclusiones: 1) Los aceros HSLA tienen propiedades de fatiga equivalentes o superiores en comparación con el acero HRLC. 2) Pre-deformaciones plásticas grandes tienden a poner en peligro la vida de fatiga de los aceros HSLA y HRLC, en particular la respuesta de los aceros HSLA a carga cíclica en amplitudes de deformación es más alta. Pre-deformaciones tensiles son más perjudiciales para la resistencia a la fatiga que las pre-deformaciones en compresión. [20]

En 1988 Fredriksson y col. realizaron un estudio sobre la influencia de la pre-deformación y envejecimiento en las propiedades de fatiga para aceros de alta resistencia. En donde realizaron pruebas a cuatro materiales, DP400, DP600, HSLA 500 y a un acero de calidad para embutido (Deep-Drawing Quality Steel DDQ). Los materiales fueron expuestos a diferentes tratamientos previos antes de las pruebas, tales como pre-deformación en tensión uniaxial, tensión equibiaxial y envejecimiento.

Donde se encontró que: el esfuerzo de deformación plástica en el ensayo de tensión monotónico y la amplitud del esfuerzo cíclico disminuye en el orden de DP600, HSLA500, DP400 y DDQ, figura 2.22.

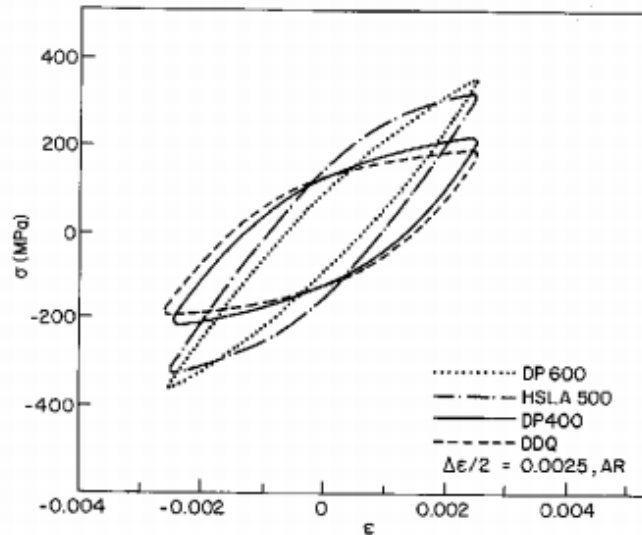


Figura 2.22. Curvas esfuerzo- deformación a la vida media a la fatiga de los cuatro aceros estudiados en la condición de llegada. [21]

Se observó con regularidad un ablandamiento durante la deformación cíclica, de modo que las amplitudes de esfuerzo cíclicos eran más pequeñas que el esfuerzo de deformación plástica, durante las pruebas de tensión. La pre-deformación en tensión uniaxial o tensión equibiaxial y el envejecimiento producen incrementos significativos en los esfuerzos de deformación plástica monotónicos, pero el efecto sobre la amplitud de la deformación cíclica es mucho menor. Hay

pruebas claras de que existen incrementos en el esfuerzo de cedencia debido a los diferentes tratamientos a pesar de que existe una deformación plástica. Se produce ablandamiento cíclico con mayor rapidez y con mayor magnitud después de las pre-deformaciones con respecto al material de llegada (sin deformar). En la figura 2.23 se puede observar como los diferentes tratamientos mejoran el esfuerzo de deformación plástica en el acero HSLA 500.

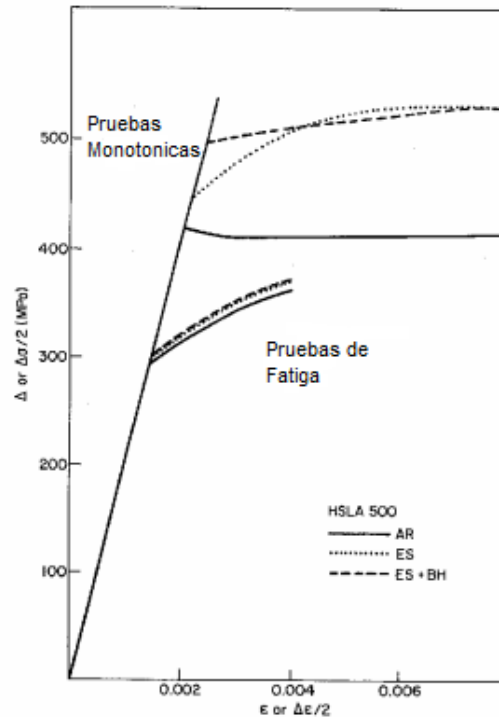


Figura 2.23. Esfuerzo de deformación plástica vs deformación para pruebas monotónicas en tensión uniaxial, para el acero HSLA500 después de varios tratamientos: AR cómo se recibe, ES pre-deformado en tensión equibiaxial y ES + BH pre-deformado en tensión equibiaxial mas envejecido. [21]

Las amplitudes de deformación fijando los tiempos de vida disminuyeron en el orden DP600, DP400, DDQ y HSLA500 para vidas cortas (resistencia a la fatiga $\leq 10^5$) y en el orden de DP600, HSLA500, DP400 y DDQ para vidas largas (resistencia a la fatiga $\geq 10^5$), analizando los aceros después de haber sido pre tratados (figura 2.24). Se observaron efectos positivos y negativos con respecto a la vida a la fatiga en el material con pre deformación y envejecimiento, pero de todos modos los efectos fueron pequeños [21].

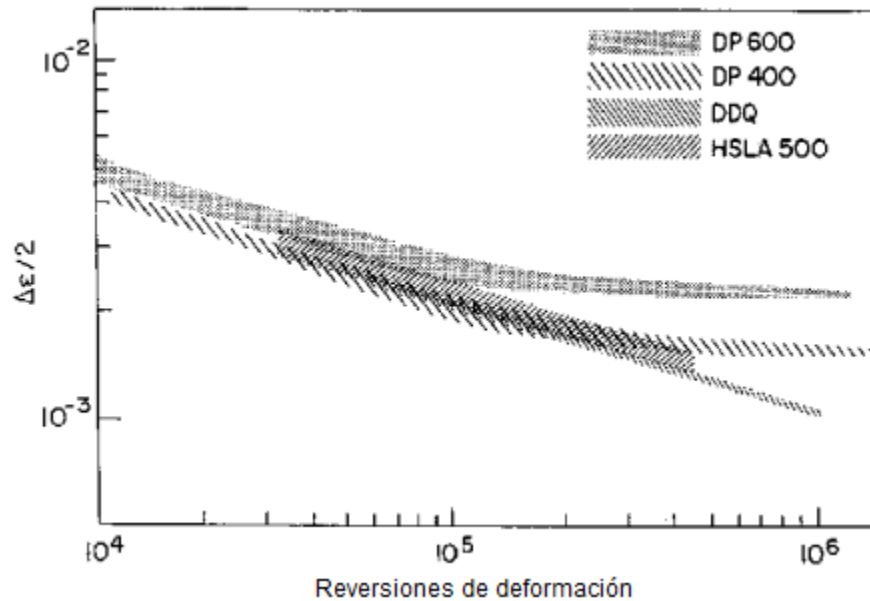


Figura 2.24. Vida a la fatiga vs amplitud de deformación total, para los cuatro aceros después de haber sido pre-tratados. [21]

Después en el año 2008, Le y col. estudiaron el comportamiento de aceros DP600 pre-deformados los cuales se llevaron a cabo de modo de deformación controlada, con condiciones de carga completamente reversibles a una temperatura ambiente. Las muestras fueron fabricadas con tres diferentes modos de deformación; como se recibe el material (sin deformación), deformada uniaxialmente y deformación plana. Para realizar la deformación uniaxial, se basó en los ensayos de tensión, eligiendo tres diferentes niveles de deformación, los cuales eran al 50, 70 y 90% del nivel de elongación uniforme máximo. La falla por fatiga, la definieron como la separación de la muestra en una área del 20% de la longitud calibrada; o la prueba se detendría si no llegaba a fallar después del millón de ciclos, 10^5 .

Se obtuvo como resultado que las muestras pre-deformadas uniaxialmente menores a 10^4 , tenían una resistencia a la fatiga baja, y con reversiones mayores de 10^4 , mostraban un incremento a la

resistencia a la fatiga, esto comparado con los resultados del material sin deformar, observado gráficamente en la figura 2.25.

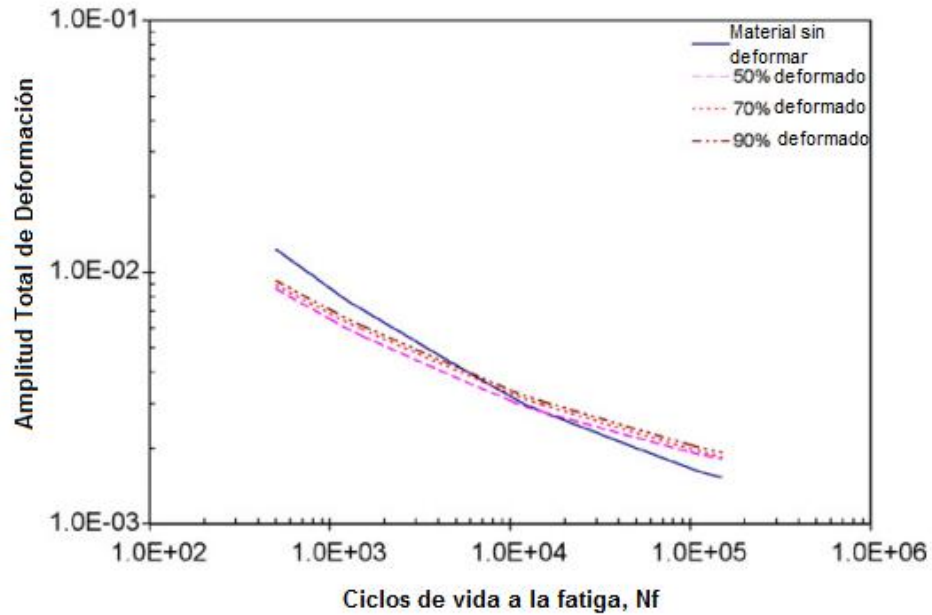


Figura 2.25. Curva deformación-vida a la fatiga bajo las condiciones de material sin deformar y pre-deformado uniaxialmente[22].

Estos resultados están acorde con los estudios realizados por Fredriksson en el acero DP600, sólo que el material sin deformar resistió mas ciclos que los mostrados por Le.

La resistencia a la fatiga para las muestras pre-deformadas con condiciones de deformación plana se incrementó con respecto al material sin deformar, esto se puede observar gráficamente en la figura 2.26.

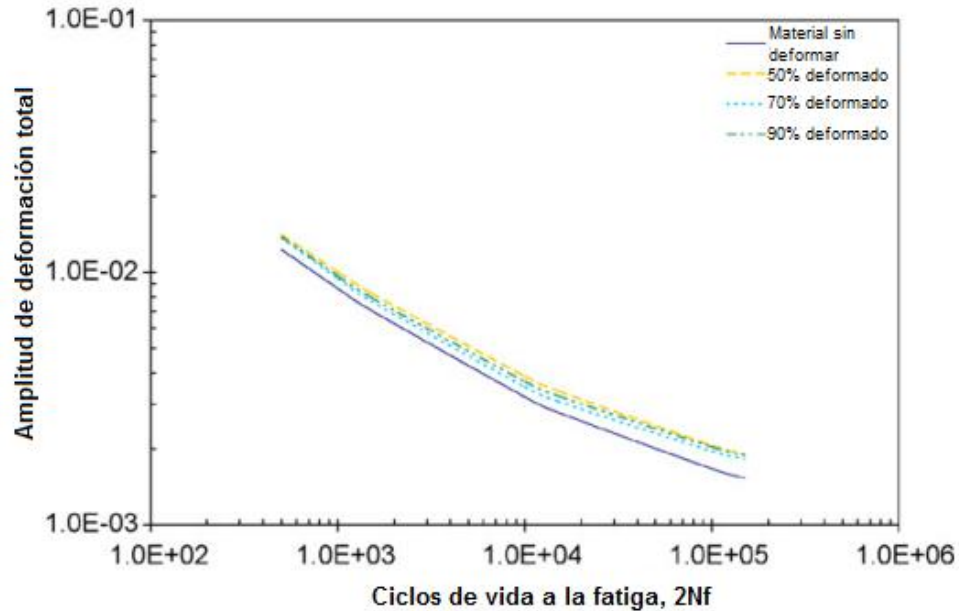


Figura 2.26. Curva deformación-vida a la fatiga bajo las condiciones de material sin deformar y pre-deformado por deformación plana [22].

Con estos resultados desarrollaron una ecuación modificada deformación-vida y es validada así la eficacia del modelo matemático. La aplicabilidad de la ecuación deformación-vida propuesta, también se demostró utilizando una muestra estampada, la cual es sometida a diversos modos de pre-deformación durante un proceso de conformado de metales.

Asimismo concluyó que el modelo propuesto puede ser empleado en la fase inicial de diseño al incorporarlo con un FEA [22].

2.5 Formabilidad

Una simple definición de formabilidad es "la cantidad máxima de deformación de un metal que puede soportar en un proceso en particular sin fracturar". El término se aplica generalmente a los procesos de deformación masiva, tales como forja, laminación, extrusión y embutido, en el cual las fuerzas aplicadas son en su mayoría a compresión. Por el contrario, formabilidad se aplica por lo general a los procesos de conformado de una lámina de metal, en los que las fuerzas aplicadas

son principalmente de tensión. La formabilidad es una preocupación clave en el diseño, análisis y ejecución de los procesos de fabricación de láminas de metal.

El conformado es un proceso de fabricación en el que se deforma un material sólido de una manera controlada para obtener una alteración de la forma, de las propiedades del material, de la estructura superficial y de las propiedades. El conformado en frío es un proceso en el que la pieza no se calienta antes del conformado, sino que se hace a temperatura ambiente (Temperatura igual a 20°C). El conformado en caliente es un proceso en el que la pieza se calienta a una temperatura elevada, superior a la temperatura ambiente antes del conformado, (Temperatura mayor a 20°C). [23]

Tradicionalmente, el estampado es un proceso de fabricación para producir los principales componentes estructurales de la carrocería del vehículo. Recientemente, los procesos de hidroformado también han sido ampliamente empleados para la producción de componentes estructurales del automóvil para reducir el peso, pero aumentar la resistencia de los componentes. Numerosas investigaciones se han llevado a cabo para los estudios de la formabilidad de los materiales de los automóviles, como las aleaciones de alta resistencia de bajo carbono (HSLA) y los aceros Dual Phase (DP). Bleck y col. (1998) llevaron a cabo los estudios del límite de formabilidad de los aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP), DP, austeníticos, envejecidos a baja temperatura y libres de intersticiales. Mamalis y Haidemenopoulos (1992) mostró que transformación por plasticidad puede mejorar la ductilidad, la tenacidad y formabilidad de las placas de aceros de los autos. Sriram y col. (2004) presenta los comportamientos mecánicos, límites de separación, y el comportamiento de recuperación elástica de aceros laminados, aceros convencionales de alta resistencia, DP, y los aceros TRIP. [22]

La figura 2.27 muestra un componente automotriz tomado de un software de simulación para el proceso de estampado, el cual muestra el daño causado por dicho proceso.

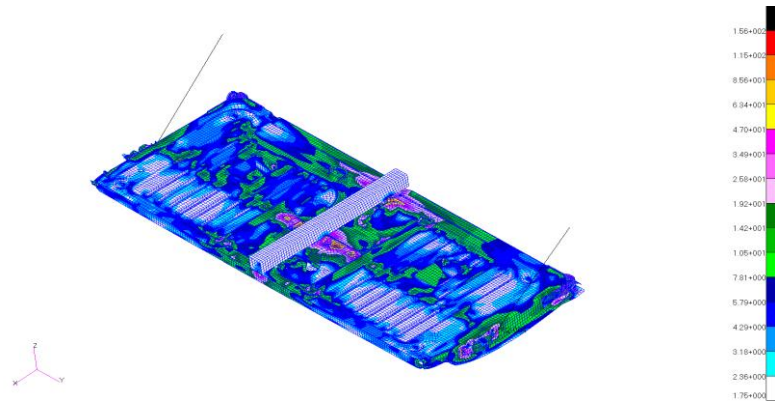


Figura 2.27. Componente de un automóvil el cual es fabricado mediante el proceso de estampado.

2.5.1 Diagramas de Límite de Formabilidad

Desde la década de 1950, ha habido un extenso trabajo con el objetivo de encontrar un medio eficaz para recopilar datos experimentales de límite de conformado en un formato que se aproxime a las propiedades del material. Esto ha llevado a la creación de diagramas de límite de formabilidad (FLD por sus siglas en ingles). El primer ejemplo de un diagrama fue creado por Swift (1952), quien graficó la deformación mayor contra la relación de esfuerzo en una carga proporcional. Yoshida y Kuwabara (2007) se refieren a una representación alternativa por Marín y col. (1953) graficando la deformación equivalente contra la relación de esfuerzos. Una variación adicional, de graficar la deformación efectiva contra la relación de la velocidad de deformación, fue propuesta por Ferron y col. (1994) quien afirmó que las curvas de límite de formabilidad graficadas en este espacio son independientes de las formas de deformación. El tipo de FLD más ampliamente utilizado grafica la deformación de la superficie mayor contra la menor y fue descrito por primera vez por Keeler y Backhofen (1963). El tipo de FLD propuesto por Keeler y Backhofen se puede construir de cualquier proceso mediante la comparación de la geometría superficial final a la inicial, pero dependen de la suposición de que la carga ha sido proporcional durante todo el proceso. Sin esta suposición, la comparación de la geometría final a la inicial no puede ser descrita por una medición de la deformación, y sólo puede ser

caracterizada como un estiramiento, el cual podría haber sido alcanzado por una variedad infinita de modos de carga. Goodwin (1968) introdujo un método para medir las deformaciones en una placa deformada al pre-imprimir una rejilla de círculos entrelazados en la superficie, en el cual existe una relación entre la distorsión del círculo y el tipo de esfuerzo. Al llevar a cabo una serie de experimentos, es posible encontrar combinaciones de deformación máxima (correspondiente al eje mayor de la elipse) y la deformación mínima (perpendicular a la deformación máxima y que corresponde al eje menor de la elipse) para los cuales no ocurre ni la formación de una estricción o cuello, ni fractura. Estos resultados se pueden representar en forma de un plano, obteniendo así el diagrama de límite de formabilidad (FLD). Este método de Goodwin es el más utilizado en la actualidad. [24]

En la figura 2.28 se muestra un ejemplo de un FLD.

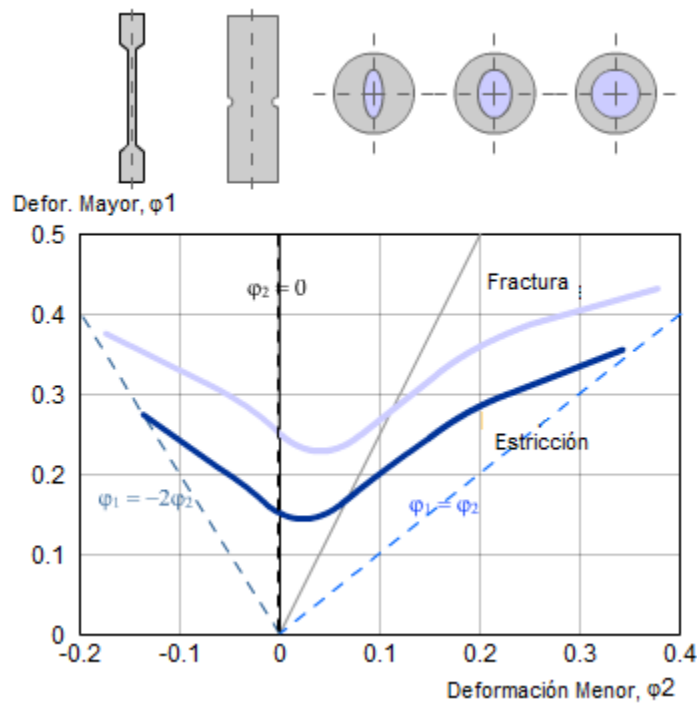


Figura 2.28. Representación esquemática de un diagrama de límite de formabilidad (FLD) [25]

La deformación representada son los puntos críticos, donde las grietas son probables que se formen. Entre las dos zonas de estricción y fractura hay una zona de deformación crítica.

Los diagramas de límite de formabilidad pueden ser obtenidos mediante la realización de experimentos para diferentes zonas. El método más utilizado para la obtención de este diagrama es por medio de pruebas de embutido con tiras y una prensa hemisférica. Las diferentes condiciones de esfuerzo son simulados al cambiar la anchura de las tiras. Las tiras son embutidas hasta que las grietas ocurran. Con detalles de estas pruebas, el diagrama de límite de formabilidad puede ser obtenido por la trayectoria de deformación que va de tensión biaxial (formabilidad extendida) a la tensión y la compresión igualada (embutido profundo). El diagrama debe determinarse para cada material en particular. [25].

CAPITULO 3

METODOLOGÍA

3.1 INTRODUCCIÓN

En el presente capítulo se presenta a detalle la metodología utilizada para llevar a cabo las pruebas experimentales para el desarrollo de la presente tesis, en las cuales se mencionan las diferentes técnicas utilizadas para llegar al resultado esperado, también se señalan los estándares requeridas para efectuar los diferentes procedimientos.

3.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

La caracterización del material HSLA, por sus siglas en inglés High Strength Low Alloy, debe realizarse con mucho cuidado; la literatura sugiere que la persona que haga dicha caracterización sea experto en la materia de metalografías, debido a que la preparación metalográfica de una muestra de acero de baja aleación puede ser un poco más difícil que la de los aceros convencionales, esto por el gran volumen de ferrita presente en la microestructura. Como ya se mencionó en los antecedentes, la

ferrita es suave y se puede trabajar mecánicamente en frío durante la preparación de la muestra, lo cual puede ser muy grave; dando lugar a una mala interpretación de las características metalográficas obtenidas.

El material utilizado (SP782-440 Q) fue el proporcionado por la empresa PEMSA en forma de lamina a la cual se le tuvieron que realizar diferentes cortes, esto con el fin de analizar la microestructura de lado longitudinal y transversal; para su mejor manejo fue montada en baquelita con ayuda de la montadora ubicada en el laboratorio de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), después de esto el material fue pulido con lijas de carburo de silicio #320, 500, 800, 1200, 2400 y paño con alúmina de 1 micra, todo esto para obtener un acabado espejo en su superficie.

Posteriormente se preparó un reactivo para atacar la muestra con acabado espejo y revelar su microestructura, el reactivo que se utilizó fue Nital al 2% que consta de 2ml de HNO₃ en 98ml de alcohol etílico. Se atacó por inmersión la muestra en el reactivo, sumergiendo el material por un tiempo aproximado de 45 seg.

A continuación se muestra una imagen representativa del procedimiento que se siguió para observar la microestructura (figura 3.1) en donde se puede ver que en a) se tiene el material que se recibió por parte de PEMSA, después de realizar los cortes se monto en baquelita con ayuda de la montadora Struers (b)), en c) se muestra el material ya montado, para posteriormente ser desbastado (d)) y pulido a acabado espejo (e)) y por ultimo atacado con Nital (f)).

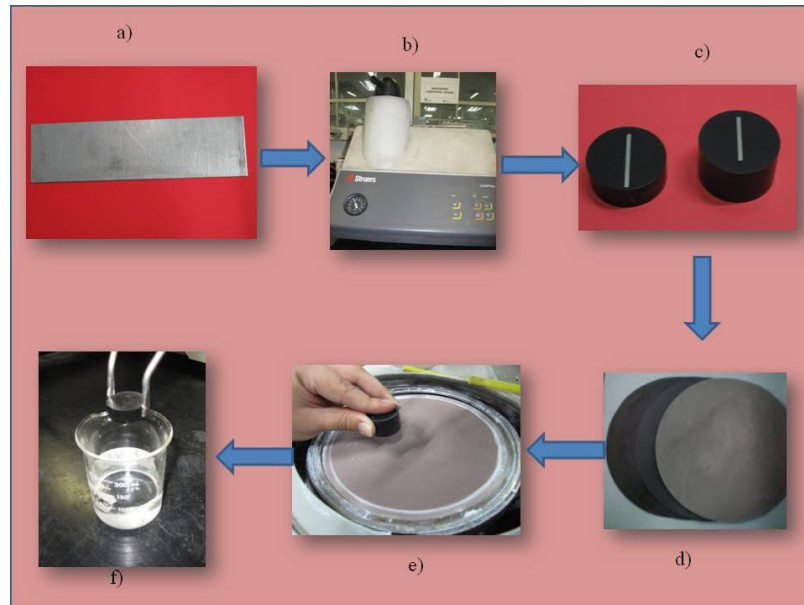


Figura 3.1 Representación esquemática del procedimiento de pruebas metalográficas

El tamaño de grano fue observado y medido en el Microscopio Óptico Nikon Ephoto 460745 del Laboratorio de la FIME de la UANL, figura 3.2, para realizar dicha medición se siguió el estándar ASTM E112.



Figura 3.2 Microscopio Óptico

Asimismo el material fue analizado por medio del Microscopio Electrónico de Barrido (SEM), figura 3.3, ubicado en el laboratorio de la FIME, observando así la microestructura y en el mismo microscopio se analizó la composición química del material.



Figura 3.3 Microscopio Electrónico de Barrido

La composición química que presenta el material con el que se va a trabajar se muestra en la tabla 3.1 con datos proporcionados por PEMSA.

Tabla 3.1 Composición química del acero HSLA utilizado en la presente tesis.

%Fe	% C	%Mn	%Si	%P	%Al	%Cr	%Nb	%Ti	%Ni	%Cu
97.74	0.05	1.645	0.3809	0.0583	0.0409	0.0314	0.026	0.0225	0.0198	0.0158

3.3 ENSAYOS DE TENSIÓN

Para los Ensayos de Tensión se tuvieron que cortar probetas de tensión con el material proporcionado, siguiendo las medidas mostradas en la figura 3.4, las cuales van de acuerdo a la norma E8; el espesor de dicho material es de 1.4mm.

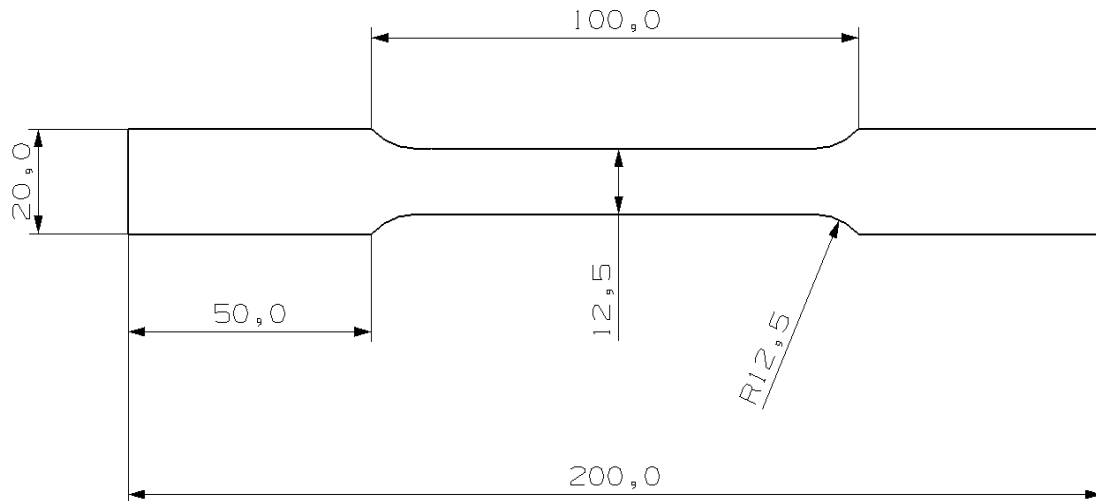


Figura 3.4 Tamaño de probeta para Ensayos de Tensión

Dichas probetas se fabricaron en la empresa MAQUINSO, en donde el corte fue realizado por medio de la técnica de corte con chorro de agua, figura 3.5.



Figura 3.5. Maquina de Corte por chorro de agua.

Y con el fin de conocer la anisotropía del material, los cortes se realizaron a tres diferentes ángulos respecto a la laminación (0° , 45° y 90°) figura 3.6. La repetitividad fue de 3 veces para cada ángulo.

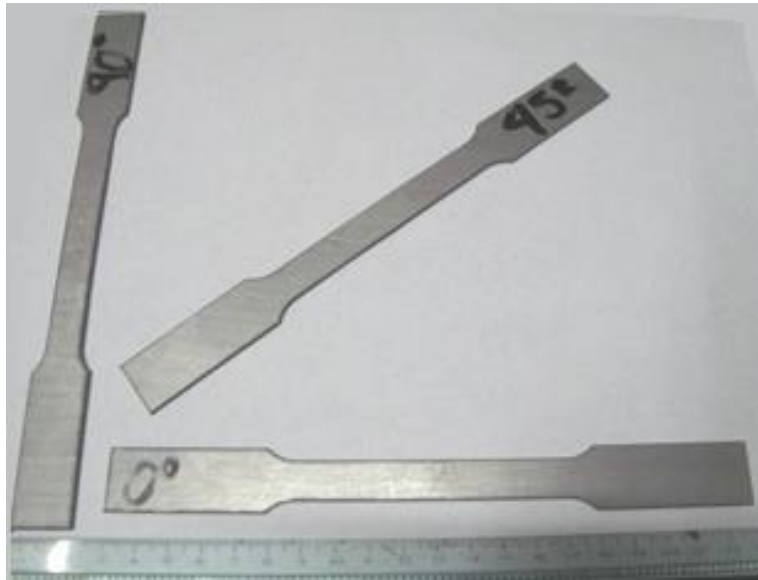


Figura 3.6 Probetas en corte de 0° , 45° y 90° respecto a la laminación

3.3.1 Preparación de Probetas para Ensayos de Tensión.

Para los ensayos de tensión se llevó a cabo un procedimiento de preparación de probetas especial, esto con el fin de tener una probeta con buen acabado superficial, evitando así que existan concentradores de esfuerzos los cuales pueden hacer que los resultados no sean confiables. Dicho procedimiento se explica a continuación:

Una vez que la probeta este cortada a las dimensiones deseadas se procederá a pulir el perímetro de corte de toda la sección reducida; primero con una lija de carburo

de silicio # 80 hasta obtener un acabado libre de bordes y filos; y después de esto para su acabado final se uso una lija # 320. En la figura 3.7 se muestra una comparativa de la apariencia superficial entre una probeta no pulida y pulida:

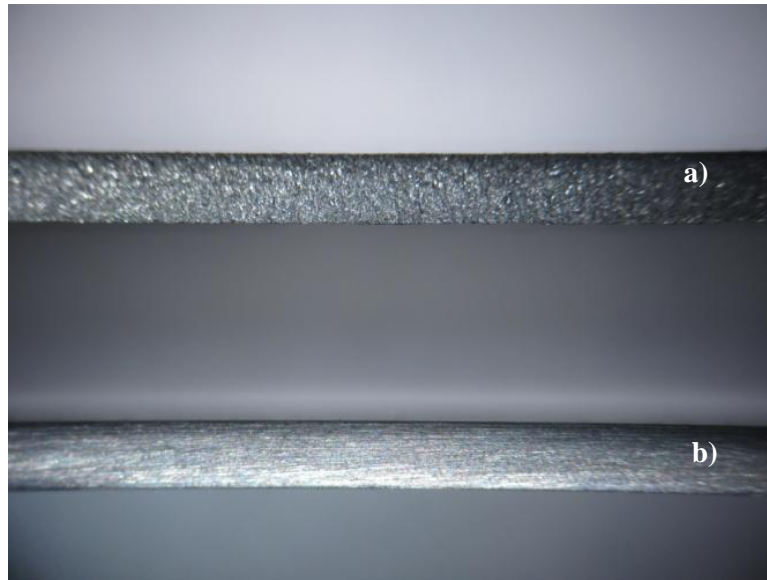


Figura 3.7 Comparación de probetas, a) probeta no pulida, b) probeta pulida.

Después de esto se procede a limpiar las probetas con alcohol o acetona, esto para eliminar los residuos del proceso anterior, para posteriormente etiquetar las probetas de acuerdo a su orientación 0° , 45° y 90° .

Ya que esta etiquetada se procede a medir el ancho de la probeta: al inicio, en medio y al final de la sección reducida. La medida de en medio, tanto del ancho como del espesor, se considerará para cálculos de las propiedades mecánicas y las medidas de los extremos se consideran solo para verificar las siguientes condiciones:

$$\text{Max}(W_1 - W_2) \leq 0.1 \text{ mm}$$

$$\text{Max}(W_3 - W_1) \leq 0.1 \text{ mm}$$

Donde W_1 y W_3 son los anchos de los extremos (inicio y final) y W_2 es el ancho intermedio, y esto se realiza para cumplir con los estándares ASTM E517 y E646. En la figura 3.8 se muestra en una probeta donde se encuentran estas constantes para dicha indicación.

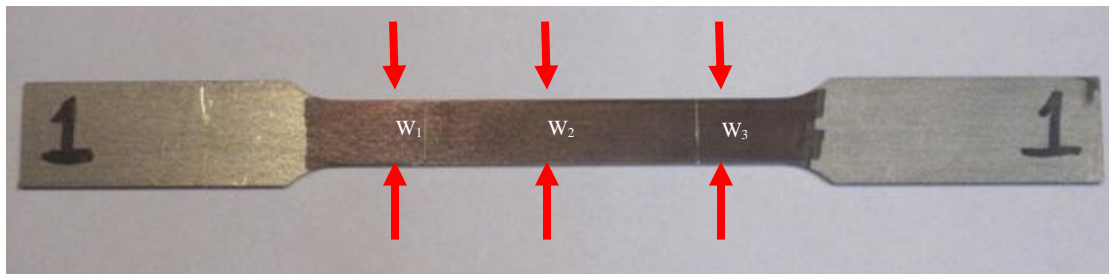


Figura 3.8 Representación esquemática de W_1 , W_2 y W_3 , explicadas anteriormente; y también se observa como quedara la probeta al final de este procedimiento.

Por último se procede a marcar las probetas, lo cual se realizó con un marcador tipo Esterbrock negro, y el objetivo es que se revelen con facilidad las marcas de la longitud calibrada la cual debe ser de 50mm y es donde se realizaran todas las medidas para obtener las propiedades del material, esto se puede observar en la figura 3.8.

El ensayo se llevó a cabo en la Máquina Universal Shimadzu modelo Autograph AG-X, con capacidad máxima de 300 kN., ubicada en el laboratorio de la FIME, a una velocidad de cabezal de 12.5 mm/min, Figura 3.9, para después de realizar los ensayos de tensión hacer una gráfica esfuerzo-deformación.



Figura 3.9 Maquina Universal Shimadzu

Las propiedades mecánicas del material utilizado se obtuvieron de los datos arrojados en los ensayos de tensión, y para esto se tuvieron que calcular matemáticamente de la forma explicada en los antecedentes, a continuación se mencionan las propiedades obtenidas:

- a) Esfuerzo de Cedencia
- b) Esfuerzo Máximo de Tensión
- c) Esfuerzo de Fractura
- d) Módulo de Young
- e) Porcentaje de Elongación
- f) Reducción de Área

- g) Coeficiente de endurecimiento (K)
- h) exponente de endurecimiento por deformación (n)
- i) Razón de deformación plástica (r)

3.4 ENSAYOS DE FATIGA

Los ensayos de fatiga de la placa SP782-440 Q se llevaron a cabo en el Laboratorio Metalinspec, ubicado en la ciudad de San Nicolás de los Garza, Nuevo León; y la máquina utilizada es un Máquina Dinámica Instron, modelo 8801, que tiene una capacidad de 100 kN y mordazas de cuña hidráulica.

Con las probetas de los ensayos de fatigas se siguió el mismo procedimiento de preparación mencionado en las probetas de los ensayos de tensión, e igualmente su medida fue la mostrada en la Figura 3.4. Las condiciones de trabajo utilizadas fueron cuatro diferentes, las cuales consistieron en aplicar una carga tensional a una frecuencia de 1Hz, dichas condiciones se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Condiciones de esfuerzos de los ensayos de fatiga.

Condición	Esfuerzo Inicial (MPa)	Esfuerzo Final (MPa)	Amplitud de Esfuerzos σ_a (MPa)
1	0	465.1	232.6
2	0	427.8	213.9
3	0	390.7	195.4
4	0	279.5	139.8

Para estudiar el comportamiento de la vida a la fatiga de un acero pre deformado, la probeta fue pre deformada bajo tres magnitudes diferentes, tabla 3.3:

Tabla 3.3. Magnitudes de pre deformación de las probetas para posteriormente hacer los ensayos de fatiga.

Nombre	Magnitud de pre deformación (mm/mm)	% de deformación
Probeta 1	0	0
Probeta 2	0.018	4.61
Probeta 3	0.139	35.64
Probeta 4	0.26	66.66

Y se pueden observar esquemáticamente en la figura 3.10.



Figura 3.10. Probetas pre-deformadas, la marcada con el #1 (Probeta 2) esta pre-deformada a 0.018mm/mm, la #2 (Probeta 3) a 0.139mm/mm y la #3 (Probeta 4) a 0.26mm/mm

Estas magnitudes fueron elegidas respecto a las propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de tensión, siendo la primera pre-deformación la deformación en el punto de cedencia del

material, la tercera es la deformación en su punto máximo de tensión y la segunda es un promedio entre estas dos.

Después de obtener los resultados de la vida a la fatiga del material bajo las diferentes condiciones se procederá a graficar esfuerzo-vida a la fatiga y vida a la fatiga-condición de esfuerzo para probetas pre-deformadas.

3.5 FRACTURAS

Las imágenes de las fracturas de las probetas en los ensayos de tensión y de fatiga fueron observadas en el Microscopio Electrónico de Barrido (SEM), figura 3.4, ubicado en el Laboratorio de la FIME.

3.6 ANALISIS DE SUPERFICIES

Se observó la superficie de todas las probetas pre-deformados y no deformadas, antes y después de los ensayos de fatiga, en el microscopio óptico (figura 3.2) esto para analizar la forma de comportarse del material debido a los defectos que se pudieran encontrar.

3.7 MICRODUREZA

Para observar el comportamiento de la dureza en el material se realizaron ensayos de microdureza en el Microdurómetro localizado en el laboratorio de la FIME, figura 3.11, para el material en condición de recibido (sin pre-deformación), después de ser pre-deformado y posteriormente de haber ejecutado los ensayos de fatiga.



Figura 3.11. Microdurómetro Vickers.

Para obtener la microdureza del material primero se cortó el material con ayuda de una seguita esto para reducir el tamaño de la probeta, posteriormente se cortó una área pequeña la cual iba a ser analizada, realizándose esta actividad en la cortadora automática de disco de diamante, subsiguientemente fueron montados en frío, en la figura 3.12 se puede observar esquemáticamente el procedimiento a utilizar para realizar el montaje, este tipo de montaje se llevo a cabo para no afectar los resultados y por último se pulieron a acabado espejo, siguiendo las técnicas básicas de pulido.

La carga utilizada fue de 1.9N y se realizaron 5 indentaciones para después calcular la dureza Vickers promedio del material.

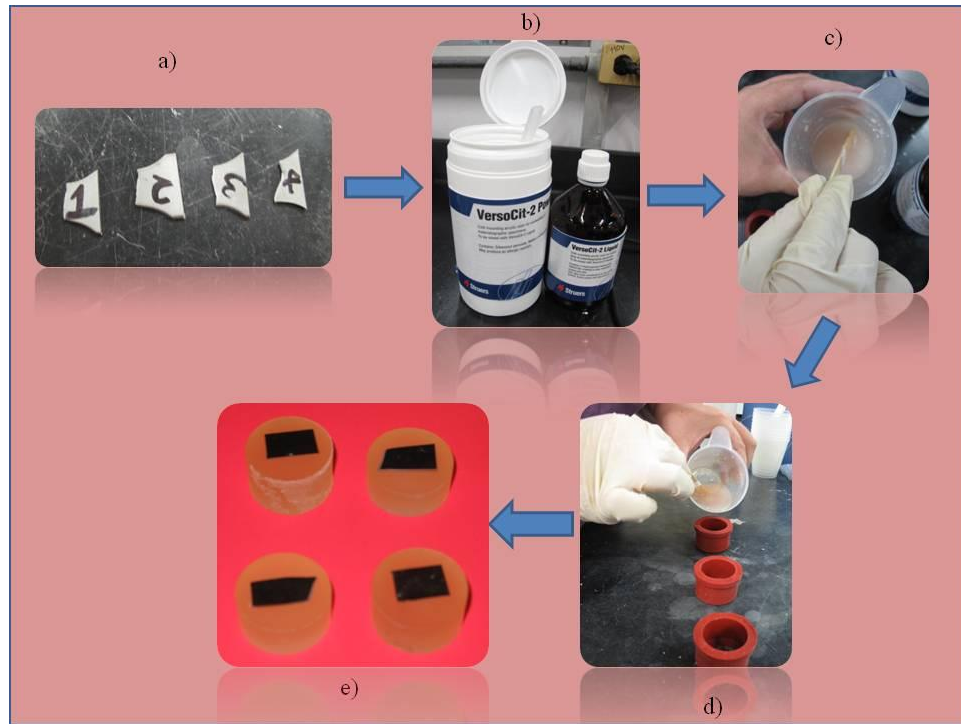


Figura 3.12 Representación esquemática del procedimiento de montaje en frío.

CAPITULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 INTRODUCCIÓN

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos durante la caracterización mecánica (ensayos de tensión, ensayos de fatiga, microdureza); al igual que los resultados obtenidos de la caracterización microestructural (microscopía óptica, SEM).

4.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

La microestructura del material HSLA, tanto de su sección transversal como de longitudinal, se muestra en las siguientes figuras, las cuales fueron observadas en el microscopio óptico. En la micrografía de la figura 4.1 se observa la microestructura del acero HSLA en su sección transversal, donde se aprecian los límites de granos los cuales están alineados en la dirección de laminación y de un tamaño muy fino, los componentes que más se presentan en este material son los

elementos Fe-Mn, también se aprecian las dos fases predominantes, las cuales son ferrita y perlita (ferrita y cementita); siendo la ferrita la fase más clara y la perlita la fase oscura y observada en los límites de grano.

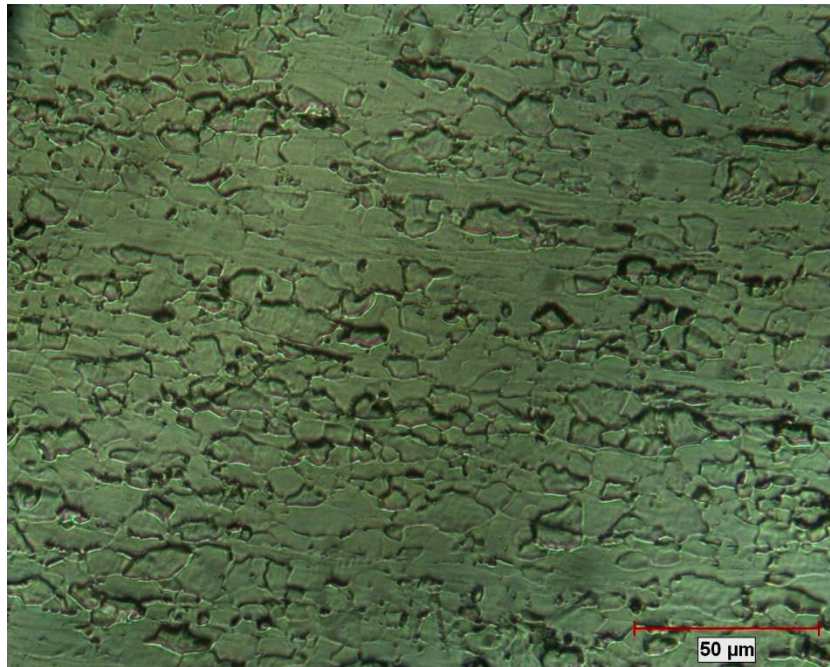


Figura 4.1 Micrografía a 400X en sección transversal

La figura 4.2 muestra la microestructura del material pero en la sección longitudinal, donde se puede observar los granos no tan ordenados como los de la figura 4.1, pero presentando las mismas características en elementos, fases y tamaño de grano.

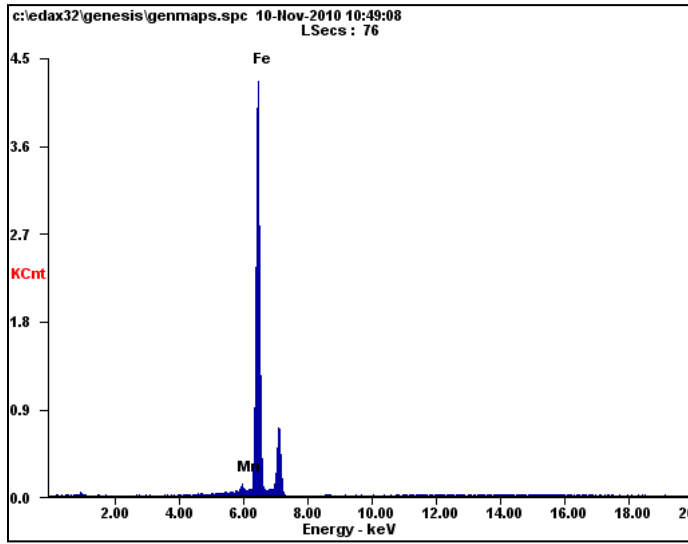


Figura 4.2 Micrografía a 400X en sección longitudinal

El tamaño de grano promedio fue estimado mediante un analizador de imágenes dando como resultado un tamaño promedio de $6.3 \pm 0.3 \mu\text{m}/\text{grano}$, el cual servirá de base para ver el grado de refinamiento al ser pre-deformado y procesado por las diferentes condiciones en los ensayos de fatiga.

4.2.1 Microanálisis Químico

La figura 4.3 muestra el microanálisis obtenido con ayuda del Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) acoplado con EDXS, mostrando que el material está compuesto casi en su totalidad de Hierro y Manganeso.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>MnK</i>	02.38	02.42
<i>FeK</i>	97.62	97.58
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

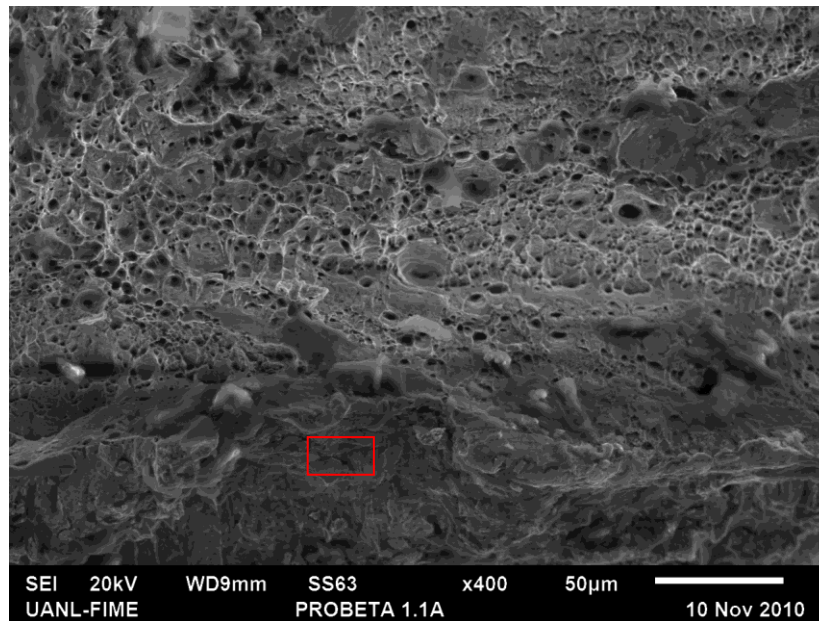


Figura 4.3. Microanálisis general del material HSLA tomada a 400X.

4.3 ENSAYOS DE TENSIÓN

La gráfica Esfuerzo-Deformación como resultado de los ensayos de tensión se observa en la figura 4.4, en la cual se muestran los 3 ángulos y sus 3 repeticiones.

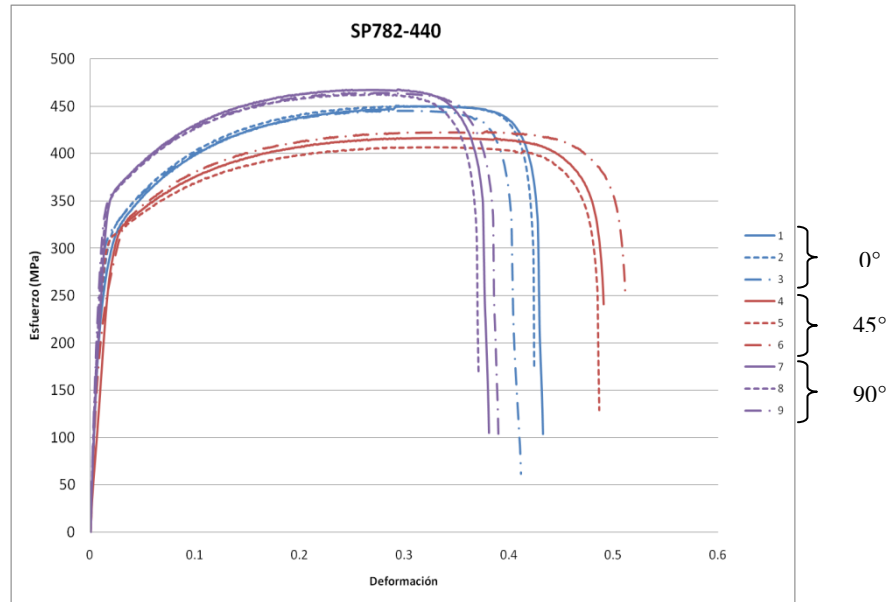


Figura 4.4. Curva Esfuerzo-Deformación del material HSLA. Curvas 1, 2 y 3 a 0°; Curvas 4, 5 y 6 a 45°; y Curvas 7, 8 y 9 a 90° con respecto a la dirección de laminación.

De la figura 4.4 se puede observar que el material si presenta anisotropía, esto debido a que se obtuvieron diferentes propiedades mecánicas dependiendo del ángulo con respecto a la dirección de laminación, y donde se nota claramente que las mejores propiedades se obtuvieron al ángulo de 90° (curvas 7, 8 y 9) y esto se debe a la orientación en la que se encuentran los granos del material perpendiculares a la dirección de laminación, por otro lado a 45° se observa los valores menores debido a la anisotropía en la orientación de los granos y que en esta posición actúan más sistemas de desplazamiento los cuales afectan a su

resistencia, finalmente a 0° toma un valor intermedio que es el esfuerzo en el sentido de laminación.

Para obtener el valor del exponente de deformación-endurecimiento (n) se graficó el área plástica donde la pendiente es el valor n , y se muestra en las figuras 4.5, 4.6 y 4.7, los valores de estos resultados son presentados en la Tabla 4.1, al igual que los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas de cada ensayo de tensión.

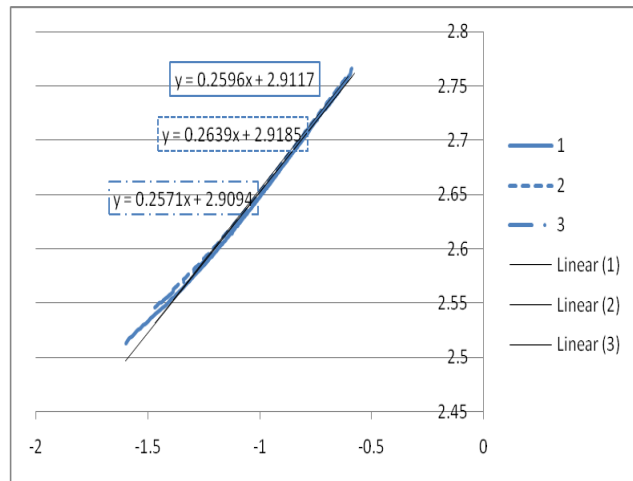


Figura 4.5. Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 0° con respecto a la dirección de laminación

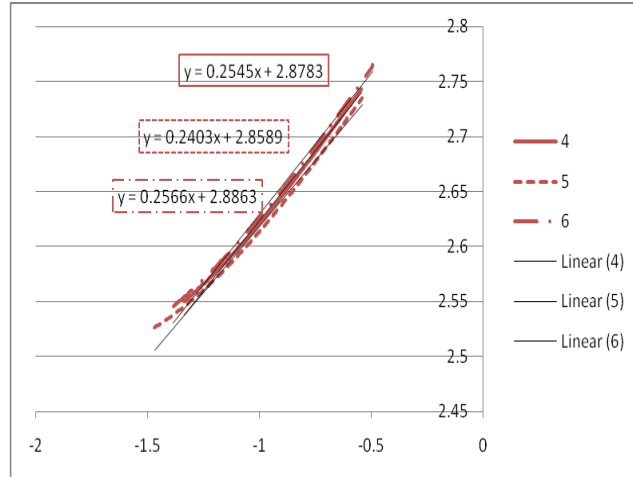


Figura 4.6. Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 45° con respecto a la dirección de laminación

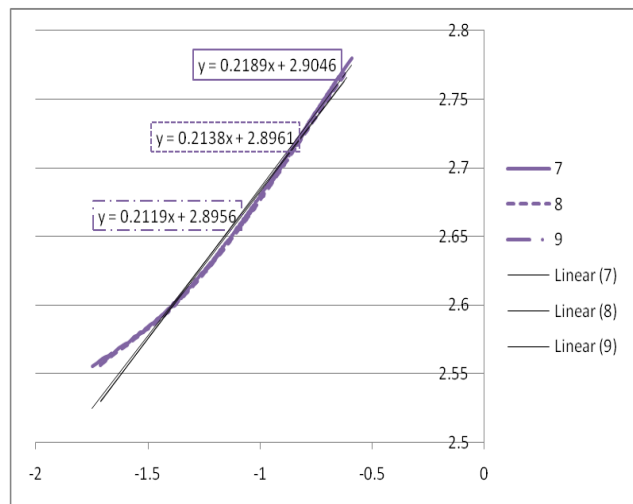


Figura 4.7. Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 90° con respecto a la dirección de laminación

Tabla 4.1. Resultados de los ensayos de Tensión

Probeta	Cedencia (Mpa)	Maximo (Mpa)	Fractura (Mpa)	n	r	%EL
1	316.09	450.46	103.73	0.260	1.04	30.05
2	349.71	450.21	171.87	0.264	0.78	27.91
3	338.4	445.02	103.1	0.257	0.79	28.31
4	338.17	416.32	240.77	0.255	2.09	35.53
5	323.47	406.86	128.97	0.240	2.03	35.17
6	336.52	422.89	253.41	0.257	2.45	36.13
7	350.75	466.31	104.78	0.219	1.28	27.62
8	350.68	463.93	167.56	0.214	1.06	25.26
9	351.12	463.87	103.91	0.212	1.29	26.52

Recordando que las probetas 1, 2 y 3 están a un ángulo de 0° respecto a la dirección de laminación, las probetas 4, 5 y 6 a 45°; y las probetas 7, 8 y 9 a 90°.

De donde se calculó el promedio de cada ángulo para así poder tener un análisis más claro de los resultados obtenidos el cual se presenta en la siguiente tabla (Tabla 4.2):

Tabla 4.2. Promedio de cada ángulo en los ensayos de Tensión.

Probeta	Cedencia (MPa)	Maximo (MPa)	Fractura (MPa)	n	r	%EL
0°	334.73±17	448.56±3	126.23±40	0.26±0.003	0.87±0.14	28.76±1.13
45°	332.72±8	415.36±8	207.72±68	0.25±0.008	2.19±0.23	35.61±0.48
90°	350.85±0.24	464.7±1.4	125.42±36.5	0.21±0.003	1.21±0.13	26.47±1.18

Al observar los resultados se puede deducir que el esfuerzo máximo es de aproximadamente 465 MPa a 90° con respecto a la dirección de laminación; después le sigue en forma descendente el ángulo de 0° donde se obtuvo un esfuerzo máximo de 449 MPa, y al final al ángulo de 45° con 416 MPa. Con los resultados de *n* se observa que el material tiene un comportamiento plástico esto por tener valores más cercanos a cero y al ver que el valor mayor se encuentra a 0° con un

valor de 0.26 esto quiere decir que su estricción empezará a aproximadamente cuando va un 26% de elongación y los demás ángulos presenta un comportamiento similar solo que el de 45° empezará al 25% y el de 90° al 21% de elongación; aunque el mejor porcentaje de elongación se tiene en el ángulo de 45° atribuyéndolo esta a la orientación de los granos que presenta a ese ángulo. Calculando el r_m con las formulas mencionadas en los antecedentes (ver páginas 29 y 30), se obtiene un resultado de 1.61 con el cual se puede entender que predominará una deformación en el ancho del material, en lugar de una deformación en el espesor y que por ser un valor diferente a 1, presenta anisotropía normal.

4.4 ANALISIS SUPERFICIAL

Después de haber obtenido los resultados de los ensayos de tensión se procedió a pre-deformar las probetas para los diferentes estudios de fatiga a realizar, y para examinar que defectos estaban presentes en el material se procedió a realizar un análisis de superficie de las probetas pre-deformadas antes de que se ejecutara el ensayo de fatiga.

A continuación se presentan las imágenes obtenidas del SEM y en el microscopio óptico; donde en la figura 4.8 se muestra la superficie de la probeta 1 y en la cual no se puede apreciar ninguna grieta o defecto, debido a que no existe deformación en la probeta. La figura 4.10 muestra cuando al material se le aplicó una pequeña deformación (4.61%, probeta 2), y en la imagen solo se pudieron apreciar unas pequeñas grietas. Para la figura 4.12 ya se observa mayor cantidad de grietas debido a que esta fue deformada al 35.64% de su deformación máxima (probeta 3),

siendo en la figura 4.14 donde se puede estimar que se tiene la mayor cantidad de grietas y de mayor profundidad esto debido a la gran cantidad de deformación plástica aplicada (66.66%, probeta 4) antes de que se fracture el material.

Las figuras 4.9, 4.11, 4.13 y 4.15 muestran la sección longitudinal de la probeta, en donde se puede observar que conforme se va aumentando la pre-deformación, el tamaño, cantidad y profundidad de grietas va incrementando.

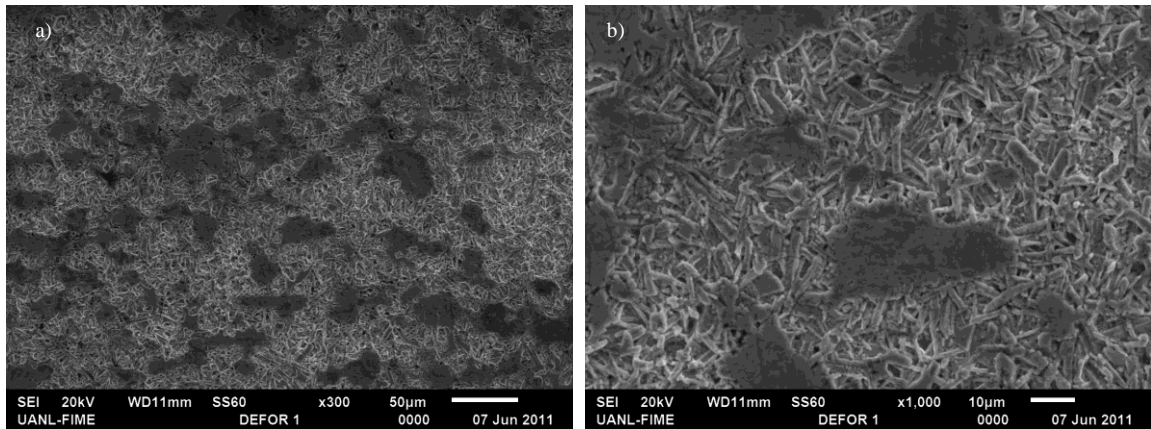


Figura 4.8. Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 1, a) a 300X y b) a 1000X.

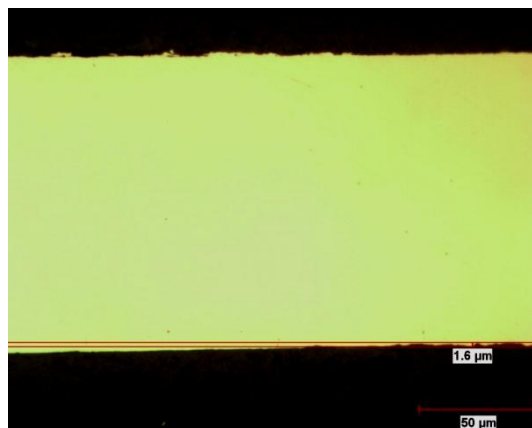


Figura 4.9. Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 1 tomada a 400X en el microscopio óptico.

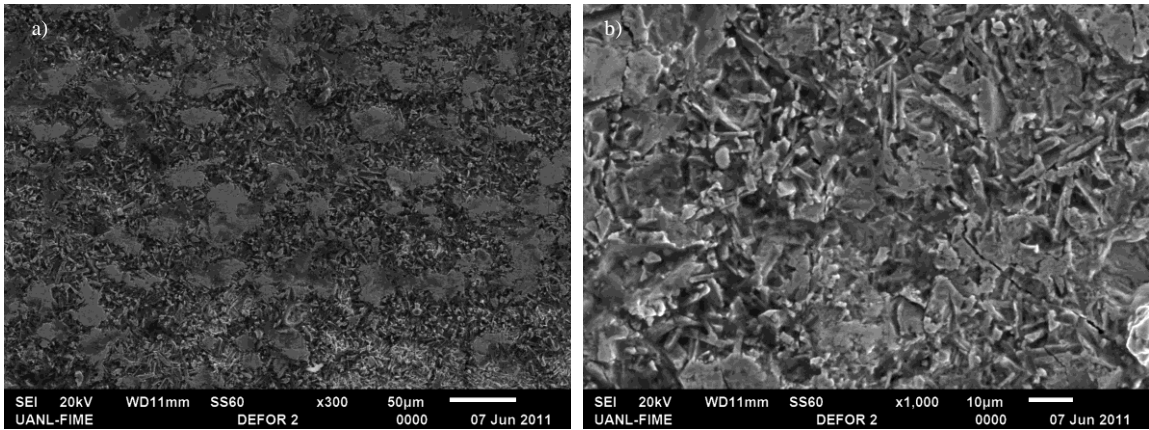


Figura 4.10. Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 2, a) a 300X y b) a 1000X.

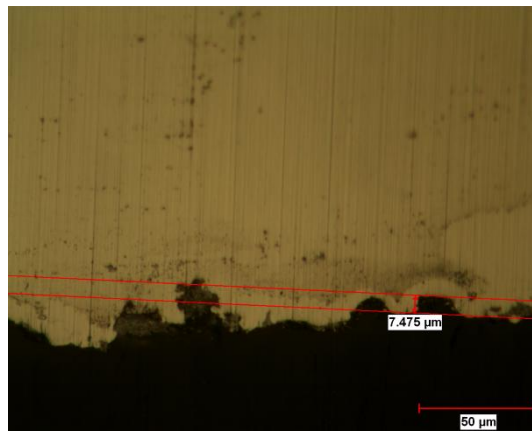


Figura 4.11. Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 2 tomada a 400X en el microscopio óptico.

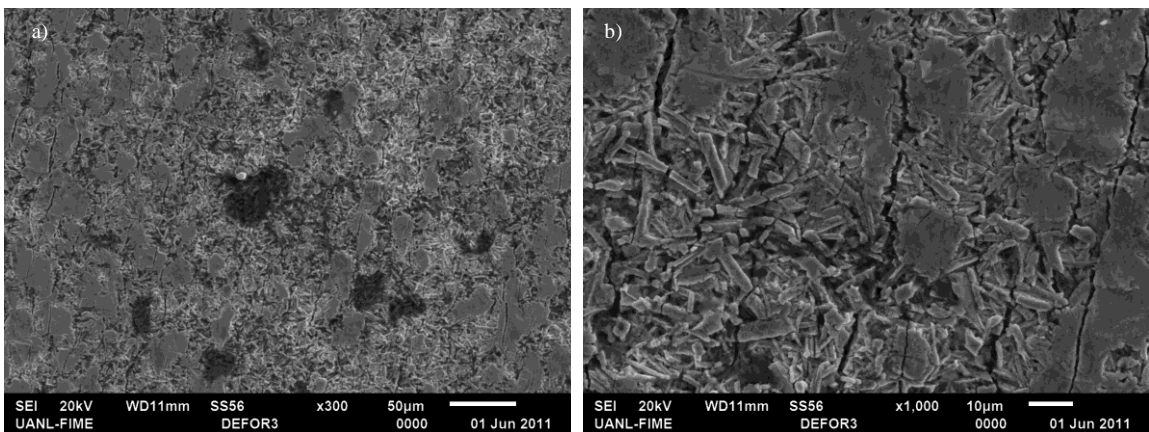


Figura 4.12. Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 3, a) a 300X y b) a 1000X.

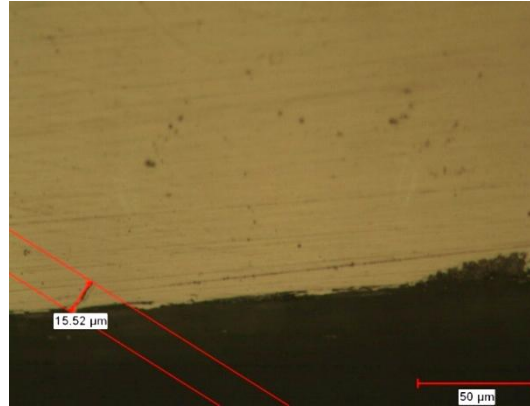


Figura 4.13. Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 3 tomada a 400X en el microscopio óptico.

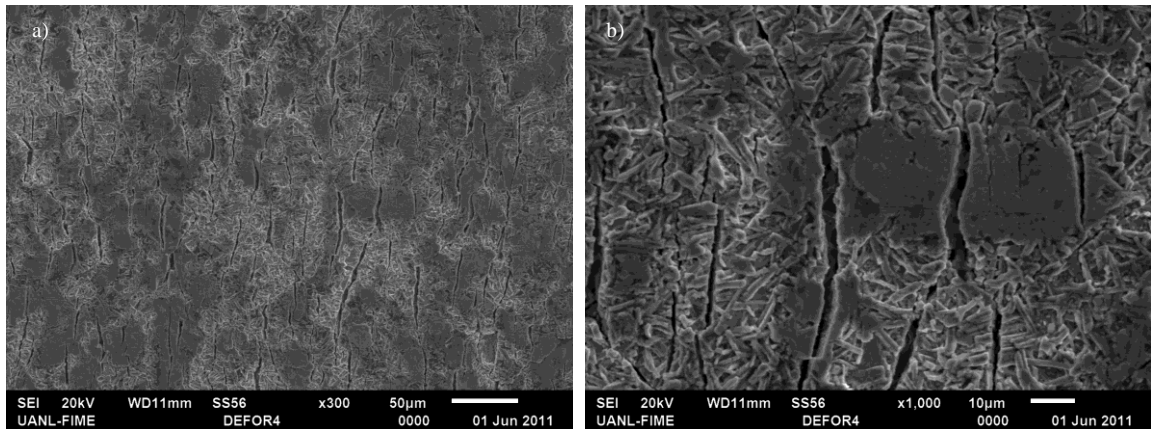


Figura 4.14. Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 4, a) a 300X y b) a 1000X.

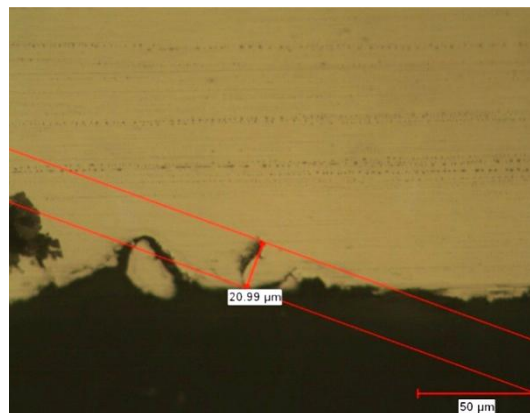
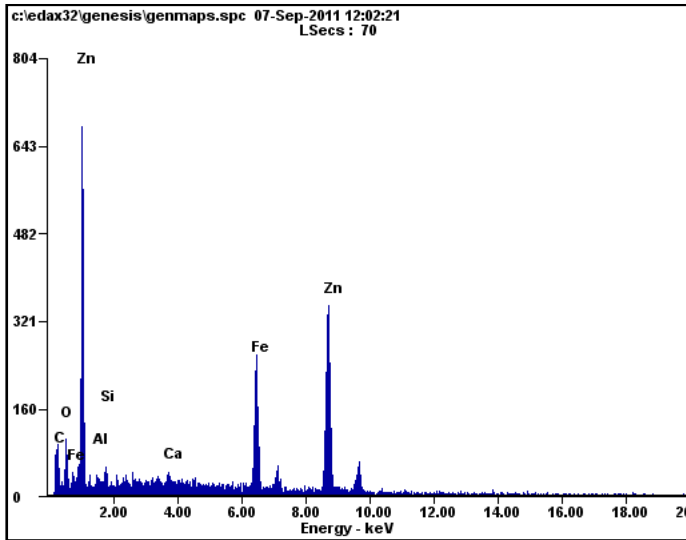


Figura 4.15. Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 4 tomada a 400X en el microscopio óptico.

Después se realizó un microanálisis para observar la composición química presente en el material, donde los resultados se muestran a continuación en las figuras 4.16, 4.17, 4.18, 4.19, 4.20, 4.21 y 4.22.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>CK</i>	14.93	43.60
<i>OK</i>	04.48	09.82
<i>AlK</i>	00.93	01.21
<i>SiK</i>	01.34	01.68
<i>CaK</i>	00.62	00.54
<i>FeK</i>	15.77	09.91
<i>ZnK</i>	61.92	33.23
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

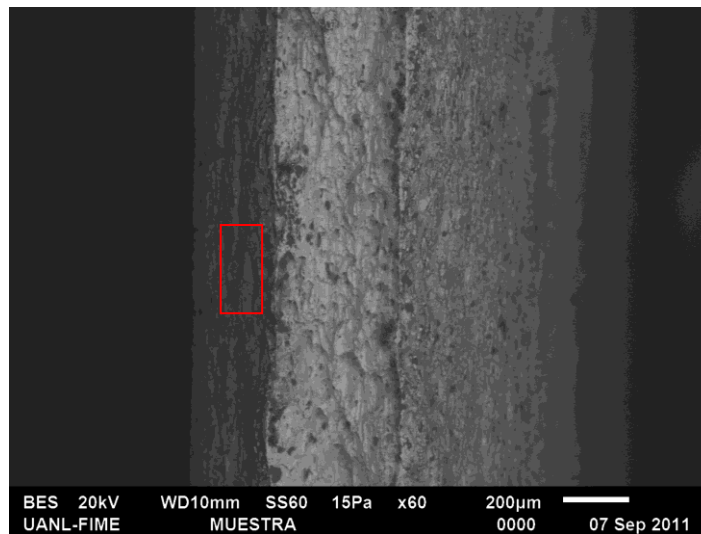
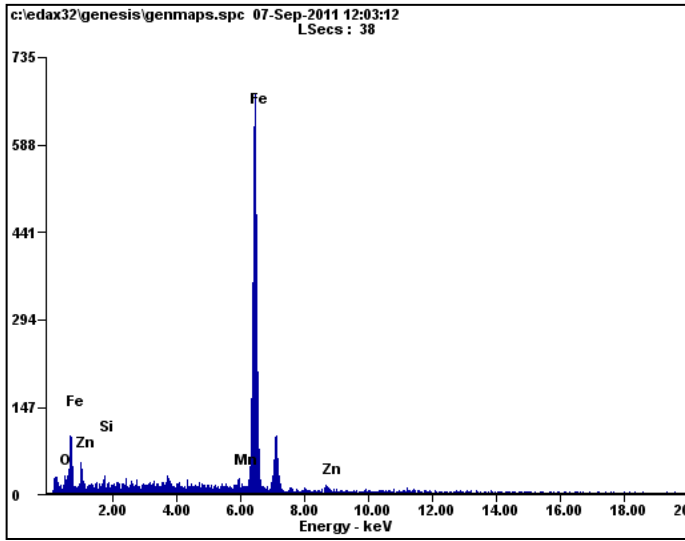


Figura 4.16. Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en la superficie del material.



Element	Wt%	At%
OK	01.85	06.16
SiK	00.74	01.41
MnK	02.00	01.94
FeK	90.80	86.73
ZnK	04.61	03.76
Matrix	Correction	ZAF

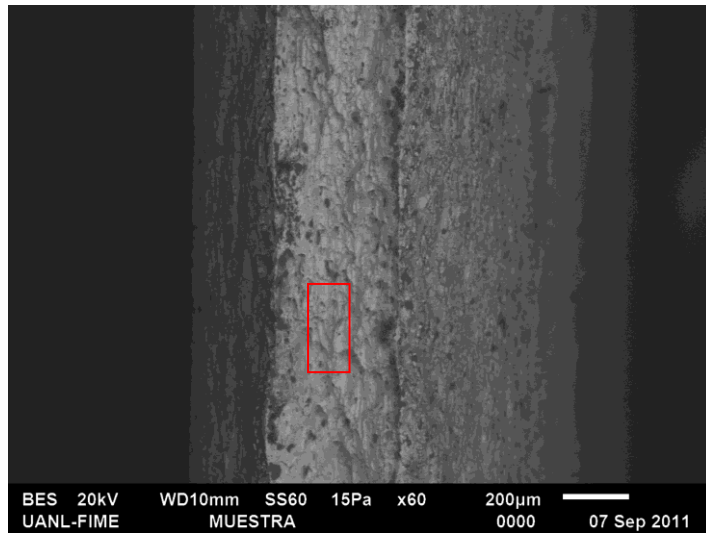
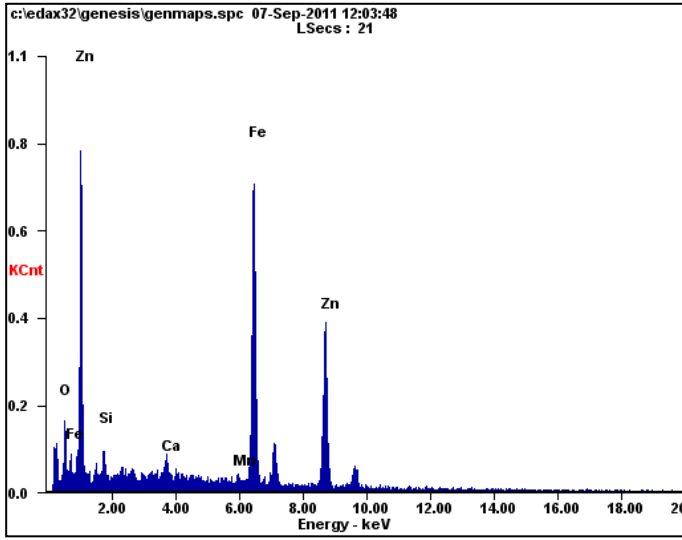


Figura 4.17. Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en el centro del material.



Element	Wt%	At%
OK	05.28	17.08
SiK	01.80	03.32
CaK	01.03	01.33
MnK	00.97	00.91
FeK	39.43	36.56
ZnK	51.50	40.79
Matrix	Correction	ZAF

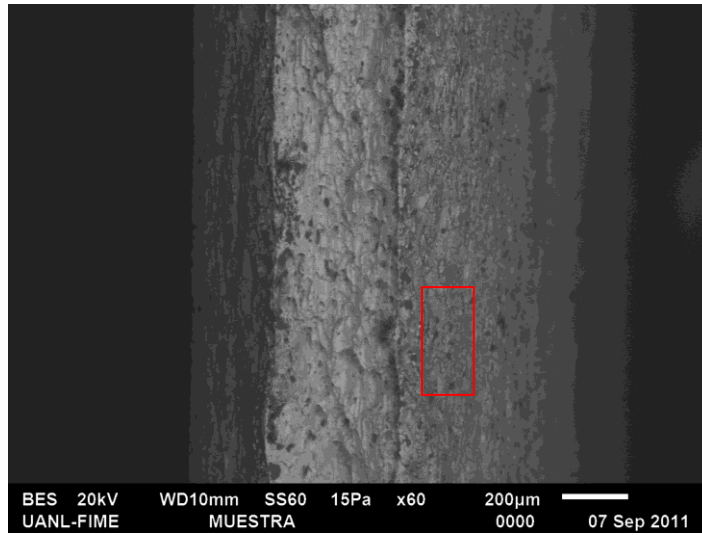
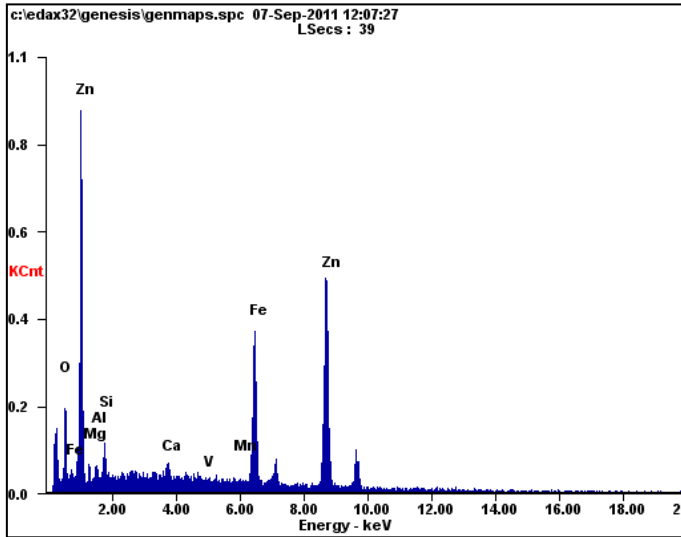


Figura 4.18. Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en la superficie del material.



Element	Wt%	At%
OK	06.39	19.88
MgK	01.27	02.59
AlK	01.19	02.20
SiK	02.71	04.79
CaK	01.14	01.41
VK	00.66	00.64
MnK	00.88	00.80
FeK	18.83	16.77
ZnK	66.93	50.92
Matrix	Correction	ZAF

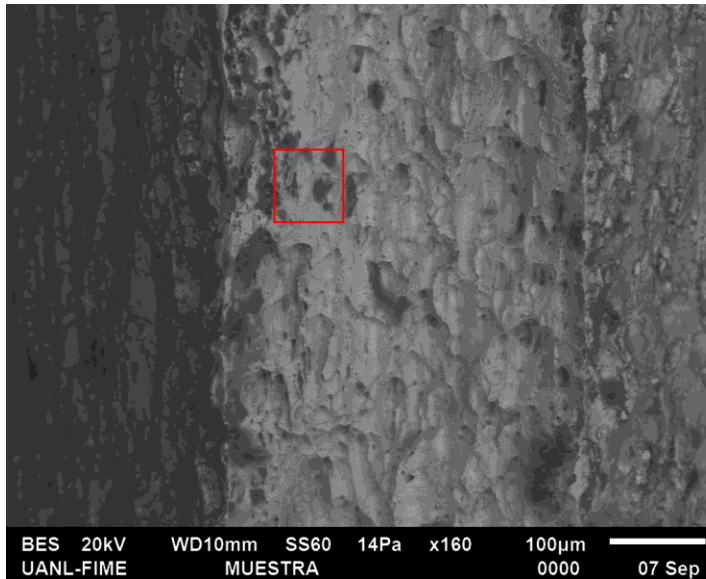
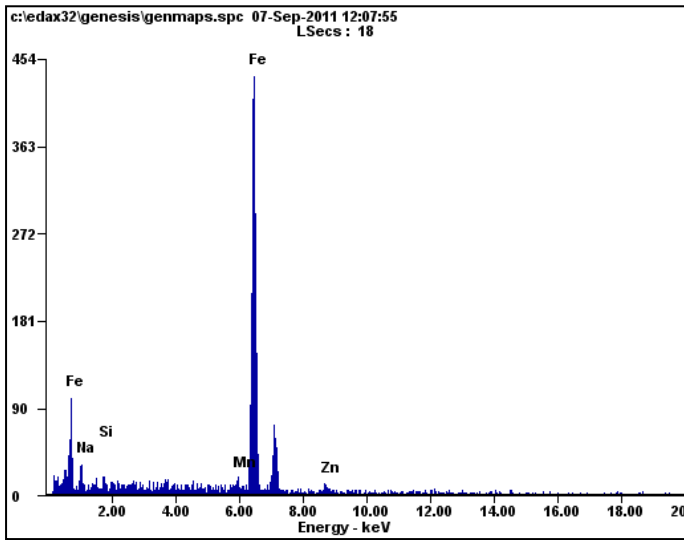


Figura 4.19. Microanálisis general del material HSLA tomada a 160X en la superficie del material.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>NaK</i>	05.13	11.54
<i>SiK</i>	01.08	01.99
<i>MnK</i>	02.37	02.23
<i>FeK</i>	87.79	81.36
<i>ZnK</i>	03.63	02.87
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

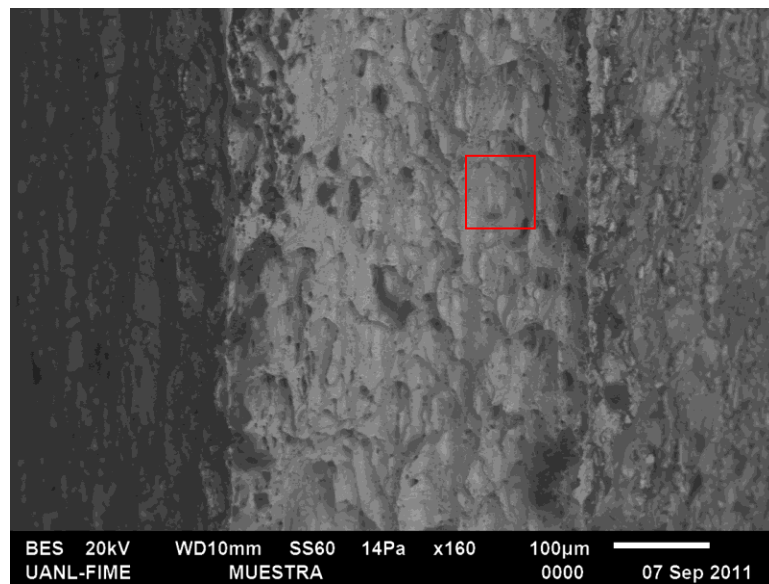
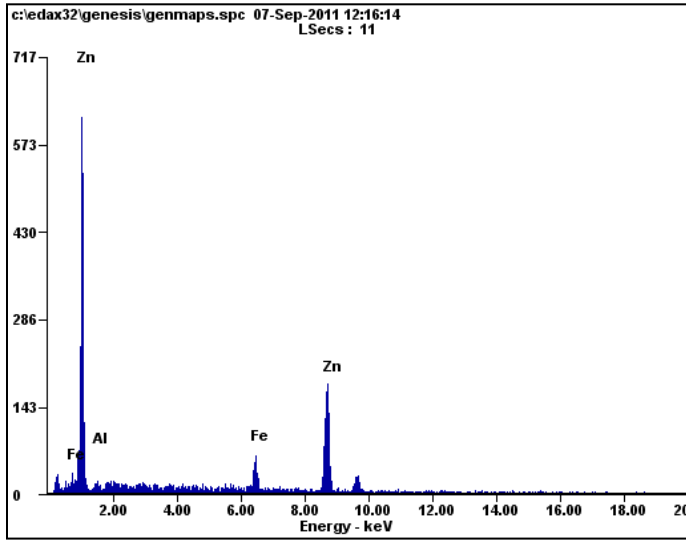


Figura 4.20. Microanálisis general del material HSLA tomada a 160X en el centro del material.



Element	Wt%	At%
AlK	01.69	03.94
FeK	10.55	11.85
ZnK	87.76	84.21
Matrix	Correction	ZAF

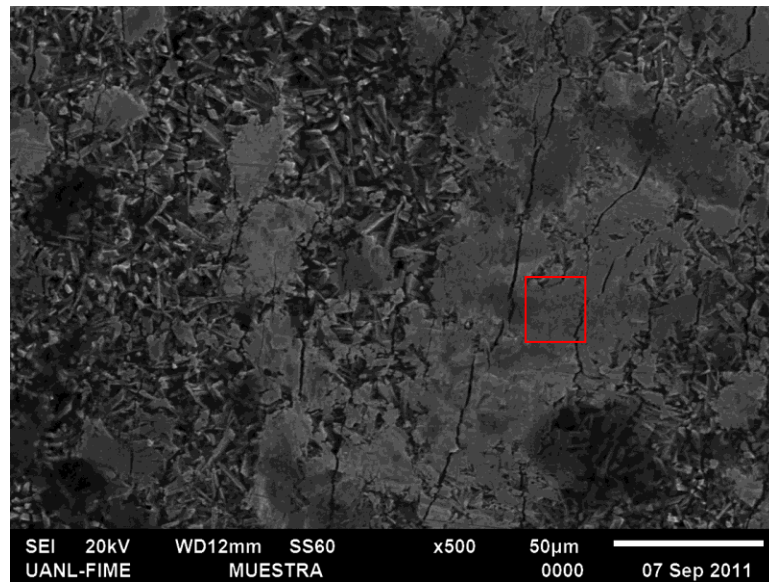
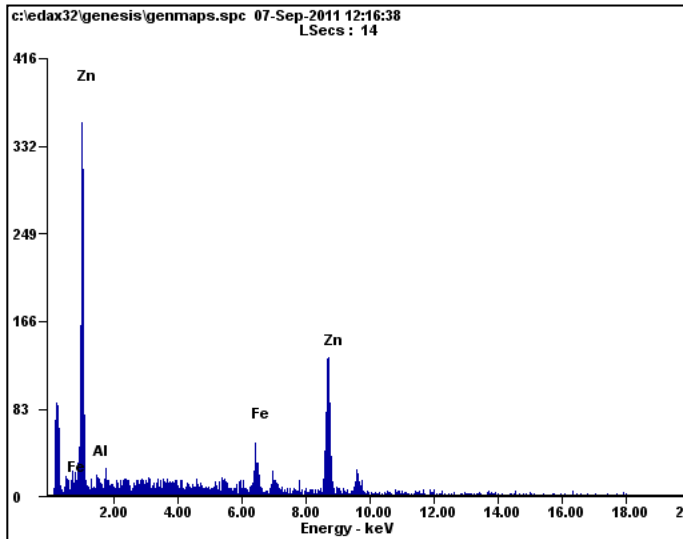


Figura 4.21. Microanálisis general del material HSLA tomada a 500X en la superficie del material.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>AlK</i>	02.52	05.78
<i>FeK</i>	12.55	13.90
<i>ZnK</i>	84.92	80.32
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

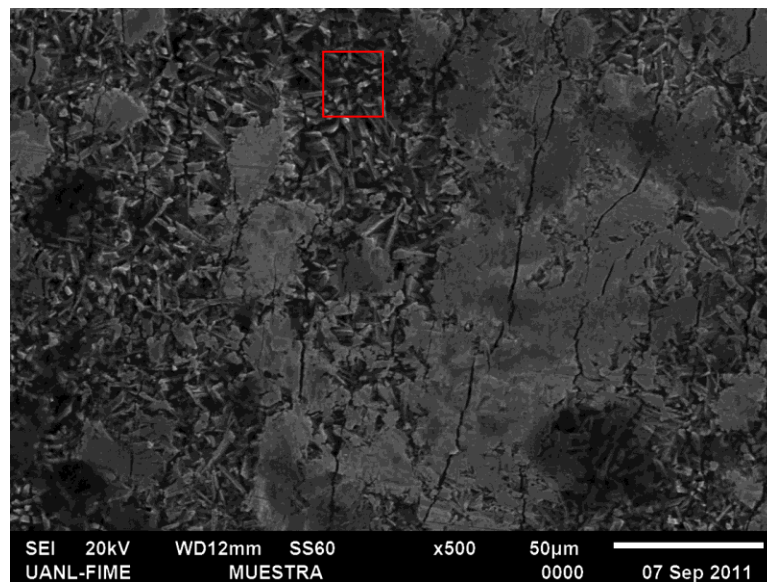


Figura 4.22. Microanálisis general del material HSLA tomada a 500X en la superficie del material.

Con estos microanálisis se puede deducir que la superficie del material HSLA está recubierta de Galvanneal, mostrando mayor cantidad de Zinc en la superficie, por lo tanto las grietas sólo se encuentran en este recubrimiento por lo frágil que es y no se consideraran como un efecto principal para el comportamiento de vida a la fatiga del material.

4.5 ENSAYOS DE FATIGA

Los resultados que se obtuvieron de los ensayos de Fatiga se muestran en la tabla 4.3 al igual que esquemáticamente en la figura 4.23.

Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de Fatiga.

	Condición 1 (465 MPa)	Condición 2 (427.8 MPa)	Condición 3 (390.7 MPa)	Condición 4 (279.5 MPa)
Probeta 1 (no deformada)	2,650	42,384	88,840	200,000
Probeta 2 (0.018mm)	2,700	45,150	89,560	200,000
Probeta 3 (0.139 mm)	12,420	63,224	145,004	200,000
Probeta 4 (0.26mm)	43,000	60,689	145,204	200,000

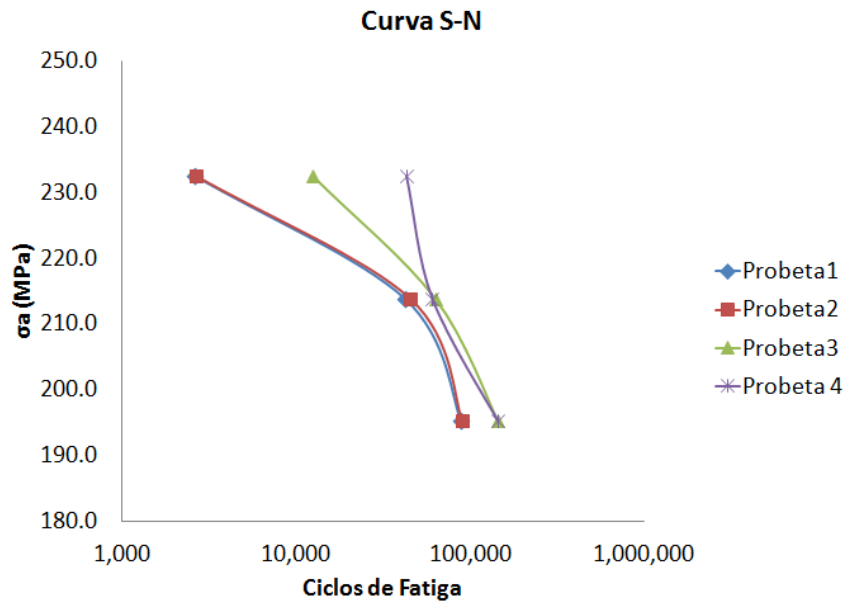


Figura 4.23. Curva Esfuerzo-Vida a la Fatiga del material HSLA a bajos ciclos.

Al analizar las curvas obtenidas, se puede observar que a mayores amplitudes de esfuerzos, menor es su resistencia a la fatiga y a menores amplitudes de esfuerzos mayor su resistencia a la fatiga, como era de esperarse; de igual forma se puede ver que en la condición cuatro tienen los mismos valores debido a que bajo esta condición las probetas nunca fracturaron y por lo cual se consideró que estaban en el límite de fatiga y después de 200,000 ciclos se detendría la prueba.

Como al igual, en la figura 4.24 se puede analizar de forma más clara los resultados y en donde la probeta 4, que es la que está más deformada, tiene mayor resistencia a la fatiga en todas las condiciones, esto comparada con las demás probetas.

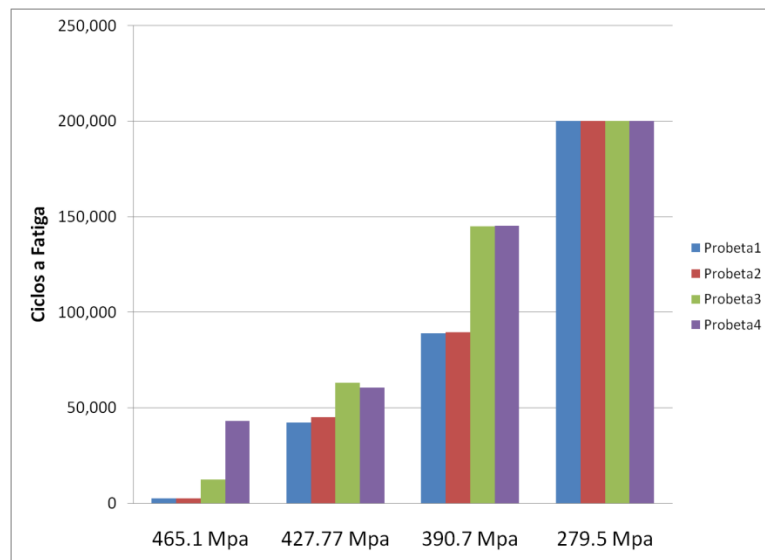


Figura 4.24. Representación esquemática de los resultados obtenidos de los ensayos de Fatiga.

Esto puede ser causado debido a un endurecimiento por deformación antes de los ensayos de fatiga, al haberse pre-deformado el material y por la cantidad de dislocaciones presentes en el material causadas por el desplazamiento de planos debido a los esfuerzos fluctuantes ocasionados por los ensayos de fatiga.

4.6 FRACTURAS

Después de haberse realizado los ensayos de fatiga, se procedió a observar las fracturas en el SEM, obteniendo como resultado las imágenes que se muestran a continuación:

En las figuras 4.25, 4.29 y 4.33 se muestra la fractura de la probeta 2 (deformada 4.61%) bajo la condición 1 (465.1 MPa), probeta 3 (deformada 35.64%) bajo la condición 2 y la probeta 4 (deformada 66.66%) bajo la condición 3, respectivamente, cuando fueron expuestas a los ensayos de fatiga.

En las figuras 4.26, 4.30 y 4.34 se puede observar a diferentes magnificaciones la esquina izquierda de la probeta en donde se inició la grieta propagándose (formación de estriaciones) por toda la probeta hasta finalizar en la esquina derecha figuras 4.27, 4.31 y 4.35 para la probeta 2 condición 1, probeta 3 condición 2 y probeta 4 condición 3, respectivamente, siendo en todas una fractura transgranular.

A la superficie de las probeta se les realizó una metalografía observando su microestructura y el área de la grieta, en donde se pudo observar que conforme se acerca al área de la grieta los granos se encuentran más deformados y alargados, lo cual se muestra en las figuras 4.28, 4.32 y 4.36, para la probeta 2 condición 1, probeta 3 condición 2 y probeta 4 condición 3, respectivamente.

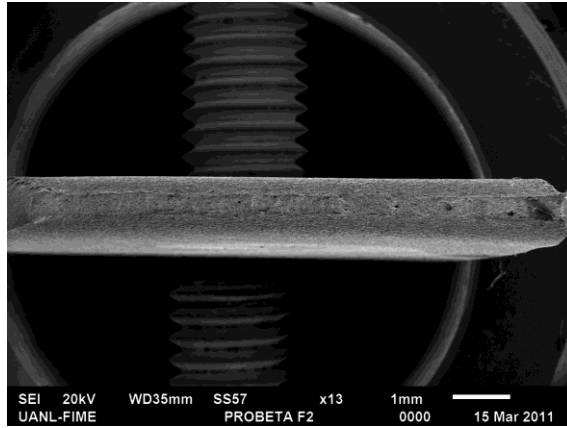


Figura 4.25. Imagen en SEM a 13X en donde se observa la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1.

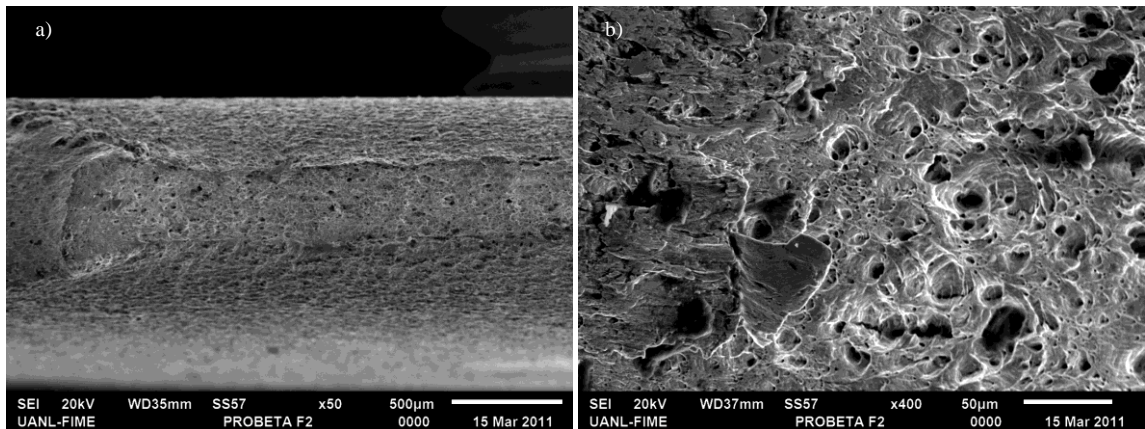


Figura 4.26. Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1, a) a 50X y b) a 400X.

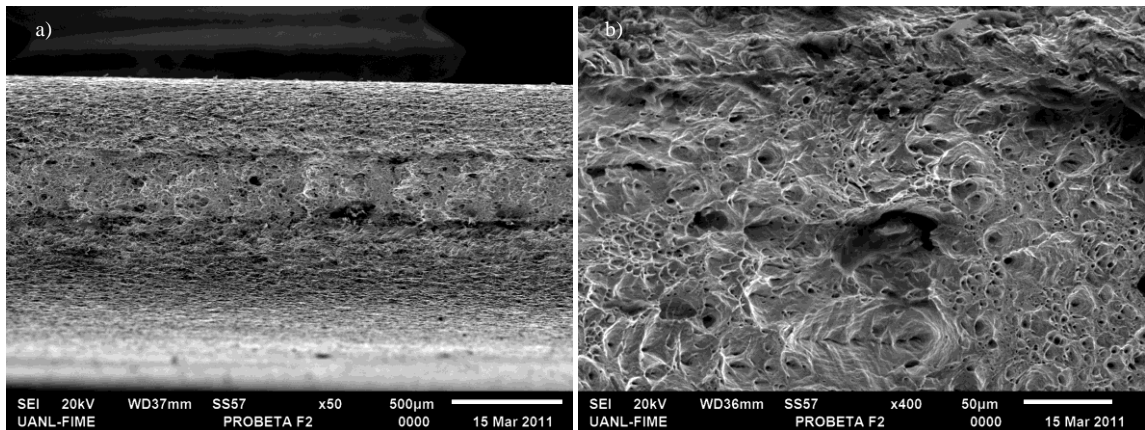


Figura 4.27. Imagen en SEM en donde se observa el centro de la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1, a) a 50X y b) a 400X.



Figura 4.28. Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1 a 400X.

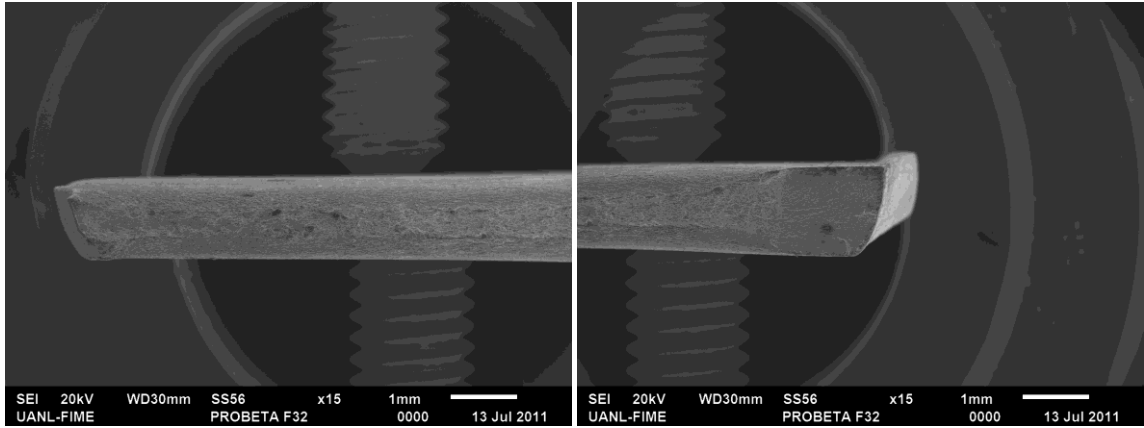


Figura 4.29. Imagen en SEM a 15X en donde se observa la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2.

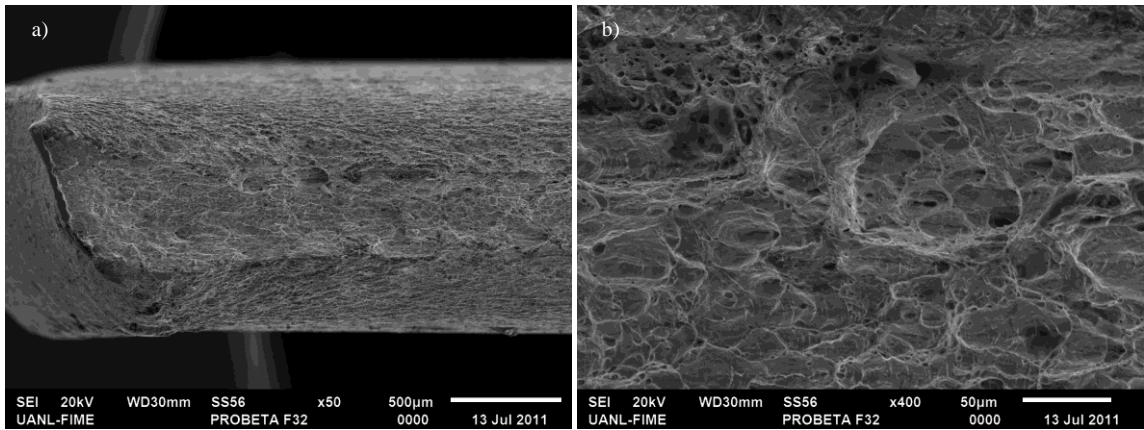


Figura 4.30. Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2, a) a 50X y b) a 400X.

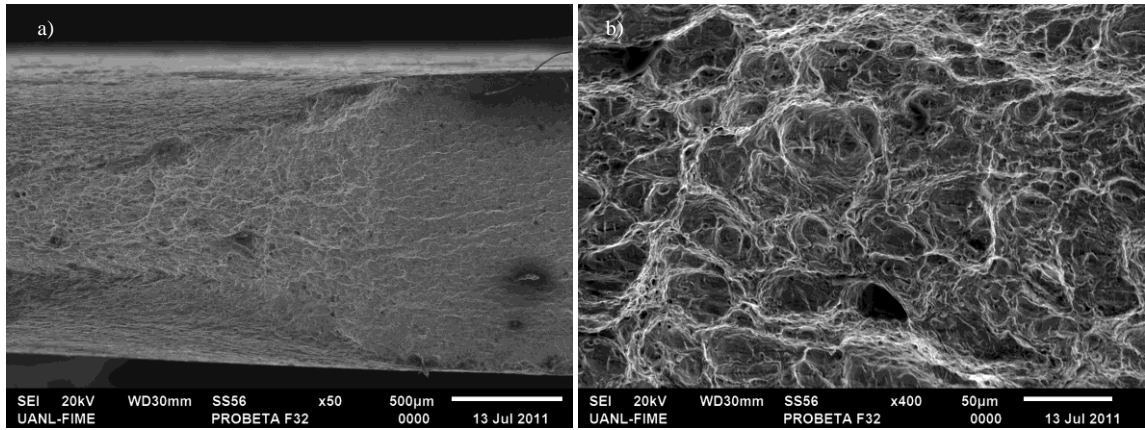


Figura 4.31. Imagen en SEM en donde se observa el extremo derecho de la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2, a) a 50X y b) a 400X.

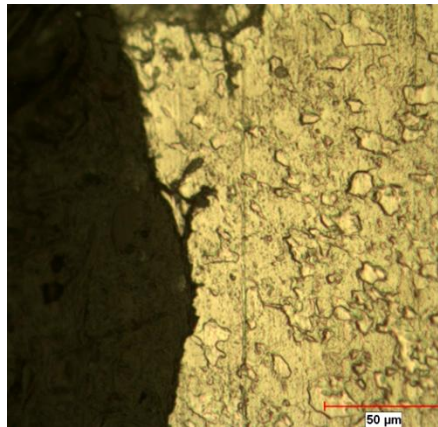


Figura 4.32. Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2 a 400X.

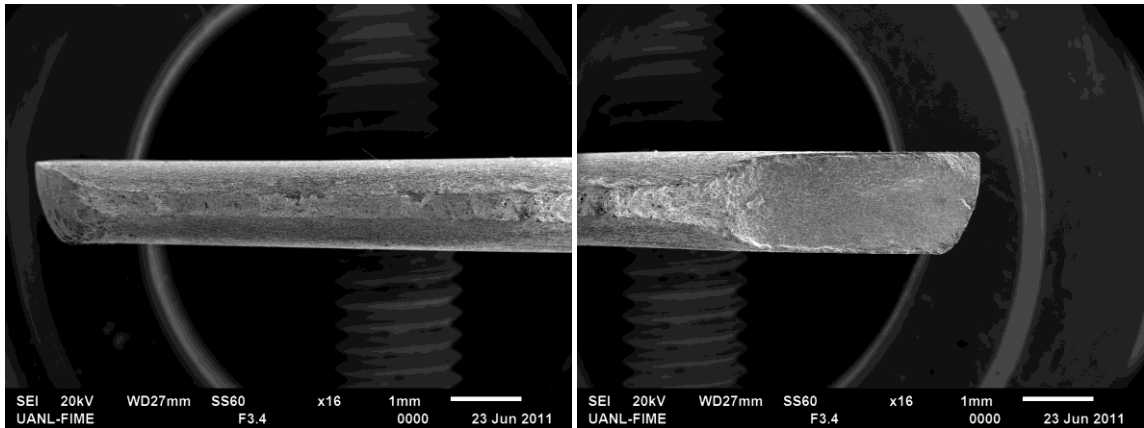


Figura 4.33. Imagen en SEM a 16X en donde se observa la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3.

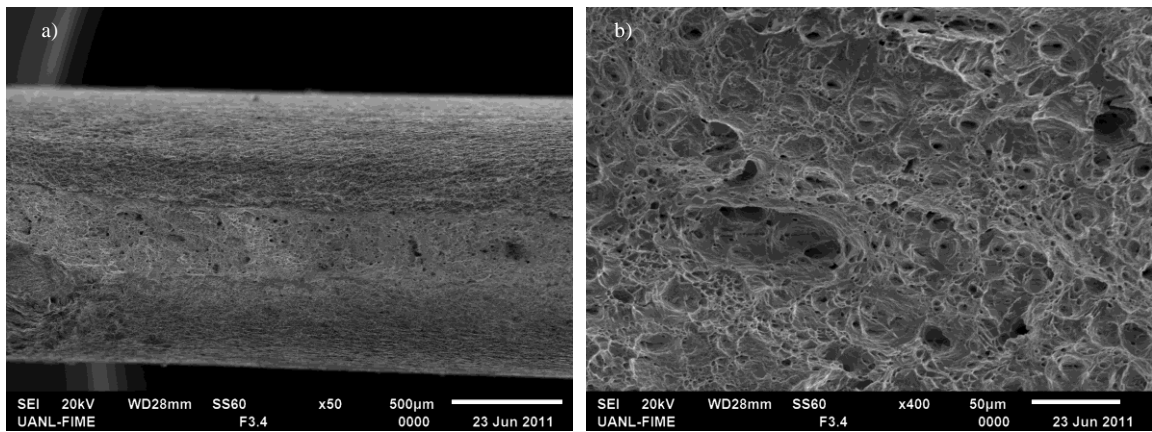


Figura 4.34. Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3, a) a 50X y b) a 400X.

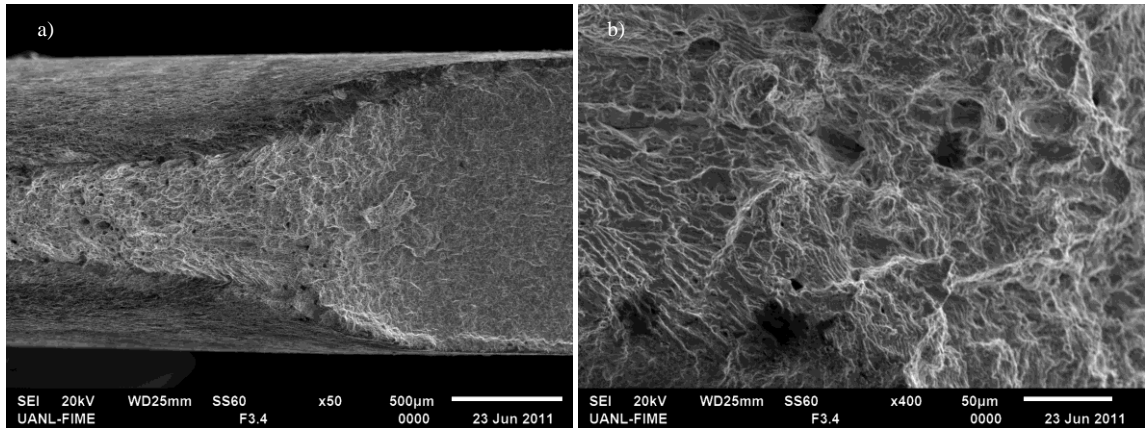


Figura 4.35. Imagen en SEM en donde se observa el extremo derecho de la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3, a) a 50X y b) a 400X.

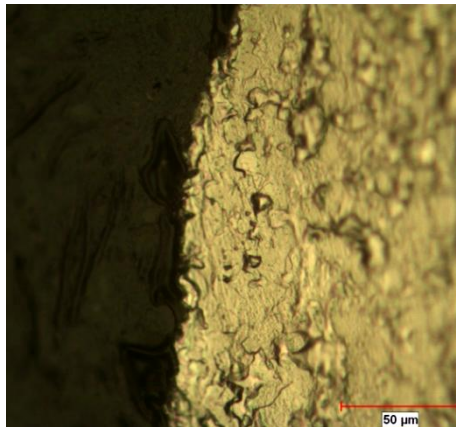


Figura 4.36. Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3 a 400X.

Con las imágenes mostradas anteriormente, se puede deducir que las todas las fracturas fueron transgranulares, esto debido a que el material presenta mucha ferrita, la cual es muy dúctil y probablemente sea una de las causas en que se presentara este tipo de fractura. Al igual que en todos los casos se observó el tipo y morfología de la fractura donde existía más deformación en los granos cercanos a la fractura.

4.7 MICRODUREZA

Los resultados de las pruebas de microdureza se muestran en la tabla 4.4

Tabla 4.4 Resultados de microdurezas.

Probetas	Condición 1	Condición 2	Condición 3	Antes de Fatiga
Probeta 1	209.3 ± 11.3	167.9 ± 18.6	157.3 ± 9.3	156.6 ± 4.2
Probeta 2	202.0 ± 10.4	165.3 ± 12.9	157 ± 16.5	168.6 ± 4.9
Probeta 3	189.6 ± 2.9	163.5 ± 14.3	156.6 ± 10	183.4 ± 3.4
Probeta 4	207.5 ± 11.7	162 ± 7.2	166.6 ± 7.1	207.3 ± 4.3

A continuación se presenta una gráfica (figura 4.37) en la cual se puede entender más claramente el comportamiento del material durante los ensayos de fatiga.

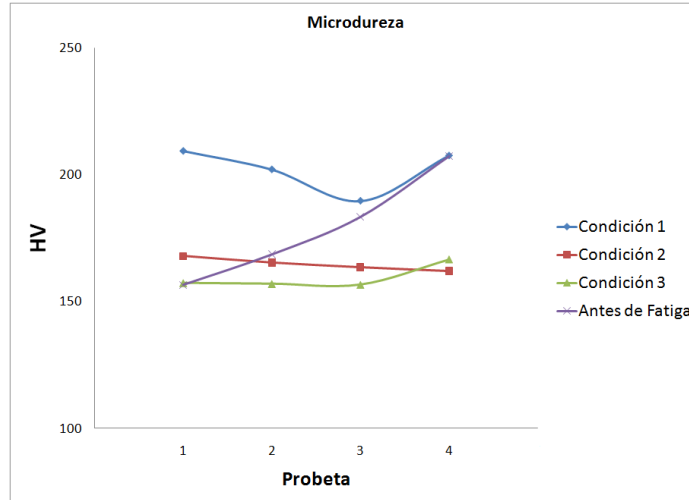


Figura 4.37. Gráfica de la microdureza para las 4 probetas bajo las diferentes condiciones de ensayos de fatiga.

En las probetas que están pre-deformadas pero antes de los ensayos de fatiga, se ve claramente donde hay un endurecimiento por deformación, es decir, la probeta que estaba más deformada resultó con una microdureza mas alta comparada con las demás, y de igual manera se puede ver que existe un ablandamiento cíclico, en donde dicho comportamiento se puede explicar debido al movimiento de dislocaciones presentes en el material y al endurecimiento por fatiga que se refiere a que entre más alto sea el esfuerzo que se le aplica mayor será su dureza, esto lo comenta Toshikazu Akahori [26]. Al igual esta mejora de la propiedad de dureza en las condiciones monotónicas lo presentó Fredriksson en sus estudios sobre las propiedades mecánicas del acero HSLA-V.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES

A continuación se presentan las conclusiones que se obtuvieron de este trabajo de investigación.

- La microestructura del acero HSLA está compuesta por dos fases predominantes: ferrita y perlita; tiene un tamaño de grano muy fino 6.3 ± 0.3 μm /grano y los elementos que están más presentes en este material son Fe-Mn.
- El valor máximo del esfuerzo de tensión se encuentra a los 90° con respecto a la dirección de laminación y es de 465 MPa, presenta una buena ductilidad y anisotropía.
- A mayor amplitud de esfuerzos la resistencia a la fatiga es menor y a menores amplitudes la resistencia a la fatiga es mayor, siendo la probeta mas pre-deformada la que tiene mejor resistencia a la fatiga.

- El tipo de fractura en todos los casos fue transgranular, es decir, dirigiéndose entre los granos y con gran deformación plástica; lo cual es representativo de los bajos ciclos de fatiga.
- Al observar el tipo y morfología de la fractura se concluyó que existía más deformación en los granos cercanos a la fractura.
- El material presenta un comportamiento de endurecimiento por deformación antes de los ensayos de fatiga, siendo esta la principal causa de la resistencia a la fatiga de un material HSLA pre-deformado.
- Entre más se exponga a esfuerzos cíclicos de fatiga el material se va ablandando, por lo tanto tendrá una vida a la fatiga más larga.

Referencias

- [1] L.A. Dobrzański, A. Grajcar, W. Borek. Microstructure evolution of high-manganese steel during the thermomechanical processing. *Archives of Materials Science and Engineering*, Volume 37, Issue 2, 2009, Pages 69-76.
- [2] ASM Handbook Volume 1 - Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. 2005
- [3] ASM Handbook Volume 9 - Metallography and Microstructures. 2004.
- [4] M. Takahashi, O. Kawano, T. Hayashida, R. Okamoto, and H. Taniguchi, High Strength Hot-Rolled Steel Sheets for Automobiles, *Nippon Steel Technical Report No. 88*, July 2003, p 1–12
- [5] D. Beynon, T.B. Jones, and G. Fourlaris, Effect of High Strain Rate Deformation on Microstructure of TRIP Steels Tested Under Dynamic Tensile Conditions, *Mater. Sci. Technol.*, 2005, 21(1), p 103–112
- [6] Y. Tomota, H. Tokuda, Y. Adachi, M. Wakita, N. Minakawa, A. Moriai, and Y. Morii, Tensile Behavior of TRIP-Aided Multiphase Steels Studied by In situ Neutron Diffraction, *Acta Mater.* 2004, 52,p 5737–5745
- [7] K. Hulka, The Role of Niobium in Cold Rolled TRIP Steel, *J. Mater. Sci. Forum*, 2005, 473, p 91–102
- [8] M.A. Islam, S. Chen, and Y. Tomota. Tensile and Plane Bending Fatigue Properties of Two TRIP Steels at Room Temperature in the Air—A Comparative Study. *JMEPEG* (2007) 16:248–253.
- [9] William D. Callister, *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Editorial Reverté, S.A., Vol 2, 1998.

- [10] George E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Compañía McGraw-Hill Book, 1988.
- [11] Donald Askeland, *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Cuarta Edición, 2006, Editorial Thomson.
- [12] ASTM E517, *Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*, 2000, pag 1-8.
- [13] Nissan Engineering Standard, *Zinc Coating (Hot-Dipped) on Steel Plates and Steel Strips for Automobiles M2027*, 2009, pag 1-39
- [14] R. Narayanasamy, C. Sathiya Narayanan. Formability of HSLA and EDDQ steels of tube products of India. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences* Vol. 12, April 2005, pp. 141-150.
- [15] Ralph I. Stephens, Ali Fatemi, Robert R. Stephens, Henry O. Fuchs. *Metal Fatigue in Engineering*, Segunda Edición, 2001, una publicación de Wiley-Interscience.
- [16] S. Suresh, *Fatigue of Material*, Segunda Edición, 1998, Cambridge University Press.
- [17] ASTM E1823, *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, 2010, pag. 1-23.
- [18] Basquin OH. The exponential law of endurance tests. *Am Soc Testing Mater Proc* 1910;10:625–30.
- [19] Fatemi, A. Plaseieda, A.K. Khosrovanehb, D. Tanner. Application of bi-linear log–log S–N model to strain-controlled fatigue data of aluminum alloys and its effect on life predictions. *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 1040–1050.
- [20] A. M. Sherman, *Fatigue Properties of High Strength-Low Alloy Steels*. *Metallurgical transactions A*. Volume 6A, Mayo 1975, pag. 1035-1040.
- [21] K. Fredriksson, A. Melander and M. Hedman. Influence of prestraining and ageing on fatigue properties of high-strength sheet steels. *Int J Fatigue* 10 No 3 (1988) pp 139-151.
- [22] Q. Le, H. Kang, G. Kridli, A. Khosrovaneh, B. Yan. Modified strain-life equation to consider the effect of different prestrain paths for dual phase sheet steel. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 3525–3531.

[23] ASM Handbook Volume 08 - Mechanical Testing and Evaluation, 2000.

[24] D.R. Shouler, J.M. Allwood. Design and use of a novel sample design for formability testing in pure shear. *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 1304–1313.

[25]<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/ENG/default.asp?catid=175&pageid=21444165>
94

[26] Toshikazu Akahori, Mitsuo Niimomi, and Kei-Ichi Fukunaga. An Investigation of the Effect of Fatigue Deformation on the Residual Mechanical Properties of Ti-6Al-4V ELI. *Metallurgical and Materials Transactions A Volume 31A*, Agosto 2000, pag 1937-1948.

Índice de Tablas

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas reportadas en la literatura para el acero HSLA a utilizar en la presente tesis. [13]	30
Tabla 3.1 Composición química del acero HSLA utilizado en la presente tesis.	56
Tabla 3.2 Condiciones de esfuerzos de los ensayos de fatiga.	63
Tabla 3.3 Magnitudes de pre deformación de las probetas para posteriormente hacer los ensayos de fatiga.	64
Tabla 4.1. Resultados de los ensayos de Tensión.	75
Tabla 4.2. Promedio de cada ángulo en los ensayos de Tensión.	75
Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de Fatiga.	87
Tabla 4.4 Resultados de microdurezas.	96

Índice de Figuras

Figura 2.1. Comparación General respecto a la prueba de Impacto Charpy con muesca V para un acero de medio carbono (ASTM A7), un acero HSLA, y un acero de construcción con tratamiento térmico, imagen tomada del ASM Handbook 1[2].	12
Figura 2.2. Microestructura de una placa de laminación de un acero microaleado, mostrando granos de ferrita equiaxiales con bandas de perlita. Magnificación original 200X, imagen tomada del ASM Handbook 9 [3].	13
Figura 2.3. Microestructura de un acero TRIP 590, tomado del artículo “Tensile and Plane Bending Fatigue Properties of Two TRIP Steels at Room Temperature in the Air—A Comparative Study” [8]	15
Figura 2.4. Micrografía de un acero DP, imagen tomada del ASM Handbook 9 [3].	16
Figura 2.5. Diagrama de Fases Hierro-Carbono [2]	16
Figura 2.6. Ilustración esquemática de cómo una carga de tensión produce una elongación y una deformación lineal positiva.	18
Figura 2.7. Representación esquemática de la maquina utilizada para las pruebas de tensión. [9]	18
Figura 2.8. La magnitud del módulo de elasticidad es proporcional a la pendiente de cada curva en la separación de equilibrio interatómicas r_0 . [9]	20
Figura 2.9. Elongación axial (z) (deformación positiva) y contracción lateral (x y y) (deformación negativa) [9]	21

Figura 2.10. Curva de tensión típica de un metal que muestra las deformaciones elástica y plástica, el límite proporcional P y el Esfuerzo de Cedencia σ_y [9]	22
Figura 2.11. Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación ingenieril hasta la fractura, punto F.	23
Figura 2.12. Representación esquemática de los diagramas de tensión de materiales frágiles y dúctiles, ensayados hasta la fractura. [9]	24
Figura 2.13. Esquema donde se indica cómo se obtiene el módulo de resiliencia (correspondiente al área sombreada).	25
Figura 2.14. Representación esquemática de cuando un material dúctil es sometido a tensión, donde al inicio se produce el cuello y los huecos hasta llegar al final cuando se forma el labio cortante y se produce una fractura tipo copa y cono.	31
Figura 2.15. Hoyuelos que se forman en una fractura dúctil. En el centro se forman hoyuelos equiaxiales, donde crecen los microhuecos. Los hoyuelos alargados, que apuntan hacia el origen de la falla, se forman en el labio de corte.	33
Figura 2.16. Imágenes de la superficie de fractura de un acero HSLA tomadas en SEM a 1500x [14]	33
Figura 2.17. Ciclo simétrico de carga invertida, en el cual la tensión fluctúa desde una tracción máxima (+) hasta una compresión (-) de igual magnitud.	36
Figura 2.18. Ciclo de carga repetida, en el cual las tensiones máximas y mínimas son asimétricas en relación al nivel cero de carga; se indica la tensión media, σ_m , intervalo de tensiones σ_r y la amplitud de la tensión σ_a .	37
Figura 2.19. Ciclos de tensiones al azar.	37
Figura 2.20. Curvas Esfuerzo-Deformación monotónica y cíclica para (a) HRLC steel, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti. [20]	43
Figura 2.21. Curva deformación-vida del acero HSLA-V, para el material como de llegada y pre-deformado. [20]	44
	105

Figura 2.22. Curvas esfuerzo- deformación a la vida media a la fatiga de los cuatro aceros estudiados en la condición de llegada. [21]	45
Figura 2.23. Esfuerzo de deformación plástica vs deformación para pruebas monotónicas en tensión uniaxial, para el acero HSLA500 despues de varios tratamientos: AR cómo se recibe, ES pre-deformado en tensión equibiaxial y ES + BH pre-deformado en tensión equibiaxial mas envejecido. [21]	46
Figura 2.24. Vida a la fatiga vs amplitud de deformación total, para los cuatro aceros después de haber sido pre tratados. [21]	47
Figura 2.25. Curva deformación-vida a la fatiga bajo las condiciones de material sin deformar y pre-deformado uniaxialmente[22].	48
Figura 2.26. Curva deformación-vida a la fatiga bajo las condiciones de material sin deformar y pre-deformado por deformación plana [22].	49
Figura 2.27. Componente de un automóvil el cual es fabricado mediante el proceso de estampado.	51
Figura 2.28. Representación esquemática de un diagrama de límite de formabilidad (FLD) [25]	52
Figura 3.1 Representación esquemática del procedimiento de pruebas metalográficas.	56
Figura 3.2 Microscopio Óptico.	56
Figura 3.3 Microscopio Electrónico de Barrido.	57
Figura 3.4 Tamaño de probeta para Ensayos de Tensión.	58
Figura 3.5. Maquina de Corte por chorro de agua.	58
Figura 3.6 Probetas en corte de 0°, 45° y 90° respecto a la laminación.	59
Figura 3.7 Comparación de probetas, a) probeta no pulida, b) probeta pulida.	60
Figura 3.8 Representación esquemática de W1, W2 y W3, explicadas anteriormente; y también se observa como quedara la probeta al final de este procedimiento.	61
Figura 3.9 Maquina Universal Shimadzu.	62
	106

Figura 3.10. Probetas pre-deformadas, la marcada con el #1 (Probeta 2) esta pre-deformada a 0.018mm/mm, la #2 (Probeta 3) a 0.139mm/mm y la #3 (Probeta 4) a 0.26mm/mm.	64
Figura 3.11. Microdurómetro Vickers.	66
Figura 3.12 Representación esquemática del procedimiento de montaje en frío.	67
Figura 4.1 Micrografía a 400X en sección transversal.	69
Figura 4.2 Micrografía a 400X en sección longitudinal.	70
Figura 4.3. Microanálisis general del material HSLA tomada a 400X.	71
Figura 4.4 Curva Esfuerzo-Deformación del material HSLA. Curvas 1, 2 y 3 a 0°; Curvas 4, 5 y 6 a 45°; y Curvas 7, 8 y 9 a 90° con respecto a la dirección de laminación.	72
Figura 4.5 Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 0° con respecto a la dirección de laminación.	73
Figura 4.6 Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 45° con respecto a la dirección de laminación.	74
Figura 4.7. Gráfica para obtener el valor de n a un ángulo de 90° con respecto a la dirección de laminación.	74
Figura 4.8. Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 1, a) a 300X y b) a 1000X.	77
Figura 4.9 Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 1 tomada a 400X en el microscopio óptico.	77
Figura 4.10 Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 2, a) a 300X y b) a 1000X.	78
Figura 4.11 Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 2 tomada a 400X en el microscopio óptico.	78
Figura 4.12 Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 3, a) a 300X y b) a 1000X.	78
Figura 4.13 Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 3 tomada a 400X en el microscopio óptico.	79
Figura 4.14 Imagen en SEM de la superficie de la Probeta 4, a) a 300X y b) a 1000X.	79

Figura 4.15 Imagen de la sección longitudinal de la Probeta 4 tomada a 400X en el microscopio óptico.	79
Figura 4.16 Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en la superficie del material.	80
Figura 4.17 Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en el centro del material.	81
Figura 4.18 Microanálisis general del material HSLA tomada a 60X en la superficie del material.	82
Figura 4.19 Microanálisis general del material HSLA tomada a 160X en la superficie del material.	83
Figura 4.20 Microanálisis general del material HSLA tomada a 160X en el centro del material.	84
Figura 4.21 Microanálisis general del material HSLA tomada a 500X en la superficie del material.	85
Figura 4.22 Microanálisis general del material HSLA tomada a 500X en la superficie del material.	86
Figura 4.23 Curva Esfuerzo-Vida a la Fatiga del material HSLA a bajos ciclos.	87
Figura 4.24 Representación esquemática de los resultados obtenidos de los ensayos de Fatiga.	88
Figura 4.25 Imagen en SEM a 13X en donde se observa la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1.	90
Figura 4.26 Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1, a) a 50X y b) a 400X.	90
Figura 4.27 Imagen en SEM en donde se observa el centro de la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1, a) a 50X y b) a 400X.	91

Figura 4.28 Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 2, bajo la Condición 1 a 400X.	91
Figura 4.29 Imagen en SEM a 15X en donde se observa la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2.	92
Figura 4.30 Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2, a) a 50X y b) a 400X.	92
Figura 4.31 Imagen en SEM en donde se observa el extremo derecho de la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2, a) a 50X y b) a 400X.	93
Figura 4.32 Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 3, bajo la Condición 2 a 400X.	93
Figura 4.33 Imagen en SEM a 16X en donde se observa la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3.	94
Figura 4.34 Imagen en SEM en donde se observa el extremo izquierdo de la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3, a) a 50X y b) a 400X.	94
Figura 4.35 Imagen en SEM en donde se observa el extremo derecho de la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3, a) a 50X y b) a 400X.	95
Figura 4.36 Imagen de microscopio óptico en donde se observa superficialmente la fractura de la Probeta 4, bajo la Condición 3 a 400X.	95
Figura 4.37 Gráfica de la microdureza para las 4 probetas bajo las diferentes condiciones de ensayos de fatiga.	97

Índice de Ecuaciones

Eq. 2.1 Esfuerzo Ingenieril	19
Eq. 2.2 Deformación Ingenieril	19
Eq. 2.3 Ley de Hooke	19
Eq. 2.4 Relación de Poisson	21
Eq. 2.5 Porcentaje de Elongación	24
Eq. 2.6 Porcentaje de Reducción en Área	24
Eq. 2.7 Integral del módulo de Resiliencia	25
Eq. 2.8 Módulo de Resiliencia	25
Eq. 2.9 Esfuerzo Real	27
Eq. 2.10 Deformación Real	27
Eq. 2.11 Relación si no ocurre cambio de volumen durante la deformación	27
Eq. 2.12 Esfuerzo Real Nominal	27
Eq. 2.13 Deformación Real Nominal	27
Eq. 2.14 Endurecimiento por deformación	28
Eq. 2.15 Razón de deformación plástica	28
Eq. 2.16 Deformación en el ancho	28
Eq. 2.17 Deformación en el espesor	29
Eq. 2.18 Promedio de r (r_m) en 3 diferentes direcciones, a 0° (r_0), 45° (r_{45}) y 90° (r_{90})	29
Eq. 2.19 Esfuerzo promedio	38
Eq. 2.20 Intervalo de tensiones	38

Eq. 2.21 Amplitud de la tensión	38
Eq. 2.22 Cociente de tensiones	38
Eq. 2.23 Escala log-log Basquin	39
Eq. 2.24 Escala log-log Coffin y Manson	40
Eq. 2.25 La relación Coffin-Manson	40
Eq. 2.26 La relación Coffin-Manson y Basquin	41
Eq. 2.27 Sustitución de la ecuación 2.23 en la ecuación 2.26	41
Eq. 2.28 La base del enfoque de vida a la fatiga basada en la deformación	41