



POSGRADO INTERINSTITUCIONAL EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA

**“EFECTO DEL TRATAMIENTO SUPERFICIAL LSP EN
COMPONENTES DE ALUMINIO 6061-T6 CON MUESCAS DE
3 Y 5 MM DE DIÁMETRO DAÑADAS PREVIAMENTE POR
FATIGA”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO
ACADÉMICO DE:**

**MAESTRO EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA EN LA
ESPECIALIDAD DE DISEÑO Y DESARROLLO DE
SISTEMAS MECÁNICOS.**

PRESENTA:

ING. YAZMIN PARRA TORRES

ASESOR:

DR. CARLOS RUBIO GONZÁLEZ



SANTIAGO DE QUERÉTARO, QRO., Abril 2017

Agradecimientos

A mi familia por su apoyo, en especial a mis padres Evangelina Torres y Juan Parra por su educación y ejemplo.

M.C Eduardo José Trujillo por su apoyo, compartir sus conocimientos, brindarme su paciencia, confianza y estar en cada paso a mi lado, sin ti nada sería igual.

Dr. Carlos Rubio González por permitirme participar en su proyecto, brindarme sus conocimientos y por su apoyo incondicional.

Dr. José Luis Sánchez Gaytán y Dr. Luis del Llano Vizcaya por su tiempo y apoyo.

M.E. Bertha Elisa Velasco Sánchez por su interés en cada alumno, sus consejos y por ser como es.

M.C Salvador Pérez Arce Silva y L.A. Cruz Alicia Márquez Tecua por sus consejos, motivación y apoyo en cada momento.

Abstract

Laser shock processing (LSP) or laser shock peening is now a technique for metals strengthening. This process induces a compressive residual stress field which improves mechanical properties principally fatigue crack initiation life and reduces fatigue crack growth rate. In this work we evaluate the effect of LSP on aluminum 6061-T6 components with stress concentrators. Two types of CT specimens were tested with notches of 3mm and 5 mm. previous fatigue damage was induced on specimens before the LSP, in order to investigate the fatigue life enhancement of notched specimens. The specimens were subjected to cyclic loading until 25% and 50% of crack initiation life. For the LSP treatment a convergent lens was used to deliver 0.9 J and 6ns laser pulses by a Q-switch Nd: YAG laser, operating at 10 Hz. The pulses were focused to a diameter of 1.7 mm with 1064 nm of wavelength on to a layer-water immersed sample. Effect of pulse density in the residual stress field is evaluated as well. Residual stress distribution as a function of depth is assessed by the hole drilling method. The investigation includes a density of 2500 pulses/cm². Pre-cracked compact tension specimens were subjected to LSP process and then tested under cyclic loading with R = 0.1. Fatigue crack growth rate is determined and the effect of LSP process parameters is evaluated. Fatigue crack growth rate is compared in specimens with and without LSP process. In addition fracture toughness is determined in specimens with and without LSP treatment. It is observed that LSP reduces fatigue crack growth and increases fracture toughness.

Keywords: Laser Shock Processing; Fatigue Crack Growth; Stress Concentrators

Resumen

Laser Shock Processing (LSP) es ahora una técnica para fortalecimiento de metales. Este proceso induce un campo de tensión residual de compresión que mejora las propiedades mecánicas, principalmente la vida al inicio de grietas por fatiga y reduce la razón de crecimiento de grieta. Dos tipos de especímenes tensión compacta (Compact tension, CT) fueron probados con muescas de 3 mm y 5 mm, fue inducido daño previo por fatiga en los especímenes antes del LSP con el fin de investigar la mejora de la vida de fatiga de probetas con concentrador de esfuerzo. En este trabajo se evaluó el efecto del LSP en aluminio 6061-T6 en dos tipos de muestras CT pre-agrietados, fueron probados con muescas de 3 mm y 5 mm. Las muestras fueron sometidas a una carga cíclica hasta el 25% y 50% del inicio de grieta. Para LSP se utilizó una lente convergente para entregar 0,9 J y 6ns pulsos láser por un Nd Q-switch: YAG, operando a 10 Hz. Los pulsos se concentraron hasta un diámetro de 1,7 mm con 1064 nm de longitud de onda a una muestra sumergida en una capa de agua. Se evalúa el efecto de la densidad de impulsos en el campo de tensión residual. La distribución de esfuerzos residuales como una función de la profundidad se evalúa por el método de la perforación del agujero ciego. La investigación incluye una densidad de 2,500 pulsos / cm². Especímenes de tensión compactos pre-agrietado fueron sometidos a proceso LSP y después probados bajo cargas cíclicas con R = 0,1. Se determina razón de crecimiento de la grieta por fatiga y se evalúa el efecto de los parámetros del proceso LSP. La razón de crecimiento de la grieta por fatiga se compara en las muestras con y sin proceso de LSP. Además tenacidad a la fractura se determina en las muestras con y sin tratamiento LSP. Se observa que LSP reduce el crecimiento de grieta por fatiga y aumenta la resistencia a la fractura.

Palabras clave: Laser Shock Processing; Crecimiento de grietas por fatiga; Concentrador de esfuerzos

NOMENCLATURA

a	Longitud de grieta
a_c	Longitud de grieta crítica
a_e	Longitud de grieta en la zona plástica ajustada
a_i	Longitud inicial de la grieta
a_f	Longitud de grieta final
A	Relación de amplitud de esfuerzo
b	Longitud máxima de la grieta
C	Constante
da/dN	Razón de crecimiento de grieta por fatiga (mm/ciclos)
F	Función adimensional $F(a/b)$ para $K = FS\sqrt{\pi a}$
F_p	Función adimensional $F_p(a/b)$ para $K = F_p P/(t\sqrt{b})$
h	Distancia desde la punta de la grieta hasta el borde del miembro
k_f	Factor de fatiga en la muesca
k_t	Factor de concentración de esfuerzos elástico
K	Factor de intensidad de esfuerzo, MPa \sqrt{m}
K_I, K_{II}, K_{III}	Factores de intensidad de esfuerzos para modo I, II y III, MPa \sqrt{m}
K_{Ic}	Tenacidad a la fractura en deformación plana
K_C	Tenacidad a la fractura
KQ	Valor provisional de la tenacidad a la fractura, MPa \sqrt{m}
$Kmax$	Factor de intensidad de esfuerzos máximo en el ciclo de carga, MPa \sqrt{m}
$Kmin$	Factor de intensidad de esfuerzos mínimo en el ciclo de carga, MPa \sqrt{m}
M	Momento de flexión
M_o	Momento completamente plástico
N_{if}	Ciclos de vida en el crecimiento de la grieta
P	Carga aplicada (fuerza)
q	Sensibilidad en la muesca

r, θ, z	Coordenadas cilíndricas con el eje a lo largo del filo de la grieta
$r_{o\varepsilon}$	La mitad del tamaño de la zona plástica estimada para deformación plana
$r_{o\sigma}$	La mitad del tamaño de la zona plástica estimada para esfuerzos planos
R	Relación de esfuerzo
S	Esfuerzo nominal promedio; esfuerzo remoto aplicado uniformemente
S_g	S en sección transversal (basada sobre el área antes del agrietamiento)
t	Espesor
v	Desplazamiento
x, y, z	Ejes rectangulares alineados paralelamente y perpendicularmente al filo y plano de la grieta
α	Relación (a/b)
δ	Abertura de desplazamiento en la punta de la grieta
$\Delta\sigma$	Rango de esfuerzo
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$	Deformaciones normales en las direcciones ortogonales
θ	Angulo principal entre los esfuerzos residuales principales
ρ	Radio de la muesca
σ	Esfuerzo, MPa
σ_a	Amplitud de esfuerzo
σ_{ar}	Amplitud de esfuerzo completamente reversible
σ_e	Límite de fatiga
σ_m	Esfuerzo medio
σ_{\max}	Esfuerzo máximo
σ_{\min}	Esfuerzo mínimo
σ_o	Esfuerzo de cedencia
σ_u	Esfuerzo último
τ_{xy}	Esfuerzo cortante, en el plano xy, MPa
ΔK	Rango del factor de intensidad de esfuerzo, MPa \sqrt{m}

Contenido

NOMENCLATURA	iii
CAPÍTULO 1	x
INTRODUCCIÓN	1
1.1 Justificación	2
1.2 Objetivo	2
1.3 Hipótesis.....	2
1.4 Organización de la tesis.....	2
CAPÍTULO 2	3
MECÁNICA DE FRACTURA	4
2.1 Fundamentos de fractura.....	4
2.2 Mecánica de Fractura.....	5
2.3 Comportamientos de puntas de grietas en materiales.....	6
2.4 Factor de intensidad de esfuerzos	7
2.5 Tenacidad a la fractura y anisotropía del material.....	9
2.6 Limitaciones plásticas de MELF	10
2.7 Esfuerzo plano contra deformación plana	12
FATIGA EN MATERIALES METÁLICOS	13
2.8 Definición de fatiga	13
2.9 Fractura por fatiga.....	16
2.10 Crecimiento de grietas por fatiga.....	17
2.11 Propagación de grietas por fatiga en régimen elástico, Ley de Paris.....	18
2.12 Fatiga en ciclos altos.....	20
2.13 Miembros con muesca	21
MATERIAL	23
2.14 Descripción del material.....	23
2.15 Aleación AA6061	25
IMPERFECCIONES EN SÓLIDOS	27
2.16 Defectos interfaciales.....	27
2.18 Microscopía electrónica	29
LASER SHOCK PROCESSING	32
2.19 Tratamiento superficial Láser y LSP	32
ESFUERZOS RESIDUALES	33
2.20 Generación de un campo de tensiones residuales	33
2.21 Medida de tensiones residuales.....	34
CAPÍTULO 3	35

Desarrollo experimental.....	36
3.1 Procedimiento experimental.....	36
3.2 Configuración del equipo MTS	41
3.3 Pasos para realizar la prueba de fatiga	42
3.4 Método para efectuar el perfil de Esfuerzos Residuales	49
3.5 Observación microscópica	52
CAPÍTULO 4	56
Análisis de resultados.....	57
4.1 Razón de crecimiento de grieta da/dN	57
4.2 Razón de Crecimiento de Grieta vs. Factor de Intensidad de Esfuerzos.....	60
4.3 Perfil de esfuerzos residuales.....	63
4.4 Morfología.....	64
4.5 Microestructura de Fractura por fatiga.....	66
4.6 Aplicaciones.....	67
Conclusiones.....	68
Bibliografía.....	69

Lista de tablas

Tabla 1 Eutécticos del sistema Al-Mg-Si.....	26
Tabla 2 Solubilidad del Mg₂Si en función de la temperatura y del exceso del magnesio en la matriz.....	26
Tabla 3 Parámetros típicos de programación del sistema de posicionamiento XY.	33
Tabla 4 Composición química aleación 6061-T6	37
Tabla 5 Propiedades mecánicas de la aleación 6061-T6.....	37
Tabla 6 Registro de inicio de grietas de especímenes con un concentrador de 3 mm de diámetro	38
Tabla 7 Registro de inicio de grietas de especímenes con un concentrador 5 mm de diámetro	39
Tabla 8 Razón de crecimiento de grieta por fatiga	63

Lista de figuras

Capítulo 2

<i>Figura 2.1</i>	<i>a) Fractura copa-cono en el aluminio. b) Fractura frágil en un acero bajo en carbono.....</i>	<i>4</i>
<i>Figura 2.2</i>	<i>Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.....</i>	<i>6</i>
<i>Figura 2.3</i>	<i>Gráfica de esfuerzos finitos.....</i>	<i>7</i>
<i>Figura 2.4</i>	<i>Los tres modos de desplazamiento de las superficies de la grieta.....</i>	<i>8</i>
<i>Figura 2.5</i>	<i>Los esfuerzos que actúan en el frente de una grieta.....</i>	<i>8</i>
<i>Figura 2.6</i>	<i>Naturaleza anisotrópica del material que desarrolla durante la manufactura.....</i>	<i>10</i>
<i>Figura 2.7</i>	<i>Designaciones para el plano de grieta y dirección de crecimiento.....</i>	<i>10</i>
<i>Figura 2.8</i>	<i>Una grieta y la zona plástica, un amplio campo de K.....</i>	<i>11</i>
<i>Figura 2.9</i>	<i>Zona plástica pequeña comparada a dimensiones planas.....</i>	<i>11</i>
<i>Figura 2.10.</i>	<i>Zona plástica bajo condiciones de (a) esfuerzo plano, (b) deformación plana.....</i>	<i>12</i>
<i>Figura 2.11</i>	<i>Curva de vida en fatiga.....</i>	<i>15</i>
<i>Figura 2.12</i>	<i>Superficie de fractura por fatiga.....</i>	<i>16</i>
<i>Figura 2.13</i>	<i>Crecimiento de grieta en el peor de casos para una longitud mínima.....</i>	<i>18</i>
<i>Figura 2.14.</i>	<i>Curva característica de una propagación de grieta en material dúctil.....</i>	<i>20</i>
<i>Figura 2.15</i>	<i>Amplitud constante cíclica y la nomenclatura asociada.....</i>	<i>20</i>
<i>Figura 2.16</i>	<i>Carga contra-deformación, comportamiento de un miembro con muesca.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 2.17</i>	<i>Zonas plásticas en muescas de policarbonato.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 2.18</i>	<i>Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061.....</i>	<i>25</i>
<i>Figura 2.19</i>	<i>Microestructura de un aluminio 6061 T6 (50X).....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 2.20</i>	<i>Micrografía de una aleación de titanio.....</i>	<i>27</i>
<i>Figura. 2.21</i>	<i>Esquema de límites de grano.....</i>	<i>28</i>
<i>Figura 2.22</i>	<i>Al alinearse varias dislocaciones de corta se genera un límite de grano.....</i>	<i>29</i>
<i>Figura 2.23</i>	<i>a) Aspecto que ofrecen, al ser observados mediante microscopio óptico.....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 2.24</i>	<i>(a) Sección de un límite de grano y el surco superficial producido por ataque.....</i>	<i>31</i>
<i>Figura 2.25</i>	<i>Principio esquemática de procesamiento de choque láser.....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 2.26</i>	<i>Esquema del solape en 2D.....</i>	<i>34</i>

Capítulo 3

Figura 3.1 Espécimen hueso de perro empleado en caracterización del material.....	36
Figura 3.2 Curva esfuerzo deformación.....	36
Figura 3.3 Dimensiones probeta con concentrador.....	37
Figura 3.4 Prueba de dureza Vickers de especímenes con y sin LSP.....	38
Figura 3.5 Dureza Vickers de especímenes con y sin LSP.....	39
Figura 3.6 a) Probeta sin daño b) Probeta fatigada con grieta de 5mm.....	40
Figura 3.7 a) Dirección del barrido, b) Probeta con LSP.....	40
Figura 3.8 Espécimen con grieta.....	41
Figura 3.9 MTS 810.....	42
Figura 3.10 Generador de funciones, encendido de las bombas.....	43
Figura 3.11 Generador de funciones, asignando nuevo espécimen.....	43
Figura 3.12 Generador de funciones, carpeta de procedimientos.....	44
Figura 3.13 Señales de la estación.....	44
Figura 3.14 Generador de funciones, editor de procedimiento.....	44
Figura 3.15 Editor de procedimiento.....	45
Figura 3.16 Editor de procedimiento, rampa de inicio.....	45
Figura 3.17 Editor de procedimiento, configuración de prueba cíclica.....	45
Figura 3.18 Editor de procedimiento, configuración de rampa cero.....	46
Figura 3.19 Control Manual del actuador.....	46
Figura 3.20 Arreglo de la prueba de fatiga.....	47
Figura 3.21 Control manual de fuerza y desplazamiento.....	47
Figura 3.22 Configuración de la estación, ajuste de ganancia.....	48
Figura 3.23 Osciloscopio, muestra la carga real en azul y la configurada en rojo.....	48
Figura 3.24 Equipo Milling Guide RS-200.....	50
Figura 3.25 Equipo P3, indicador, grabador.....	50
Figura 3.26 Tipos de galgas para la medición de esfuerzos residuales.....	51
Figura 3.27 Galga CEA-XX-062UL-120.....	51
Figura 3.28 Galga colocada en el área tratada con y sin LSP.....	51
Figura 3.29 Especificaciones de los tipos de rosetas.....	52
Figura 3.30 Microscopio metalúrgico invertido EPHIPHOT 200.....	53
Figura 3.31 Probetas observadas en microscopio con y sin LSP.....	54
Figura 3.32 Probeta fatigada con tratamiento LSP.....	55
Figura 3.33 Microscopio electrónico de barrido JSM-6610LV.....	55

Capítulo 4

Figura 4.1 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 50%.....	57
Figura 4.2 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 25%.....	58
Figura 4.3 Beneficio del LSP en la extensión de la vida por fatiga.....	58
Figura 4.4 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 50 %.....	59
Figura 4.5 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 25 %.....	59
Figura 4.6 Beneficio del LSP en la extensión de la vida por fatiga.....	60
Figura 4.7 da/dN vs ΔK , espécimen 5 \emptyset pre-fatigado al 50%.....	61
Figura 4.8 da/dN vs ΔK , espécimen 5 \emptyset pre-fatigado al 25%.....	61
Figura 4.9 da/dN vs ΔK , espécimen 3 \emptyset pre-fatigado al 50%.....	62
Figura 4.10 da/dN vs ΔK , espécimen 3 \emptyset pre-fatigado al 25%.....	62
Figura 4.11 Esfuerzos residuales en S_{xx} , S_{yy}	63
Figura 4.12 Esfuerzos residuales en S_{xx} , S_{yy}	64
Figura 4.13 Microestructura de espécimen sin tratamiento LSP 200x.....	64
Figura 4.14 Microestructura de espécimen con tratamiento LSP 200x.....	65
Figura 4.15 Especimen con corte transversal.....	65
Figura 4.16 Microestructura de espécimen con tratamiento LSP 200x en la zona transversal.....	65
Figura 4.17 Fractura por fatiga.....	66
Figura 4.18 Fatiga falla de una lengüeta de la aeronave.....	67

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

En la actualidad al realizar el diseño ingenieril de un elemento se toman en cuenta la forma, selección de material y método de manufactura para obtener un diseño ideal, tomando en cuenta un factor de seguridad para evitar o disminuir los modos de falla. En los equipos que están sometidos a cargas cíclicas los daños por fatiga son comunes y afectan muchas de las piezas que se encuentran en servicio, esto sucede aun cuando se toman en cuenta los aspectos antes mencionados y las características del material. Todos los materiales tienen defectos a partir de los cuales se desarrollan micro-grietas, dependerá del nivel de tensiones al que estén sometidas las piezas para que estas se propaguen hasta fracturar el componente o se detengan en la primera barrera estructural. Investigaciones experimentales se llevan a cabo simulando las condiciones reales a las que se someterá el material o componente con el fin de conocer el tiempo en el que puede iniciar una grieta y su velocidad de propagación, con esto podemos obtener un tiempo estimado de vida, muchas veces las piezas fallan por otros factores indiferentes a la fatiga, aun tomando esto en cuenta es un factor muy importante para considerar.

Los daños por fatiga se dividen en etapas, la iniciación, la propagación estable y propagación crítica. La propagación de grietas por fatiga es un problema de alto impacto que influye en el mantenimiento en la industria, estas se producen en lugares de unión, los cuales son pequeños concentradores de tensión, que comienzan con el inicio de una grieta que en conjunto logran provocar incluso la separación de secciones de gran tamaño.

La fatiga mecánica de una pieza, se produce normalmente por el crecimiento progresivo de una grieta superficial al estar sometida a cargas cíclicas, por lo que si el nivel de tensiones que se aplica a la grieta es inferior al necesario para su propagación, el fallo debido a la fatiga no se producirá. Se ha observado que mientras que las tensiones cíclicas aplicadas, sean inferiores a las tensiones residuales de compresión inducidas por el tratamiento, la resistencia a la fatiga se ve aumentada. Pero si las tensiones cíclicas aplicadas son superiores a las tensiones residuales, hay poca o ninguna mejora a la resistencia a la fatiga.

Debido al alto impacto en el que influye, es necesario contar con métodos que extiendan la vida de los materiales y disminuyan los problemas causados por la fatiga.

Procesamiento de choque láser (LSP) es una técnica nueva y prometedora de tratamiento de superficie y se ha demostrado ser eficaz en la mejora de las propiedades de fatiga de un número de metales y aleaciones. Las aplicaciones potenciales son dirigidas a la industria aeroespacial y automotriz. Se ha demostrado que el tratamiento de choque láser (LSP) es una técnica de tratamiento de la superficie eficaz para mejorar las propiedades de fatiga de la aleación de aluminio 6061-T6. Esto es debido al campo de tensiones residuales inducidas en la superficie. Se ha demostrado que el aumento de la densidad de pulso, reduce la tasa de crecimiento de grieta por fatiga [1].

El proceso de tratamiento superficial se basa en los efectos dinámicos asociados a la formación de plasma cuando un haz láser pulsado, de elevada intensidad (superior a 100 W/cm^2) y ancho de pulso en el rango de los nanosegundos, es enfocado en la superficie del material metálico obteniéndose, por un efecto de transferencia de presión del plasma en expansión a la superficie del sólido, una onda de choque que se propaga en el interior del material induciendo la distribución de tensiones.

En este trabajo en particular se investiga el efecto del LSP en el crecimiento de grietas por fatiga en aluminio 6061-T6 en dos tipos de especímenes pre-agrietados, además de dos concentradores de esfuerzos de 3 mm y 5 mm. En estudios dirigidos de crecimiento de grietas por fatiga en piezas que necesitan remaches y lugares de unión en el que se origina un agrietamiento debido a que son concentradores de esfuerzo, por lo que la vida útil tiende a reducir. Por lo tanto es importante mejorar las propiedades de resistencia en lugares de fijación.

1.1 Justificación

En la actualidad se mantiene el empleo de muescas por diversas aplicaciones. Las muescas representan la concentración de esfuerzo, lo cual implica una discontinuidad en la pieza. Tomando como referencia lo anterior es indispensable proponer alternativas para prolongar su vida útil. Una de las alternativas más recientes es la aplicación del LSP, por lo que es imprescindible determinar el efecto del tratamiento superficial, para poder determinar y sobre todo predecir el comportamiento de componentes con daño previo por fatiga.

1.2 Objetivo

Determinar el efecto del tratamiento superficial LSP con densidad de 2500 pulsos/cm² en las propiedades mecánicas de probetas con concentradores de esfuerzo de 5 mm y 3 mm de aluminio 6061-T6 pre-fatigados.

1.3 Hipótesis

El tratamiento LSP mejora las propiedades mecánicas debido a que retarda el inicio de la grieta en elementos de aluminio 6061-T6 con daño previo, dando como resultado extender su vida útil.

1.4 Organización de la tesis

Se presenta una introducción sobre la importancia del estudio en especímenes con muesca pre-fatigados, tratados con LSP y el impacto para aumentar su periodo de vida basado en la necesidad de reducir el índice por mantenimiento o cambio de piezas.

EL Capítulo I presenta la introducción, justificación, objetivo e hipótesis.

El Capítulo II presenta el marco teórico abarca los temas sobre fatiga, fractura por fatiga, concentradores de esfuerzos, LSP, y el material utilizado.

El Capítulo III presenta la descripción del proceso de experimentación, incluyendo el material y equipo utilizado para realizar la investigación.

El Capítulo IV presenta los resultados y conclusiones de la investigación previa.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

MECÁNICA DE FRACTURA

2.1 Fundamentos de fractura

La fractura simple es la separación de un cuerpo en dos o más partes en respuesta a un esfuerzo aplicado estáticamente (monotónico, es decir, constante o que cambia lentamente con el tiempo) y a temperaturas que son relativamente bajas en comparación con la temperatura de fusión del material. El esfuerzo aplicado puede ser de tracción, compresión, cortante o torsión. En los materiales de ingeniería, existen dos tipos de fractura: dúctil y frágil. La clasificación está basada en la capacidad del material para experimentar deformación plástica. Los materiales dúctiles exhiben normalmente deformación plástica sustancial, con muy alta absorción de energía antes de la fractura, por otro lado, en la fractura frágil existe normalmente poca o ninguna deformación plástica con poca absorción de energía en el proceso de rotura.

El modo de fractura depende en gran medida del mecanismo de propagación de la grieta. La fractura dúctil se caracteriza por la existencia de mucha deformación plástica en la vecindad de la grieta que avanza. Además, hay evidencia de deformación plástica apreciable en las superficies de la fractura (por ejemplo retorcimiento y desgarre). Por el contrario, en el caso de una fractura frágil, las grietas pueden extenderse de una forma muy rápida, con muy poca deformación plástica. Tales grietas se nombran inestables, y la propagación de la grieta, una vez iniciada, continúa espontáneamente sin un aumento en el esfuerzo aplicado.

La fractura dúctil es siempre preferida por dos razones. En primer lugar, la fractura frágil (Figura. 2.1b) ocurre de forma súbita y catastrófica sin ningún síntoma previo; esto es consecuencia de la propagación rápida y espontánea de la grieta.

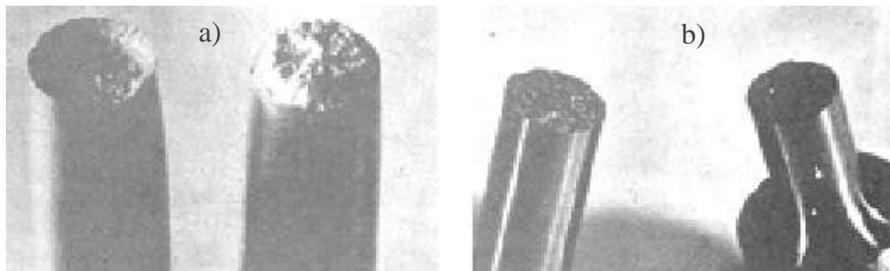


Figura 2.1 a) Fractura copa-cono en el aluminio. b) Fractura frágil en un acero bajo en carbono [2].

Además, en caso de fractura dúctil (Figura. 2.1) la presencia de deformación plástica es un síntoma de que la fractura es inminente, siendo así posible tomar medidas preventivas. En segundo lugar, para inducir la fractura dúctil se requiere más energía de deformación ya que los materiales dúctiles generalmente son más tenaces. Bajo la acción de un esfuerzo aplicado, la mayoría de los metales son dúctiles mientras que las cerámicas son notablemente frágiles y los polímeros pueden exhibir ambos tipos de fractura [2].

2.2 Mecánica de Fractura

La mecánica de fractura relaciona el tamaño y forma de una grieta y las fuerzas o cargas que conducen a la fractura de un componente de forma y dimensiones definidas. Para esto, se apoya en el cálculo de la distribución de esfuerzos, deformaciones, desplazamientos alrededor de una grieta. Existen varias metodologías de análisis de componentes agrietados, dependiendo de la extensión de la deformación plástica que precede a la fractura, como se muestra en la Figura 2.2. De acuerdo con la extensión de la deformación plástica, las categorías de la fractura son:

- **Fractura lineal-elástica:** cuando la extensión de la zona plástica está confinada a una pequeña región frente a la punta de la grieta y la deformación del resto del cuerpo es elástica.
- **Fractura elastoplástica:** la zona plástica se extiende en el total remanente del ancho de la pieza, pero permaneciendo como una región relativamente estrecha alrededor del plano de la grieta.
- **Colapso plástico:** la fractura es precedida de deformación plástica es generalizada. La mecánica de fractura considera que el proceso de fractura inicia con una grieta que se propaga hasta la separación final o fragmentación de la pieza. Si durante la propagación de la grieta, ésta puede detenerse al disminuir o desaparecer los esfuerzos, se dice que la propagación es estable y si la grieta se propaga de manera rápida, auto acelerada y es prácticamente imposible de detener, entonces la propagación es inestable [3].

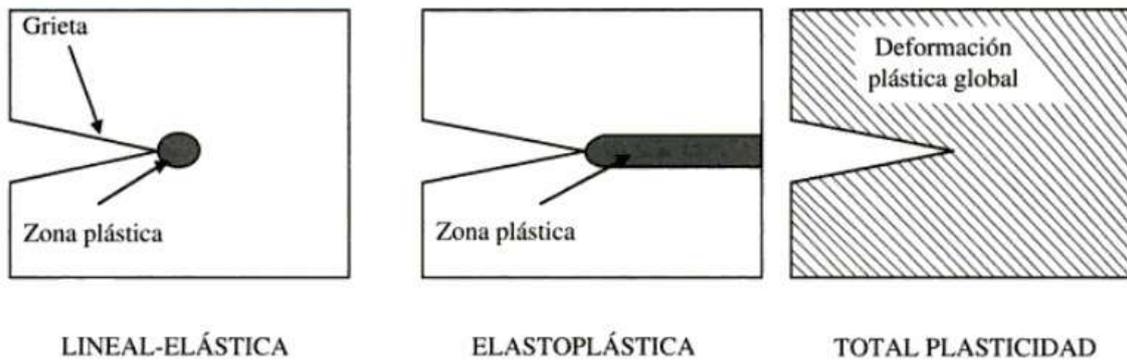


Figura 2.2 Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica [3].

La mecánica de fractura también separa la fractura en función de su dependencia del tiempo. De acuerdo con esto, la fractura se clasifica en:

- **Fractura estática:** es la fractura bajo una sola aplicación de carga, relativamente independiente del tiempo y con una rapidez de propagación muy grande en condiciones de inestabilidad. Estos tipos de fractura incluyen la fractura frágil, la ruptura dúctil y el colapso plástico.
- **Fractura lenta, retardada o estable:** es en la que la propagación de las grietas transcurre a través del tiempo o por la acción de cargas repetitivas o fluctuantes. Es de carácter estable e incluye a la fatiga, la propagación por termofluencia y al agrietamiento por corrosión y esfuerzos.

Como la mayoría de los componentes estructurales y mecánicos son diseñados y operados en condiciones que no producen esfuerzos más allá del límite elástico del material, la aproximación más común es la Mecánica de Fractura Lineal Elástica (MFLE).

2.3 Comportamientos de puntas de grietas en materiales

Un esfuerzo infinito, por supuesto, no puede existir en un material real. Si la carga aplicada no es tan alta, el material puede acomodarse en la presencia de una grieta aguda inicial, de tal manera que el esfuerzo teóricamente infinito es reducido a un valor finito. Esto se ilustra en la Figura. 2.3a. En materiales dúctiles, como en muchos materiales, grandes deformaciones plásticas ocurren en la vecindad en la punta de la grieta. La región dentro de la cual el material cede es llamada “zona plástica”. La deformación intensa en la punta de la grieta da como resultado una punta aguda llegando a ser redondeada a un pequeño radio pero nunca de radio cero. Por lo tanto, el esfuerzo aparente infinito no es como tal realmente, y la grieta abre cerca

de la punta por un valor finito a δ , conocido como abertura de desplazamiento en la punta de la grieta (Crack Opening Displacement, CTOD) Figura 2.3 b-d

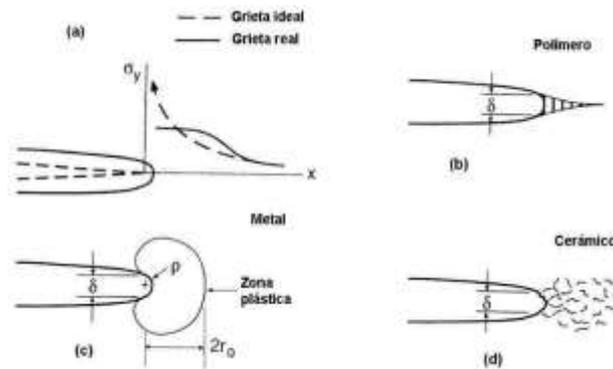


Figura 2.3 Gráfica de esfuerzos finitos(a) y radios diferentes de cero (b-c) en puntas de grietas de materiales ingenieriles. También se ilustra la posición del CTOD (δ) [4].

En otros tipos de materiales, diferentes comportamientos ocurren, los cuales tienen un efecto similar de relevar el esfuerzo teóricamente infinito en la punta aguda de la grieta (Figura.2.3 b, d). Algunos polímeros, contiene regiones de cuerpos alargados desarrollados que con estructuras fibrosas punteando en las caras de la grieta, denominada zona de grietas delgadas. En materiales frágiles como cerámicos, contiene una región de alta densidad de grietas minúsculas que se desarrollan en la punta de la grieta.

En los dos casos, la punta de la grieta experimenta una deformación intensa y desarrolla una separación finita cerca de la punta de la grieta [4].

2.4 Factor de intensidad de esfuerzos

La mecánica de fractura se apoya en el cálculo del campo de esfuerzos y deformaciones alrededor de una grieta, los cuales provocan el desplazamiento relativo de las superficies de fractura en un cuerpo. La Figura 2.4 muestra los tres modos básicos de desplazamiento de la superficie de fractura de una grieta, que pueden ocurrir en un cuerpo agrietado al aplicar una carga. El modo I es la abertura de la grieta en la dirección perpendicular al plano de fractura; el modo II se refiere al desplazamiento de las superficies en sentidos opuestos, pero en la dirección de avance de la grieta y el modo III es el desplazamiento fuera del plano en dirección perpendicular a la dirección de avance. El caso general es la combinación de los tres modos, el cual resulta muy complicado de analizar. Afortunadamente la gran mayoría de los casos prácticos corresponden al modo I.

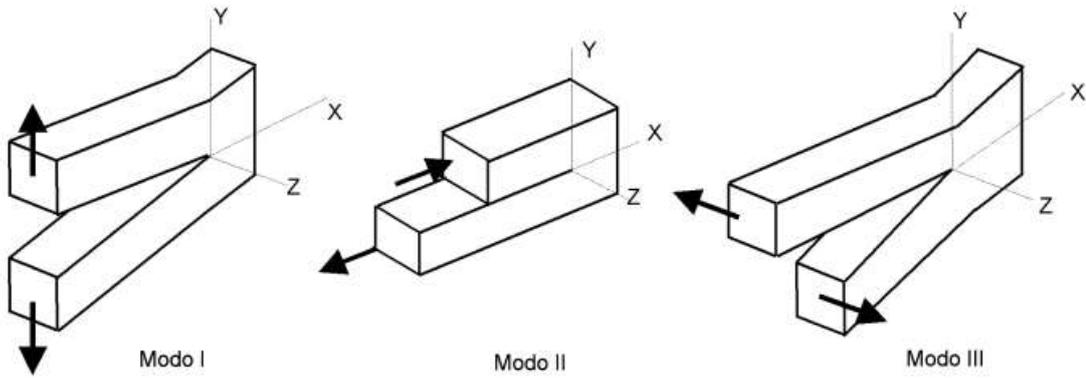


Figura 2.4 Los tres modos de desplazamiento de las superficies de la grieta. (a) Modo I, de apertura o modo de tracción; (b) modo II, modo de deslizamiento; y (c) modo III, modo de desgarre [5].

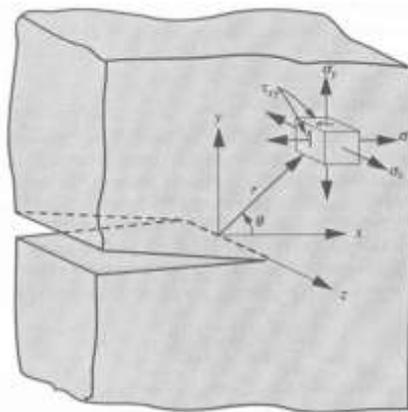


Figura 2.5 Los esfuerzos que actúan en el frente de una grieta que es sometida a una configuración de tracción de modo I [2].

Para la configuración de modo I, las tensiones que actúan sobre un elemento de material se muestran en la Figura 2.5. Utilizando los principios de la teoría de elasticidad y la notación indicada, las tensiones de tracción (σ_x y σ_y) y de cortante (τ_{xy}) son funciones de la distancia radial r y del ángulo θ .

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.1a)$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.1b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.1c)$$

Si la placa es delgada comparada con las dimensiones de la grieta, entonces $\sigma_z = 0$, y se dice que existen condiciones de tensiones planas. En el caso de una placa relativamente gruesa, $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ y el estado se denomina de deformaciones planas (puesto que $\varepsilon_z = 0$); en esta expresión, ν es coeficiente de Poisson.

En las ecuaciones 2.1, el parámetro K determina la magnitud de la distribución de esfuerzos alrededor de una grieta. Los componentes de esfuerzo diferentes de cero de la ecuación 2.1 son vistos para todas las aproximaciones infinitas como r aproximándose a cero, que está en la punta de la grieta. Note que esta es una especificación causada por esos esfuerzos siendo inversamente proporcionales de \sqrt{r} . Esta, es una singularidad matemática y se dice que existe en la punta de la grieta, y ningún valor de esfuerzo en la punta de la grieta puede ser dado. También, todo esfuerzo diferente de cero de la ecuación 2.1 es proporcional a la cantidad K_I , y quedando los factores simplemente con la variación de r y θ . Por lo tanto, la magnitud del campo de esfuerzos cerca de la punta de la grieta puede ser caracterizada por valores dados del factor K_I . Sobre estas bases, K_I es una medida de la gravedad de la grieta. Esta definición en forma matemática es:

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (2.2)$$

Generalmente es conveniente K_I como:

$$K_I = FS\sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

Donde el factor F es necesario para ajustarse a diferentes geometrías, S es un esfuerzo aplicado remotamente y a es la longitud de la grieta medida a partir de la línea de centros. Por ejemplo, si una grieta en una placa central es relativamente grande, la ecuación $K = S\sqrt{\pi a}$ ($a \ll b$) necesita ser modificada, como la proximidad del filo del espécimen causa a F un incremento por arriba de la unidad. La cantidad F es una función de la relación a/b .

2.5 Tenacidad a la fractura y anisotropía del material

En muchos materiales, la tenacidad a la fractura varía con la orientación de la grieta y dirección de la carga. Esto es debido a la naturaleza anisotrópica del material que se desarrolla durante su manufactura, rolado en frío y tratamiento térmico. Figura 2.6. La norma ASTM E1823 [5] contiene un sistema de códigos para manufactura del material con una sección transversal rectangular.

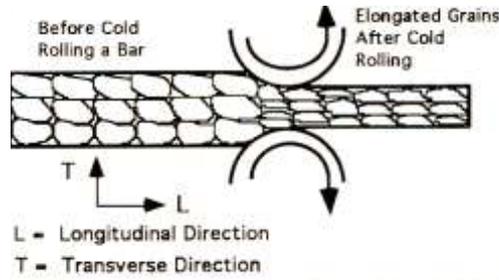


Figura 2.6 Ilustración de la naturaleza anisotrópica del material que desarrolla durante la manufactura [7].

La tenacidad a la fractura es sensible a la anisotropía del material introducida por el proceso de manufactura. Por ejemplo los procesos de forja, laminado, extruido o rodado de metales alargan los granos en cierta dirección y los aplanan en otra; es más fácil que las grietas crezcan en la dirección en la que se aplanan los granos. Por lo anterior es frecuente que la prueba de tenacidad a la fractura se lleve a cabo en especímenes con diferentes orientaciones relativas a la pieza original. La Figura 2.7 muestra seis posible combinaciones para la orientación del plano de la grieta.

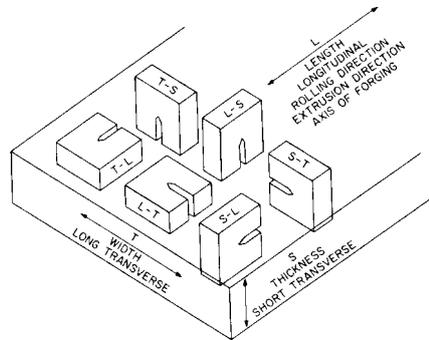


Figura 2.7 Designaciones para el plano de grieta y dirección de crecimiento [4].

L = Dirección de máxima deformación (elongación máxima de grano)

T = Dirección de mínima deformación

S = Dirección perpendicular a el plano de L y T

2.6 Limitaciones plásticas de MELF

MELF (Mecánica Lineal Elástica de Fractura) si la zona plástica es suficientemente pequeña, habrá una región fuera de ella, donde las ecuaciones de campo de esfuerzo elástico aún se aplican, esta zona es el dominio de K (campo K), esto está ilustrado en la Figura 2.8. La MLF es aplicable en dicha región. Sin embargo, si la zona plástica es tan grande que elimina la región K , entonces K no es aplicable.

Como regla práctica, se requiere que la zona plástica sea pequeña comparada con la distancia del vértice de la grieta a cualquier borde del componente, tal como las distancias a , $(b-a)$ y h para una placa agrietada, como se ilustra en la Figura 2.9. Una distancia $8r_o$ (cuatro veces el tamaño de la zona plástica) se considera suficiente. Como $2r_{o\sigma}$ es más grande que $2r_{o\varepsilon}$, el límite para usar MLF es:

$$a, (b - a), h \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_o} \right)^2 \quad (\text{Requerimiento de MLF}) \quad (2.4)$$

$$t, a, (b - a), h \geq 2.5 \left(\frac{K}{\sigma_o} \right)^2 \quad (2.5)$$

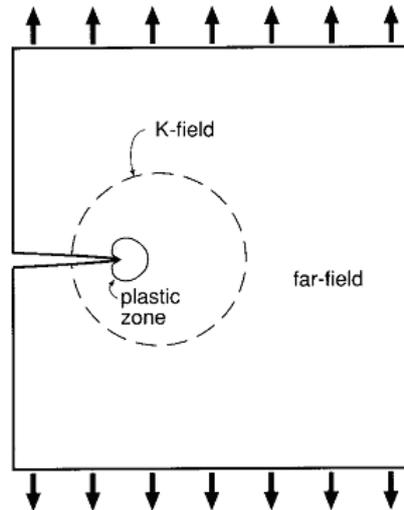


Figura 2.8 Una grieta y la zona plástica, un amplio campo de K que debe existir para que MELF sea aplicable [4].

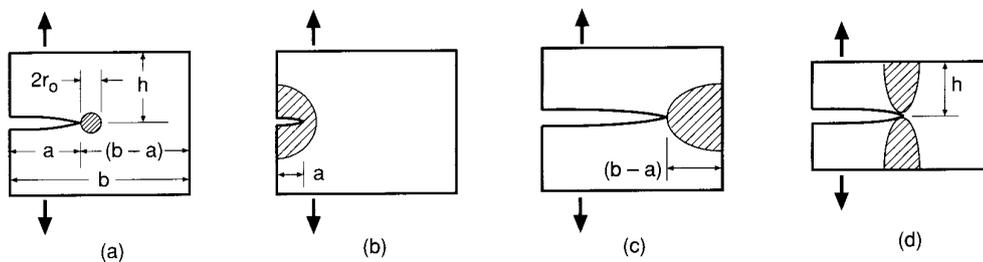


Figura 2.9 Zona plástica pequeña comparada a dimensiones planas (a), y situaciones donde MELF es inválida debido a que las zonas plásticas son muy grandes comparadas a (b) longitud de grieta, (c) ligamento sin grieta y (d) miembro alto [4].

La existencia de tal región, es necesaria para que la teoría de MELF sea aplicable Fig. 2.9. El campo K rodea y controla el comportamiento de la zona plástica y el área de la punta de la grieta [4].

2.7 Esfuerzo plano contra deformación plana

Si el espesor es pequeño comparado con la zona plástica, la contracción en la dirección del espesor ocurre libremente alrededor del vértice de la grieta, lo que resulta en la fluencia en planos de cortante inclinados en el espesor, ver Figura 2.10(a).

Cuando el espesor es grande, existe restricción para que el material se deforme en la dirección del espesor, limitando ϵ_z , lo cual origina un esfuerzo transversal σ_z . La fluencia en planos de corte a través del espesor ya no es posible, y las superficies de fractura son planas en la mayor parte del espesor, ver Figura 2.10 (b).

Las distancias del vértice de la grieta a los bordes de la placa deben ser grandes comparadas con la zona plástica. De esta forma, el requerimiento para deformación plana es:

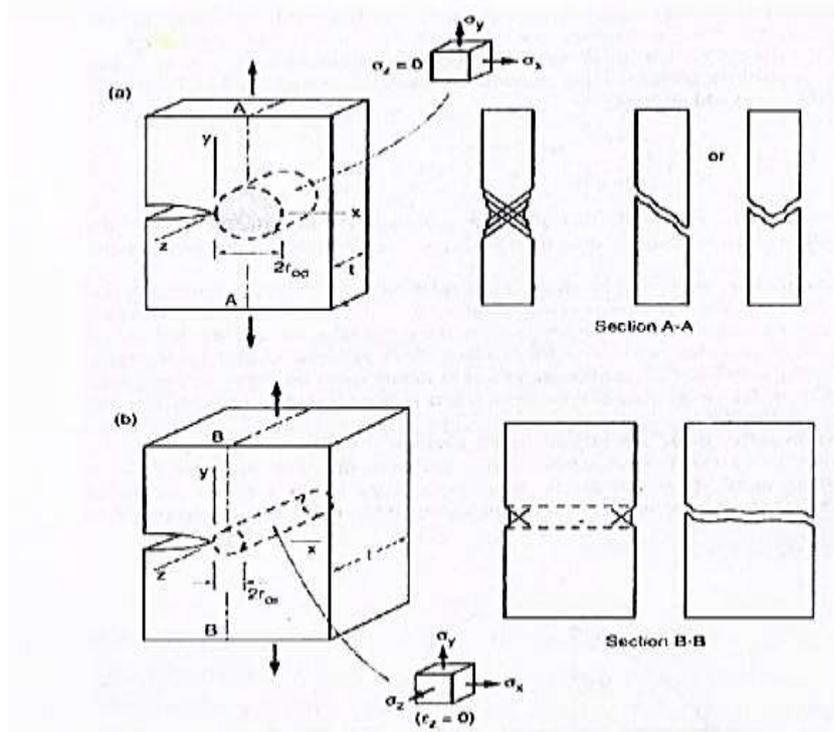


Figura 2.10. Zona plástica bajo condiciones de (a) esfuerzo plano, (b) deformación plana [4].

FATIGA EN MATERIALES METÁLICOS

2.8 Definición de fatiga

La fatiga es un proceso de agrietamiento progresivo que culmina en la fractura de un material sujeto a cargas repetidas o fluctuantes, cuyo valor máximo es menor a la resistencia tensil. Las fracturas por fatiga inician como grietas que crecen bajo la acción de esfuerzos fluctuantes hasta que alcanzan su tamaño crítico y sobreviene la fractura final. La fatiga, en sus etapas inicial e intermedia, no produce cambios aparentes en la geometría ni en la microestructura del material y las grietas producidas son muy finas, lo que hace difícil de detectar anticipadamente, de ahí su peligrosidad.

La fatiga es un fenómeno que fue reconocido desde principios del uso de maquinarias y estructuras metálicas a gran escala, a mediados del siglo XIX. La fractura aparente frágil de las piezas que fallaban por fatiga, en aquel tiempo se interpretó como una “cristalización” del metal durante el uso, que lo volvía frágil como el vidrio y hacía que una fracturara bajo cargas o impactos súbitos; pero gracias a las investigaciones de Whölher (1860), se supo que la fatiga no alteraba las propiedades del material, sino que era un proceso de agrietamiento paulatino producido por la acción de cargas repetitivas, introduciendo el concepto de fatiga. Actualmente se sabe que la fatiga ocurre en prácticamente todos los materiales de uso ingenieril. Incluyendo los plásticos y algunos cerámicos. A pesar de los grandes avances en su estudio, la fatiga aún no es completamente entendida y una gran cantidad de investigaciones son realizadas con el fin de predecir la vida en fatiga, desarrollar materiales resistentes a ella y comprender mejor sus mecanismos [6].

Para que la fatiga ocurra, es necesario que se cumplan tres condiciones; si alguna de estas condiciones no se presenta, la fatiga no ocurre. Las mismas son:

1. Un esfuerzo de tensión suficientemente alto, pero menor que la resistencia última del material.
2. Una variación o fluctuación del esfuerzo mayor a un valor dado, llamado límite de fatiga.
3. Un número suficiente de ciclos de carga.

Dicho en otras palabras, lo importante en la fatiga no es, tanto si ésta ocurrirá o no (teóricamente siempre va a ocurrir), sino en cuanto tiempo o número de ciclos se presentará y si ese tiempo o número de ciclos es mayor que la vida esperada de servicio del componente.

Lo anterior, hace que la fatiga sea evaluada en términos del tiempo o número de ciclos que tarda en ocurrir la fractura final, definiendo ésa cantidad como *vida en fatiga*. Así, en ciertos casos es probable que la fatiga ocurra después de algún tiempo, pero la vida en fatiga es mayor que la vida esperada, entonces lo más probable es que el componente falle por algún otro mecanismo antes que por fatiga. Esto limita la preocupación por evaluar la vida de componentes en los que la fatiga se presenta de manera temprana en su vida útil o bien, que bajo ciertas condiciones se puede presentar de manera inesperada y rápida. Desafortunadamente, existen una gran cantidad de componentes que son candidatos a la fatiga algunos de los más importantes son:

Componentes estructurales candidatos a la fatiga

- Partes estructurales de aviones
- Partes de suspensión, dirección y frenos de vehículos terrestres
- Toda clase de motores
- Pistones y prensa hidráulicas
- Estructuras de puentes y edificios
- Partes de maquinarias
- Grúas, elevadores y equipos de movimientos de materiales
- Bombas
- Turbinas
- Tuberías
- Reactores
- Ruedas y rieles de ferrocarril, etc.

Los primeros dos descubrimientos con relación a la naturaleza de la fatiga fueron: primero, que a mayor amplitud de esfuerzo, el número de ciclos de carga necesarios para producir fatiga se reduce en una relación exponencial y segundo, que la presencia de entallas agudas, grietas y en general, cualquier concentrador de esfuerzos reduce drásticamente el número de ciclos de falla. Esto se demostró claramente en los diagramas amplitud de esfuerzo vs logaritmo del número de ciclos de falla introducidos por *Whöller* conocidos como curvas de vida como se muestra en la Figura 2.11.

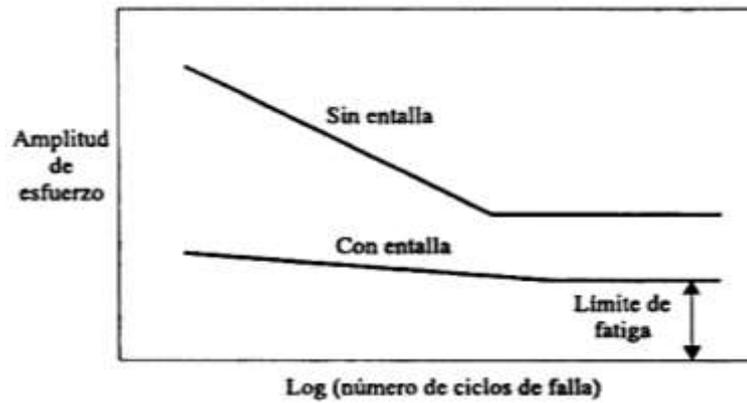


Figura 2.11 Curva de vida en fatiga [8].

Posteriormente se observó que la fatiga podía ser dividida en tres etapas, las cuales son perfectamente distinguibles y que a continuación se mencionan:

Etapa I, Nucleación de grietas.- También es llamada etapa de “daño interno” y se presenta en ausencia de concentradores de esfuerzos. En esta etapa la deformación cíclica produce una alteración de la subestructura de dislocaciones que conduce a la formación de discontinuidades geométricas que posteriormente se desarrollarán como grietas. La extensión de esta etapa depende de la amplitud de esfuerzos, a amplitudes de esfuerzo bajas, la Nucleación de grietas puede significar hasta el 90% de la vida a fatiga.

Etapa II, propagación de grietas.- Para la mayoría de los casos reales, la fatiga transcurre como la propagación de una grieta estable en el material, ya sea por la presencia de concentradores de esfuerzos o porque la Nucleación de grietas es acelerada por algún medio. En esta etapa la fractura ocurre por un mecanismo particular asociado con la deformación cíclica de la punta de la grieta, mientras que la deformación del resto de la pieza puede ser elástica. Esta situación es la que permite la aplicación de la mecánica de fractura lineal elástica para el análisis y predicción de la vida en fatiga de componentes reales.

Etapa III, fractura final.- Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la fractura comienza a ocurrir por una combinación de fatiga (o sea deformación cíclica en la punta de la grieta) y formas de fractura estática, como la fractura por clivaje o por coalescencia de huecos. En esta etapa la falla es controlada por la tenacidad a la fractura del material y con gran influencia de la microestructura y del estado de esfuerzos.

La fatiga es un fenómeno complejo de analizar por la cantidad de factores que influyen en ella.

Los factores principales que influyen en la fatiga son:

1. Concentración de esfuerzos (Geometría)
2. Estado de esfuerzos y deformaciones
3. Tamaño
4. Microestructura
5. Propiedades mecánicas (dureza, tensión, tenacidad a la fractura)
6. Temperatura
7. Ambiente
8. Esfuerzos residuales
9. Combinación de esfuerzos(carga multiaxial)
10. Acabado superficial

2.9 Fractura por fatiga

La fatiga es fácilmente identificable en una pieza ya fracturada, por la apariencia de la superficie fracturada. La Figura 2.12 muestra al aspecto típico de una fractura por fatiga.

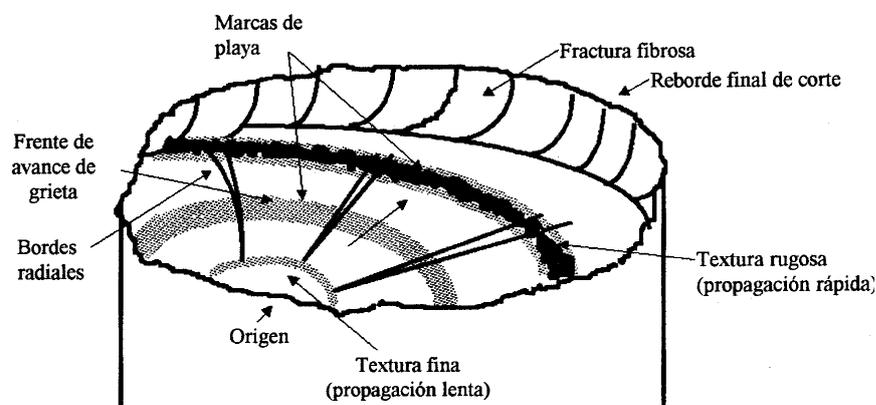


Figura 2.12 Superficie de fractura por fatiga [8].

La superficie de fractura puede ser dividida en tres zonas:

1. **Zona de inicio.**- Las superficies de fractura por fatiga en su etapa de inicio no presentan rasgos sobresalientes, siendo éstas superficies lisas, planas, brillantes y con muy pocas líneas, pudiendo notarse pequeños escalones en la zona de iniciación debido a la nucleación de varias grietas simultáneamente. Usualmente el límite de la zona de iniciación está bien definido frente de propagación.

2. **Zona de propagación estable.-** Es una superficie relativamente plana, orientada perpendicularmente a la dirección del esfuerzo principal máximo, brillante u opaca según en medio en que se encontrara la pieza. La principal característica de esta superficie es la presencia de marcas paralelas en formas de ondas o surcos paralelos entre sí, conocidos como marcas de una playa. Estas marcas son formadas por el frente de propagación de la grieta, cuando éste sufre alguna alteración por variación de la amplitud de la carga, detención temporal, o cambio del ambiente y por lo mismo son muy valiosas en el análisis de fallas, para reconstruir la secuencia de la falla. La segunda característica sobresaliente de esta superficie son una serie de escalones o bordes radiales, paralelos a la dirección de propagación de la grieta y que se forma cuando la grieta se propaga en niveles ligeramente diferentes.

3. **Zona de fractura final.-** Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la alta concentración de esfuerzos provoca una transición a la fractura por corte y la de superficie fractura se hace más rugosa y comienza a inclinarse hasta un ángulo cercano a los 45°, formando un labio de la zona de desprendimiento final, puede presentarse una severa deformación e incluso un cuello en esta zona.

Las grietas por fatiga inician por lo general en una superficie y están asociadas a concentradores de esfuerzos; esto hace que macroscópicamente sea relativamente sencillo identificar la zona de inicio de una fractura por fatiga, pues ésta se localizará cercana a una superficie libre y donde se encuentre un concentrador de esfuerzos, tal como una entalla, barrenos, grieta, etcétera [6].

2.10 Crecimiento de grietas por fatiga

La presencia de una grieta puede reducir significativamente la resistencia de un componente ingenieril provocando la fractura frágil. La situación más común se presenta como una pequeña imperfección, en la cual dentro de ella se desarrolla una grieta, que crece hasta alcanzar su tamaño crítico y provocar la fractura frágil.

El crecimiento de la grieta puede ser causado por cargas cíclicas, debido a un comportamiento llamado: crecimiento de grieta por fatiga. Sin embargo si un ambiente químico hostil está presente, una carga estable puede provocar un crecimiento de grieta por ambiente hostil.

Ambos crecimientos de grietas pueden ocurrir si cargas cíclicas son aplicadas en presencia de un ambiente hostil, especialmente si los ciclos son lentos o existen periodos en los que la carga permanece estable interrumpiendo el ciclo.

El análisis de crecimiento de grieta puede ser obtenido usando el concepto de factor de intensidad de esfuerzos K , de mecánica de fractura. K cuantifica la severidad de la combinación de longitud de grieta, cargas y geometría existente. Ecuación (2.6).

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

La tasa de crecimiento por fatiga es controlada por Y . Por lo tanto, bajo amplitudes de carga cíclica constante, la dependencia de K sobre a y Y provoca un acelerado crecimiento en las grietas. A continuación es mostrada en la Figura 2.13, la variación de la longitud de la grieta conforme crece el número de ciclos.

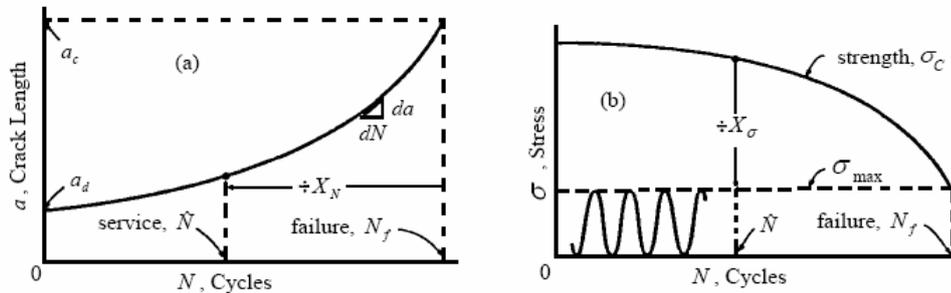


Figura 2.13 Crecimiento de grieta en el peor de los casos para una longitud mínima detectable d a para la falla (a) y el resultando de la variación en la resistencia en el peor de los casos (b) [4].

2.11 Propagación de grietas por fatiga en régimen elástico, Ley de Paris

Uno de los objetivos en diseño de fatiga consiste en desarrollar un método útil de caracterización de la propagación de grietas en términos de un parámetro de consistencia adecuado, que establezca una cuantificación de la resistencia intrínseca de los materiales en fatiga para diferentes condiciones tensionales y geométricas. Hasta los años 60 se realizaron numerosos intentos de caracterizar la propagación de grietas en función del rango de tensiones aplicado $\Delta\sigma$, y de la longitud de grieta, a , con expresiones del tipo:

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta\sigma^p a^q \quad (2.7)$$

Siendo p y q constantes experimentales. Con el desarrollo de la Mecánica de Fractura aparecieron métodos más apropiados. Como ya se ha visto en los temas anteriores, cuando las tensiones existentes en un proceso de fatiga son suficientemente pequeñas, la zona plástica provocada en el fondo de una grieta puede considerarse como una singularidad en el campo del comportamiento elástico global, pudiendo aplicarse la mecánica de fractura elástica lineal. En 1961 Paris y otros colaboradores sugirieron que para una variación cíclica de tensiones, la variación del factor de intensidad de tensiones caracteriza el crecimiento de grietas. Esta variación se expresa por:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (2.8)$$

Siendo $K_{m\acute{a}x}$ y $K_{m\acute{i}n}$ los valores máximo y mínimo del factor de intensidad de tensiones durante un ciclo de tensión en fatiga. Por tanto:

$$K_{max} = Y \cdot \sigma_{max} \sqrt{\pi a} ; K_{min} = Y \cdot \sigma_{min} \sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

$$\Delta K = Y \cdot \Delta\sigma\sqrt{\pi a} ; \Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.10)$$

Siendo Y el factor geométrico dependiente de la geometría de la grieta y el elemento que la contiene y σ_{max} y σ_{min} son, respectivamente, los valores de la tensión máxima y mínima en cada ciclo.

En el año 1961 Paris, Gómez y Anderson propusieron una ley empírica que, utilizando conceptos de la mecánica lineal de la fractura, unificaba todos los datos experimentales de crecimiento de grietas por fatiga, descritos solo parcialmente por las leyes de crecimientos anteriores. Esta ley, conocida universalmente como «*ecuación de Paris*», se expresa por:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.11)$$

Donde C es una constante y m es la pendiente sobre el gráfico log – log, asumiendo en el transcurso que las décimas sobre ambas escalas logarítmicas tienen la misma longitud.

Discusión: Si se dese obtener C y m de una manera exacta, se deberán consultar los valores de los puntos, se realiza un ajuste empleando mínimos cuadrados en el gráfico log-log, donde se obtiene una línea recta de la forma:

$$y = mx + b \quad (2.12)$$

Donde $\frac{da}{dN}$ es el incremento de longitud de la grieta por cada ciclo de fatiga y ΔK el intervalo cíclico del factor de intensidad de tensiones, definido anteriormente. C y m son constantes que dependen del material y se determinan experimentalmente. El exponente m está situado entre dos y cuatro para aleaciones dúctiles. Estas constantes dependen de valores propios del material, como es la microestructura, y de las condiciones ambientales, como el propio ambiente y su temperatura, y C puede depender de la relación de cargas R , definida como:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (2.13)$$

y tomada habitualmente con el valor $R = 0,1$. Las posibles dependencias de C y m con la frecuencia de la carga o la forma de la onda poseen una importancia secundaria.

Si el ciclo de cargas penetra en la zona de compresión, se toma $K_{min} = 0$ convencionalmente, ya que el crecimiento de grieta tiene lugar en la parte de tracción del ciclo. Para fatiga por tracción, ΔK se refiere al factor de intensidad de tensiones en Modo I. Igualmente un incremento de factor de intensidad de tensiones KII y KIII pueden emplearse para caracterizar la propagación de grietas en Modo II y III, respectivamente. Aunque las relaciones anteriores fueron discutidas durante los primeros años de la década de 1960, los resultados presentados por Paris y Erdogan en 1963 sobre ensayos realizados en aluminio establecieron definitivamente su validez. La ecuación de Paris, suele representarse en coordenadas doblemente logarítmicas, dando lugar a una recta de pendiente m como se presenta a continuación:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \Rightarrow \log \frac{da}{dN} = \log C + m \log \Delta K \quad (2.14)$$

En la Figura 2.14, se presenta la curva característica de una propagación de grieta en material dúctil.

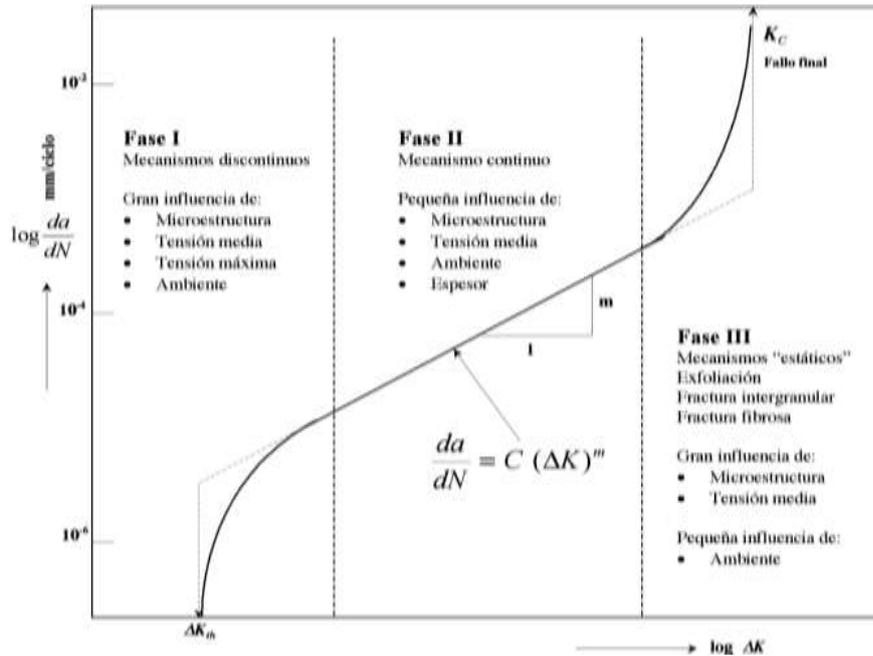


Figura 2.14. Curva característica de una propagación de grieta en material dúctil [5].

2.12 Fatiga en ciclos altos

Los comportamientos a fatiga, pueden ser clasificados en dos dominios. Uno está asociado a cargas relativamente grandes que no sólo producen deformaciones elásticas, sino también deformación plástica en cada ciclo. Por consiguiente, las vidas a fatiga son relativamente cortas; este dominio se denomina fatiga de bajo número de ciclos. Para tensiones inferiores, cuando las deformaciones son prácticamente elásticas, las vidas son mucho mayores. Esto se denomina fatiga de alto número de ciclos ya que se requiere un gran número de ciclos para que se produzca la rotura. La fatiga de alto número de ciclos se asocia con vidas mayores que aproximadamente 10^4 – 10^5 ciclos.

La tensión aplicada puede ser axial (tensión o compresión), de flexión o bien de naturaleza torsional. En general, son posibles tres modos distintos de tensión fluctuante-tiempo.

Algunas de las aplicaciones prácticas, y también muchas pruebas de fatiga en materiales, involucran comportamientos cíclicos de esfuerzo entre un máximo y un mínimo que son constantes, esto es llamado esfuerzo de amplitud constante Figura 2.15.

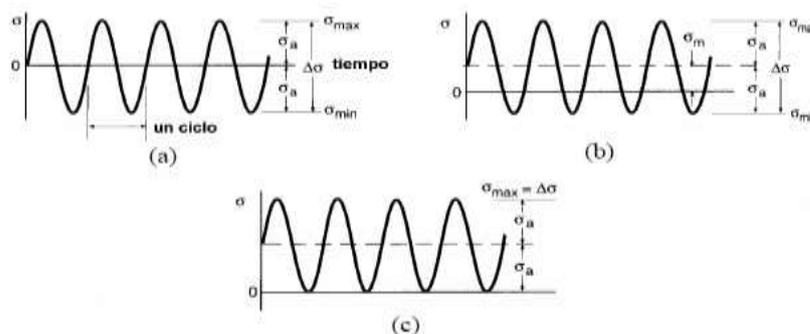


Figura 2.15 Amplitud constante cíclica y la nomenclatura asociada. Caso (a) esfuerzo completamente reversible, $\sigma_m = 0$ (b) tiene un esfuerzo medio σ_m diferente de cero, y (c) es esfuerzo cero a tensión, $\sigma_{min} = 0$ [4].

El rango de esfuerzos, $\Delta\sigma$ es la diferencia entre el máximo y el mínimo de los valores. El promedio del valor máximo y el valor mínimo da el esfuerzo medio, σ_m . El esfuerzo medio puede ser cero. Figura 2.15 a), pero no siempre es, como en (b). La mitad del rango es llamada amplitud de esfuerzo, σ_a dada que esta es la variación del esfuerzo medio. Expresiones matemáticas de estas definiciones son:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \quad \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2.15)$$

El término de esfuerzo alternante es usado por algunos autores y tiene el mismo significado que amplitud de esfuerzo. Esto se usa para denotar que

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a, \quad \sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (2.16)$$

Los signos de σ_a y de $\Delta\sigma$ son siempre positivos puesto que $\sigma_{\max} > \sigma_{\min}$, donde la tensión es considerada positiva. Las cantidades σ_{\max} , σ_{\min} y σ_m pueden ser tanto positivas o negativas; ciertas relaciones de variables vistas anteriormente son también usadas.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}, \quad A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (2.17)$$

Donde R es llamada relación de esfuerzo y A la relación de amplitud. Algunas relaciones adicionales derivadas de la ecuación 2.17 son también usadas.

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\max}(1 - R), \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max}}{2}(1 + R) \quad (2.18)$$

$$R = \frac{1 - R}{1 + A}, \quad A = \frac{1 - R}{1 + A} \quad (2.19)$$

2.13 Miembros con muesca

Las discontinuidades geométricas en diseño, como orificios, filetes, ranuras, son indeseables, ya que causan elevados esfuerzos locales, también llamados concentradores de esfuerzo, de aquí genéricamente el término muesca por simplicidad, requiere una especial atención, debido a que su presencia reduce la resistencia de un componente a la falla por fatiga. Siendo estos uno de causantes del inicio de grietas por fatiga.

Los miembros de ingeniería con muescas, frecuentemente están sujetos a cargas en servicio que causan cedencia local. Los resultados de deformaciones plásticas son de especial interés, estimando la vida a fatiga usando el enfoque basado en deformación.

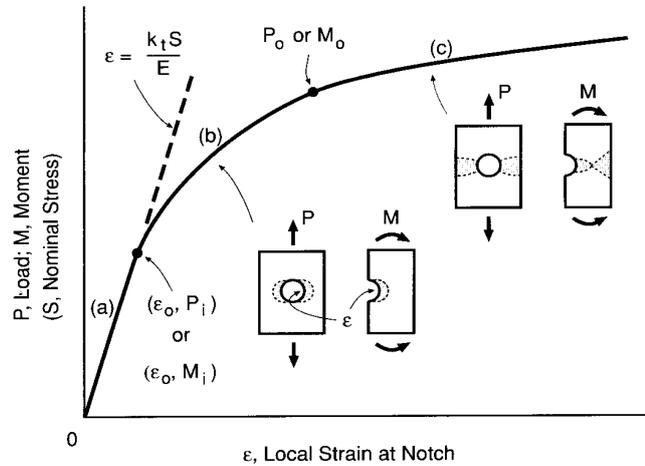


Figura 2.16 Carga contra-deformación, comportamiento de un miembro con muesca mostrando las tres regiones de comportamiento: (a) no hay cedencia, (b) cedencia local y (c) cedencia completamente plástica.

Un buen punto de partida es considerar el comportamiento de miembros con muesca sobre un amplio rango de cargas aplicadas como se ilustra en la Figura 2.16. A cargas bajas, el comportamiento es en todas partes elástico y una simple relación lineal prevalece. Las deformaciones plásticas locales comienzan cuando el esfuerzo en la muesca excede la resistencia a la cedencia del material. La deformación se extiende cubriendo una región de un tamaño incrementado para una carga incrementada, hasta que el grueso de la sección del miembro haya cedido. El comportamiento de la carga contra la deformación local en la muesca es similar a la curva mostrada. Dicha curva muestra tres regiones correspondientes a los tres tipos de comportamiento (a) no hay cedencia (b) cedencia local (c) cedencia totalmente plástica. Algunas zonas plásticas de cedencia local en la muesca policarbonato se muestran en la Figura 2.17

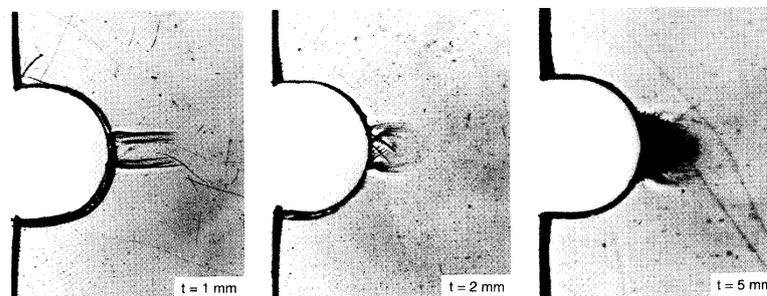


Figura 2.17 Zonas plásticas en muescas de policarbonato: Las tres muescas son de 3 mm de profundidad y tienen un radio $\rho = 2$ mm y los tres espesores varían de 1 mm de izquierda a derecha [4].

MATERIAL

2.14 Descripción del material

La influencia de los elementos de aleación en el aluminio son los siguientes:

Cobre: Aumenta de manera notable la resistencia a la tracción y la dureza, tanto en condiciones de extrusión como tratado térmicamente. Las aleaciones que contienen de 4 a 6% Cu tienen una respuesta más efectiva al tratamiento térmico. Por lo general, el cobre reduce la resistencia a la corrosión y, en ambientes muy específicos en ciertos tipos de aleaciones, induce a la corrosión bajo tensión. Las adiciones de cobre reducen la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad en piezas fundidas.

Hierro: Es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0,04% Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y $\alpha-AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de hierro, dichas fases afectan adversamente la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas. Junto con el manganeso y el cromo, el hierro ayuda a formación de fases que pueden retirarse por escoriación de la colada.

Magnesio: Mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente normales o en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni y otros elementos. La fase endurecible responsable de la mejora de la dureza es el Mg_2Si y exhibe una alta solubilidad hasta un máximo de 0,7% Mg. Por encima de esta concentración no ocurre endurecimiento posterior, por efecto del ablandamiento de la matriz de aluminio. Las composiciones recomendadas para aluminios de alta calidad (*“premium”*) varían en el rango de 0,40 a 0,70%. Las aleaciones binarias Al-Mg se utilizan ampliamente cuando se requiera un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad. Las composiciones entre 4 a 10% Mg, así como aquellas que contienen más de 7% Mg son tratables térmicamente, cuya desventaja principal es la inestabilidad en las características de envejecimiento a temperatura ambiente. Las aleaciones Al-4Cu-1Mg se

caracterizan por precipitar el compuesto Al_2CuMg , responsable del endurecimiento por precipitación de dichas aleaciones.

Manganeso: Incrementa la resistencia mecánica sea por solución sólida o por finos precipitados intermetálicos. No altera la resistencia a la corrosión. Se usa en la fundición para corregir la forma acicular de los precipitados aciculares ricos en hierro y disminuir su efecto fragilizante, aunque promueve una estructura fibrosa en los lingotes. En forma de precipitados finos previene el crecimiento del grano en la recristalización. Se encuentra que el manganeso incrementa la sensibilidad al agrietamiento de las aleaciones tratables térmicamente. Hasta 1,25% Mn es el principal aleante en las aleaciones del tipo 3xxx. Con grandes deformaciones plástica, estos materiales exhiben una aceptable embutibilidad. En presencia de Fe, Cr o Ni, debe cuidarse que no sobrepasen los límites de composición para evitar la formación de cristales primarios intermetálicos.

Níquel: Se emplea conjuntamente con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas. También reduce el coeficiente de expansión térmica.

Silicio: El efecto más notable del silicio en el aluminio es mejorar las características del colado, mejorando la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente y las características de la alimentación de las piezas fundidas. Las aleaciones comerciales Al-Si varían desde composiciones hipoeutécticas hasta cerca del 25% Si. Para procesos de colado con velocidades lentas de solidificación se prefieren los rangos de 5 a 7 % Si, para moldes permanentes se recomienda 7 a 9 % Si y para fundición a presión, que inducen altas velocidades de enfriamiento, 8 a 12% Si. Se recomienda mayores cantidades de eutéctico para propósitos de alimentación de la pieza a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento. Las adiciones de silicio disminuyen la densidad y el coeficiente de expansión térmica.

Estaño: Mejora las características antifricción y la maquinabilidad. Debido a esto, se utiliza en aleaciones destinadas a cojinetes. El estaño puede influenciar la respuesta al endurecimiento de ciertas aleaciones de aluminio.

Titanio: Refina la estructura del grano del aluminio, usualmente adicionado como boruro de titanio, TiB_2 , preferiblemente en concentraciones mayores que la estequiométrica. Reduce la tendencia al agrietamiento.

Zinc: No se reportan beneficios por la adición del zinc al aluminio. Sin embargo, en aleaciones que contienen Cu y/o Mg, mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural

2.15 Aleación AA6061

Esta aleación contiene, en promedio, 0,6% Si, 1,0 % Mg, 0,30% Cu y 0,7% Fe. Es una aleación tratable térmicamente por ser de la serie 6XXX y tener como elementos principales el Mg y el Si. Según la experiencia y la práctica industrial, se logran los mejores desempeños y la máxima dureza con 0,75% si y 1% Mg. Esta aleación tiene mayor resistencia que la AA 6082 gracias a su contenido de cobre más alto y a su contenido de hierro que le garantizan un tamaño de grano más refinado.

Una de las principales aplicaciones de esta aleación, gracias a su elevada resistencia a la tracción y a su excelente maquinabilidad y apariencia, se utiliza en la industria militar para la fabricación de soportes de culatas de fusil, en la industria del plástico para moldes prototipos o para inyección, soplado e inyección y en general para portamoldes y portatroqueles, entre otros usos. Entre otras ventajas se encuentran su excelente conductividad, baja densidad, nula toxicidad y que no produce chispa y excelente resistencia a la corrosión.

En el estado **6061-T6**, es decir, solubilizado y envejecido artificialmente, dicha aleación ofrece las siguientes ventajas: Resistencia superior a la de las aleaciones 6063, óptima conformación en frío y excelentes características para soldadura fuerte y al arco. La cinética del envejecimiento de la aleación AA6061 puede observarse en la Figura 2.18.

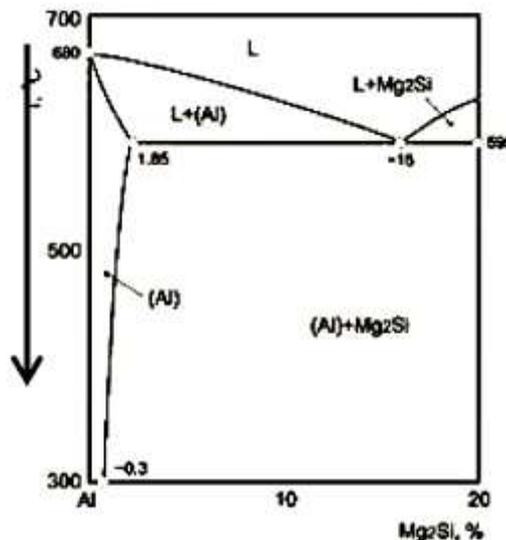


Figura 2.18 Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061 [9].

La característica esencial de este diagrama reside en que el aluminio y el compuesto Mg₂Si forman un sistema cuasi-binario que separa el diagrama ternario en dos partes. Cada una de estas partes contiene un eutéctico definido como se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1 Eutéticos del sistema Al-Mg-Si.

Eutético	Temperatura °C	Mg %	Si %
Liq= α (Al)+Mg ₂ Si+Si...	556	4,97	14
Liq= α (Al)+Mg ₂ Si+ β Al ₃ Mg ₂	450	33,5	0,2

Dada las características propias de esta aleación, no existe compuesto ternario alguno, sino una mezcla de Mg₂Si y Al₃Mg₂. El compuesto Mg₂Si, inicialmente considerado como un compuesto iónico, según las investigaciones recientes, se comporta como un semiconductor. La solubilidad del compuesto Mg₂Si en aluminio varía de una manera muy importante, en función de la temperatura como se muestra en la Tabla 2, por un lado y del exceso de magnesio, por otro.

Tabla 2 Solubilidad del Mg₂Si en función de la temperatura y del exceso del magnesio en la matriz.

Temperatura °C	Exceso de magnesio				
	0%	0,20%	0,40%	0,80%	1%
595	1,85				
535	1,2	1,15	0,97	0,67	0,55
500	1,05	0,85	0,69	0,45	0,36
400	0,53	0,35	0,2	0	0,04
300	0,3	0,16	0,02	0	0
200	0,25	0,05	0	0	0

Por el contrario, el silicio no tiene efecto apreciable sobre esta solubilidad. Sin embargo, en la práctica de la fundición de estas aleaciones, se adiciona un exceso de silicio, con el objeto de evitar todo exceso de magnesio y asegurar de esta manera la solubilidad de todo el Mg₂Si y garantizar las máximas propiedades mecánicas y físicas de la aleación. Si la aleación contiene una baja concentración de aleantes de Mg o Si, entonces el compuesto puede ser disuelto durante el tratamiento térmico. Si el porcentaje está en exceso el precipitado se distinguirá por la presencia de una estructura Widmanstätten. Por esta razón, el ajuste de la composición es vital para asegurar que no existe exceso de Mg o Si.

Puesto que dicha aleación contiene 0,7 %Fe, aparecen precipitados ternarios del tipo Fe₃SiAl₁₂ (cúbica) o Fe₂Si₂Al₉. (mono-clínica) formadas de la reacción eutéctica. Los precipitados claros y oscuros son del tipo Fe₃SiAl₁₂. Con bajos contenidos de silicio casi siempre el hierro está presente como Al₃Fe. Con el aumento de contenido de silicio entonces aparece la fase -Al-Fe-Si.

La microestructura de la aleación 6061 T6, se caracteriza por exhibir la fase alfa (más clara) con presencia de precipitados del tipo Fe₃SiAl₂ Figura 2.19.



Figura 2.19 Microestructura de un aluminio 6061 T6 (50X) [9]

IMPERFECCIONES EN SOLIDOS

2.16 Defectos interfaciales

Los defectos interfaciales son límites de grano que tienen dos direcciones y normalmente separan regiones del material que tienen diferentes estructura cristalina y/o orientación cristalográfica. Los defectos de superficie incluyen superficies externas, límites de grano, límites de macla, defectos de apilamiento y límites de fase Figura 2.20.

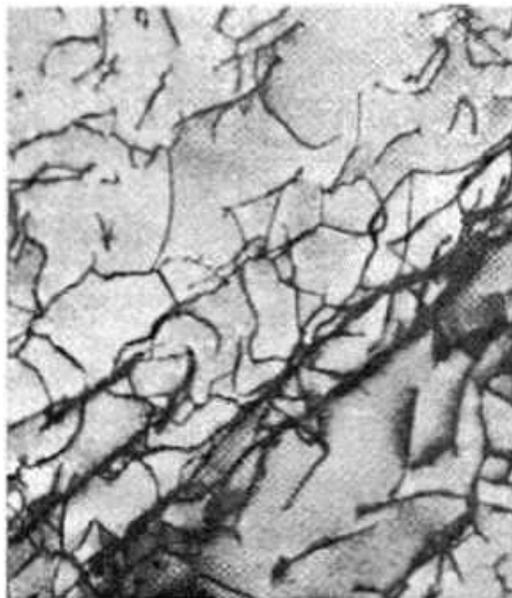


Figura 2.20 Micrografía de una aleación de titanio, obtenido mediante un microscopio electrónico de transmisión. Las líneas oscuras que se ven en la micrografía son dislocaciones. xSI450 (Cortesía de M R. Plichta. Michigan Technological University).

2.17 Límites de grano

Otro defecto interfacial, el límite de grano, se introdujo como el límite que separa dos pequeños granos o cristales que tienen diferentes orientaciones cristalográficas en materiales policristalinos. En la Figura 2.21 se ha esquematizado un límite de grano desde una perspectiva atómica. En la región límite, que en realidad tiene probablemente varias distancias atómicas de ancho, hay un cierto desalineamiento en la transición desde la orientación cristalina de un grano a la del grano vecino.

Son posibles varios grados de desalineamiento cristalográfico entre granos vecinos Figura 2.21. Cuando la diferencia de orientaciones es pequeña, del orden de unos pocos grados, se denomina límite de grano de ángulo pequeño. Estos límites se pueden describir en términos de formación de dislocaciones. Un límite de grano de ángulo pequeño se genera al alinearse

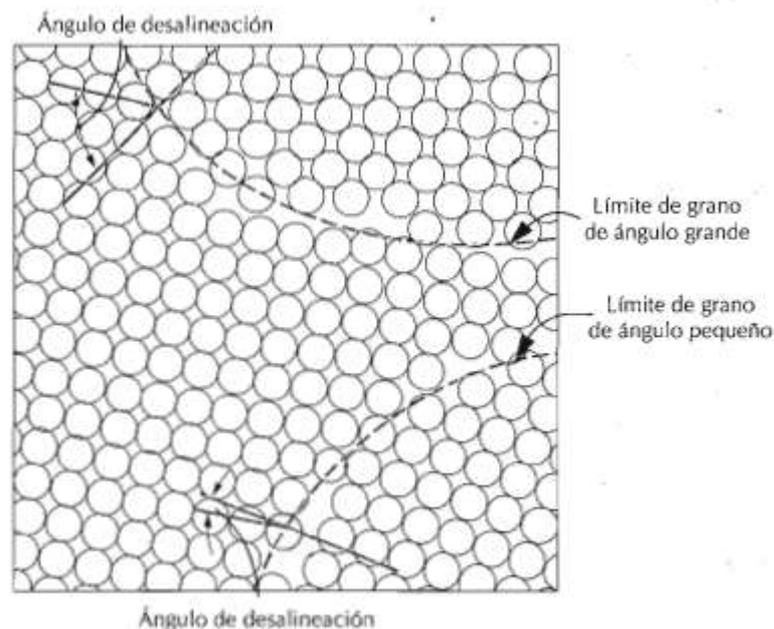


Figura. 2.21 Esquema de límites de grano de ángulos pequeño y grande y posiciones atómicas adyacentes

dislocaciones de cuña según indica la Figura 2.22. Este tipo de defecto se denomina límite de inclinación, el ángulo de desorientación, θ , también se indica en la figura. Límites de grano de ángulo pequeño torsionados se generan al formarse dislocaciones helicoidales. Frecuentemente se denominan subgranos a las regiones de material separadas por límites de grano de ángulo pequeño.

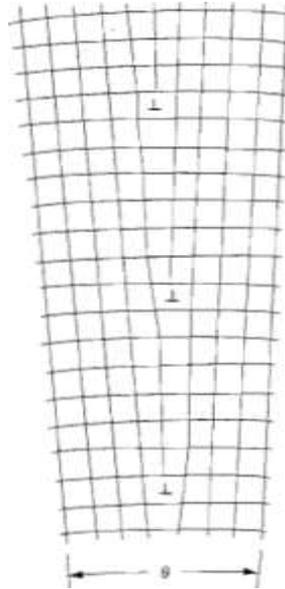


Figura 2.22 Al alinearse varias dislocaciones de curva se genera un límite de grano de ángulo pequeño (límite de inclinación; que tiene un ángulo de desorientación θ).

A lo largo de un límite de grano, no todos los átomos están enlazados con otros átomos y, por lo tanto, existe una energía de límite de grano o interfacial similar a la energía superficial, descrita anteriormente. La magnitud de esta energía es función del grado de desorientación, siendo mayor cuanto más elevado es el ángulo del límite. Los límites de grano son, químicamente, más reactivos que los propios granos como consecuencia de la energía de este límite. Además, los átomos de impurezas se segregan preferentemente a lo largo de los límites de grano debido a su superior estado energético. La energía interfacial total es menor en materiales con grandes granos que con pequeños granos, ya que el área total de límite de grano es menor. A elevada temperatura los granos crecen para disminuir la energía de límite de grano total.

A pesar de esta disposición desordenada de los átomos y de la ausencia de enlace completo a lo largo de los límites de grano, un material policristalino es muy resistente; existen fuerzas cohesivas dentro y a través de los límites. Incluso la densidad de una muestra policristalina es virtualmente idéntica a la de un monocristal del mismo material [2].

2.18 Microscopía electrónica

El límite de aumentos del microscopio óptico es de aproximadamente 2000 diámetros. Algunos elementos estructurales son demasiado finos o pequeños para su observación mediante microscopía óptica. En estas circunstancias se utiliza el microscopio electrónico, capaz de conseguir muchos más aumentos.

La imagen de la estructura investigada se genera utilizando haces de electrones en lugar de radiación lumínica. De acuerdo con la mecánica cuántica. Un electrón de elevada velocidad actúa como una onda, con una longitud de onda inversamente proporcional a su velocidad. Los electrones, acelerados mediante altos voltajes, pueden conseguir longitudes de onda del orden de 0,003 nm (3 pm). Estos microscopios tienen grandes aumentos y elevado poder resolutivo como consecuencia de la corta longitud de onda del haz de electrones. Lentes magnéticas focalizan el haz de electrones y forman la imagen. La geometría de los componentes del microscopio es, esencialmente. Igual que la del óptico. Existe la microscopía electrónica de transmisión y de reflexión.

Microscopía electrónica de transmisión. La imagen formada en un microscopio electrónico de transmisión (TEM) está formada por un haz de electrones que atraviesa una probeta. Se observan detalles de la microestructura interna: los contrastes de la imagen se consiguen por diferencias del haz difractado o dispersado por varios elementos de la microestructura o defecto Figura 2.23. Teniendo en cuenta que los materiales sólidos absorben los haces de electrones, la probeta se debe preparar de forma muy delgada para asegurar, así, la transmisión del haz incidente a través de ella. El haz transmitido se proyecta en una pantalla fluorescente o película fotográfica a fin de conseguir la imagen. Con el microscopio de transmisión, frecuentemente utilizado para el estudio de las dislocaciones, se logran aproximadamente 1 000 000 de aumentos.

Microscopía electrónica de barrido. El microscopio electrónico de barrido (SEM) es una reciente innovación llamada a ser herramienta de investigación extremadamente útil.

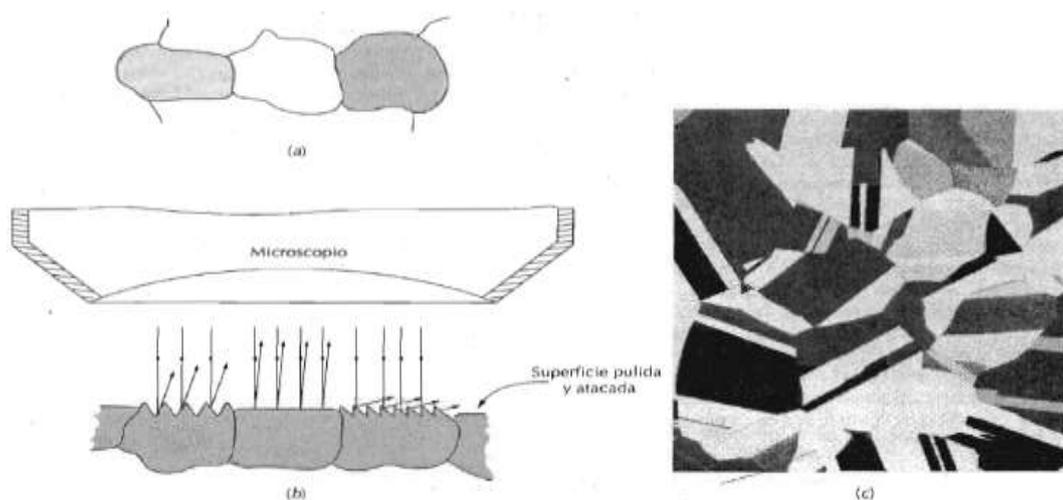


Figura 2.23 (a) Aspecto que ofrecen, al ser observados mediante microscopio óptico, los granos pulidos y atacados, (b) Sección transversal de estos granos mostrando la variación del ataque y de la textura superficial como

consecuencia de las diferentes orientaciones cristalógraficas. (0 Fotomicrografía de una probeta de latón policristalino. x 60. (Fotomicrografía cortesía de J. E. Burke, General Electric Co.) [2].

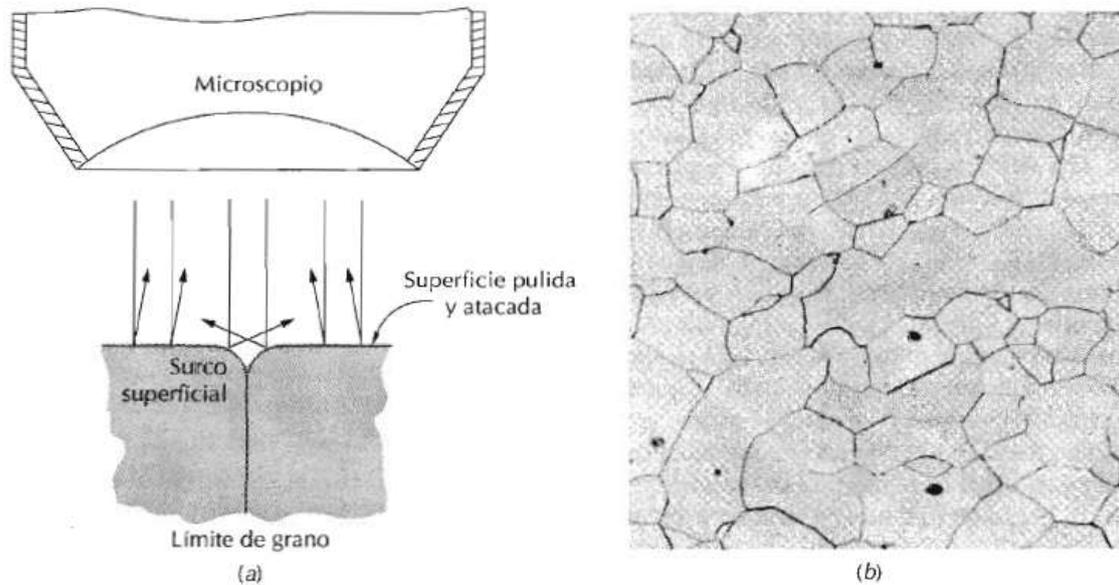


Figura 2.24 (a) Sección de un límite de grano y el surco superficial producido por ataque; se muestran las características de la luz reflejada en la vecindad del surco. b) Fotomicrografía de la superficie, pulida y atacada, de una probeta policristalina de una aleación de hierro- cromo, cuyos límites de grano aparecen oscuros x100. (Fotomicrografía cortesía de I. C. Smith y C. Brady, the National Bureau of Standards, Washington, DC.) [2].

La superficie de la probeta a examinar se barre con un haz de electrones y el haz reflejado de electrones (‘‘back-scattered’’) se recoge y se muestra con la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos (una pantalla similar a la TV). La imagen que aparece en la pantalla, que puede fotografiarse, representa las características de la probeta. La superficie debe ser eléctricamente conductora, independientemente de que esté o no pulida y atacada. Son posibles aumentos de 10 a 50 000 diámetros, con gran profundidad de campo. Equipado con accesorios, consigue el análisis químico elemental cualitativo y semicuantitativo de áreas superficiales muy localizadas Figura 2.24.

El examen microscópico constituye una herramienta extremadamente útil para el estudio y la caracterización de materiales. Los capítulos siguientes ponen en evidencia la relación entre microestructura y propiedades. Del examen de la microestructura se determina la fractura mecánica, se prevén las propiedades mecánicas de las aleaciones, el correcto o anómalo tratamiento térmico y el diseño de aleaciones con nuevas combinaciones de propiedades [2].

LASER SHOCK PROCESSING

2.19 Tratamiento superficial Láser y LSP

Tratamiento superficial con láser es una forma flexible de proteger eficazmente las superficies de componentes y herramientas de desgaste y la corrosión. Diversas técnicas de tratamiento de superficial pueden prolongar la vida de la herramienta y mejorar los componentes, rendimiento herramientas o troquel. Es un tema novedoso y potencial de gran interés en la actualidad, ya que parece ofrecer la oportunidad de salvar a materiales estratégicos o para permitir la mejora de los de los componentes con superficies idealizada. Muestra muchas ventajas en comparación con técnicas convencionales, por ejemplo, una alta flexibilidad con respecto a las geometrías procesadas o la posibilidad de una integración sencilla en líneas de producción existentes. Especialmente cuando se trata sólo una pequeña parte de la superficie de una pieza de trabajo se debe preferir el proceso láser.

El tratamiento de la superficie con láser puede causar cambios en las propiedades de la superficie de aleaciones y materiales metálicos mediante la generación de gradientes de temperatura, cambios de fase o influencias mecánicas.

- Endurecimiento LSP se produce cuando se aplican pulsos de láser con una duración en el rango de los ns. En este caso las ondas de choque que son inducidos causan una especie de deformación mecánica conectada a un aumento de la dureza. Los mecanismos involucrados son por lo tanto similares a los que ocurren durante el trabajo en frío.

El procesamiento de choque láser (LSP), también conocido como granallado choque láser o de granallado por láser, es una técnica novedosa de modificación de superficie, que se aplica con éxito para mejorar el comportamiento a la fatiga y propiedades mecánicas de aleaciones y materiales metálicos debido a el hecho de que LSP puede impartir una capa de tensión residual de compresión en la superficie que es cuatro veces más profunda que la alcanzable de granallado convencional. Después del tratamiento, la resistencia a la fatiga y la vida a la fatiga de los materiales metálicos se pueden aumentar significativamente debido a la presencia de tensiones residuales de compresión en las aleaciones y materiales metálicos.

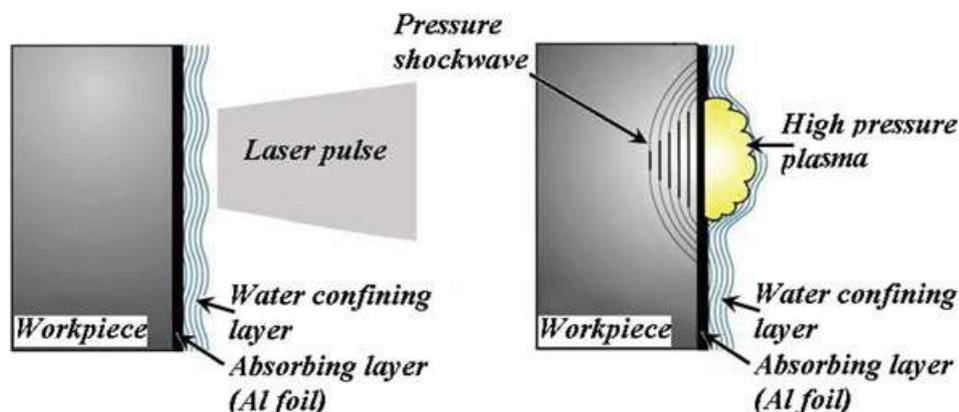


Figura 2.25 Principio esquemático del Procesamiento de choque láser [7].

El proceso LSP utiliza pulsos de láser de alta energía (varios GW / cm²) disparados en la superficie de un metal cubierto por dos capas, a saber, una capa absorbente y una capa de confinamiento agua. Cuando un pulso láser con suficiente intensidad pasa a través de la capa de confinamiento transparente y golpea la superficie del material, el material absorbente se vaporiza y forma un plasma. El plasma continúa absorbiendo fuertemente la energía del láser hasta el final de la deposición de energía. El plasma de rápida expansión está atrapado entre la muestra y la capa de confinamiento transparente, creando una presión superficial alta, que se propaga en el material como una onda de choque. Cuando la presión de la onda de choque supera el límite elástico dinámico del metal, que produce la deformación plástica en el cerca de la superficie del metal. El principio LSP se muestra esquemáticamente en la Figura 2.25

La tecnología LSP tiene las siguientes ventajas: (1) menos rugosidad en la superficie en comparación con el granallado convencional; (2) no hay partículas incrustadas; (3) Fortalecimiento correcto en las esquinas donde el impacto no podía llegar; (4) no hay material para reciclar, recoger, de calidad y limpio, ya que es con choque laser; y (5) haz de láser de impulso flexible que se puede ajustar y controlar en tiempo real [7].

ESFUERZOS RESIDUALES

2.20 Generación de un campo de tensiones residuales

Mediante el guiado óptico el pulso impacta siempre en el mismo punto. Por tanto, para poder solapar diferentes pulsos, es necesario mover la pieza objeto de tratamiento empleando el sistema de posicionamiento. La frecuencia de irradiación del láser es fija e igual a 10 hercios. Es decir, cada segundo el láser emite 10 pulsos. Dependiendo del número de pulsos que quieran introducirse por unidad de área será necesario mover los ejes del sistema de posicionamiento a una velocidad mayor o menor. Por tanto, cuando se pretenda introducir un número mayor de pulsos por unidad de área será necesario aumentar el solape, es decir, se deberá disminuir la velocidad de movimiento de los ejes. De la misma manera, la distancia entre un pulso y el siguiente se verá recortada. A esta distancia entre pulsos se le asigna la letra x en la tabla 3, donde se representan los parámetros típicos del sistema de posicionamiento durante la realización de un proceso de LSP. En la figura 2.26 se muestra un esquema del solape en 2D [8]

Tabla 3 Parámetros típicos de programación del sistema de posicionamiento XY.

Solape (pulsos/cm ²)	Velocidad (mm/s)	x (mm)
625	4	0.4
900	3.33	0.33
2500	2	0.2

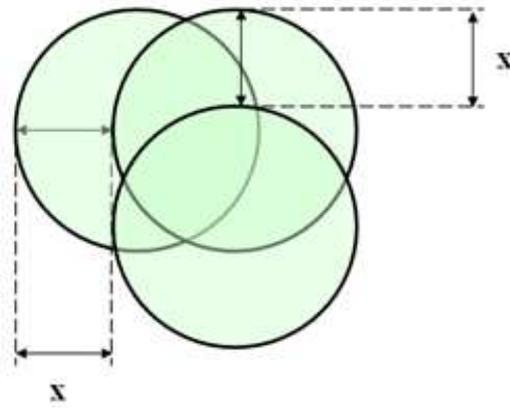


Figura 2.26 Esquema del solape en 2D.

2.21 Medida de tensiones residuales

Una vez finalizado un proceso de LSP es necesario comprobar si el tratamiento se ha realizado de forma óptima generando un campo de tensiones residuales de compresión en la superficie del material. Para ello es necesario disponer de algún sistema de medida de tensiones residuales. Se define con tensiones residuales a aquellas que existen en un material cuando no hay sollicitaciones o cargas externas. Los procesos de conformado son las causas más comunes generadoras de tensiones residuales. Los efectos provocados por las tensiones residuales pueden ser beneficiosos o perjudiciales dependiendo de su magnitud, signo y distribución, con respecto a las tensiones inducidas por cargas.

Existen diversos métodos de medida de las tensiones residuales pero los más ampliamente utilizados son la difracción de rayos X y el método del taladro empleando bandas extensométricas (comúnmente conocido como método del “agujero ciego”). Cada uno de estos métodos tiene sus ventajas e inconvenientes pero para medir tensiones residuales en profundidad el método que se recomienda por su sencillez es el del taladro empleando bandas extensométricas [8].

CAPÍTULO 3

EXPERIMENTACIÓN

Desarrollo experimental

3.1 Procedimiento experimental.

Caracterización del material

De las placas de aleación de aluminio 6061-T6 con un grosor de 12,9 mm se obtienen los especímenes. Las propiedades mecánicas se determinaron usando especímenes tipo hueso de perro como se muestra en la Figura 3.1. Los resultados se muestran en la Figura 3.2. El límite de fluencia es 288,5 MPa, resistencia a la tensión 309,1 MPa y módulo elástico 63,2 GPa.

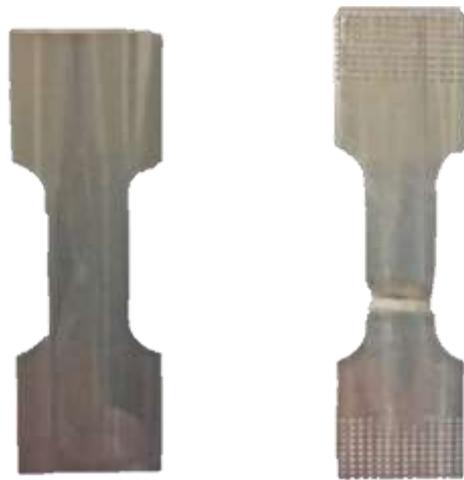


Figura 3.1 Espécimen tipo hueso de perro empleado en caracterización del material.

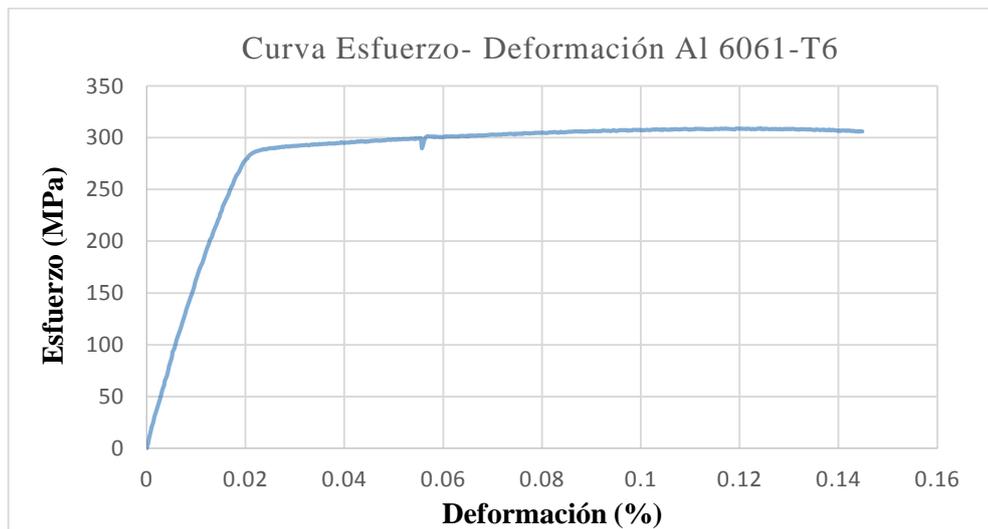


Figura 3.2 Curva esfuerzo deformación.

Para el desarrollo de esta investigación se utilizó la aleación de aluminio 6061, la cual es conocida por sus buenas propiedades mecánicas como la soldabilidad, tenacidad a la fractura a temperatura ambiente y a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-320\text{ }^{\circ}\text{F}$), ductilidad, y resistencia a la corrosión [9], la composición química del material se especifica en la Tabla 4, esta aleación se utilizó bajo las

designación T6, la cual indica que este material fue tratado térmicamente y envejecido artificialmente, en la Tabla 5 se encuentran las propiedades mecánicas del material.

Tabla 4 Composición química aleación 6061-T6

Composición Química (wt%) 6061 T6							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
0,52	0,27	0,13	0,03	0,46	0,011	0,27	0,022

Tabla 5 Propiedades mecánicas de la aleación 6061-T6

Propiedades Mecánicas 6061 T6				
σ_0 (MPa)	σ_u (MPa)	E (GPa)	K_{Ic} (MPa) \sqrt{m}	HRe
300	328	69	34	90

En el presente trabajo se utilizó el espécimen CT (Compact tensión), como se muestra en la Figura 3.3, dicho espécimen cumple con las especificaciones de la norma E399, con una modificación en la geometría de la muesca (nota 2-A)[10];

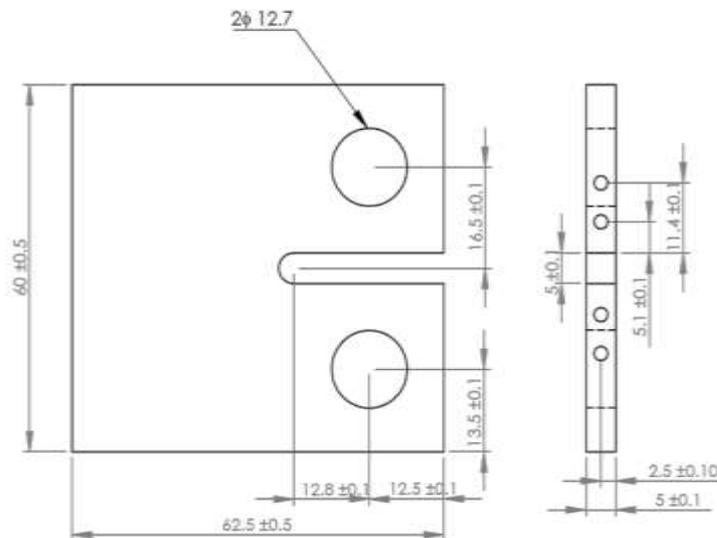


Figura 3.3 Dimensiones probeta con concentrador.

La modificación en la geometría (muesca) es una discontinuidad geométrica en diseño y causa elevados esfuerzos locales, también llamados concentradores de esfuerzo, de aquí se genera el término muesca por simplicidad, la cual requiere una especial atención debido a que su presencia reduce la resistencia de un componente a la falla por fatiga. Siendo esta una de las causantes del inicio de grietas por fatiga, los especímenes con estas características se sometieron a pruebas. Para la realizar los ensayos de crecimiento de grieta se maquinaron en total 6 probetas

tipo CT, Figura 3.3, Los especímenes fueron mecanizados haciendo coincidir la dirección de rolado con el eje de la carga aplicada a los mismos. La fase experimental del proceso se dividió en tres etapas; en la primera etapa se ensayaron 2 probetas sin tratamiento LSP, variando el diámetro del concentrador de esfuerzo de 3 mm y 5 mm, como primera instancia se fatigaron con una carga cíclica de 3 kN hasta obtener una grieta de 5 mm, Figura 3.4 (b), continuando con una propagación de la grieta hasta llegar a 14 mm de longitud, registrando el número de ciclos por cada milímetro de propagación.

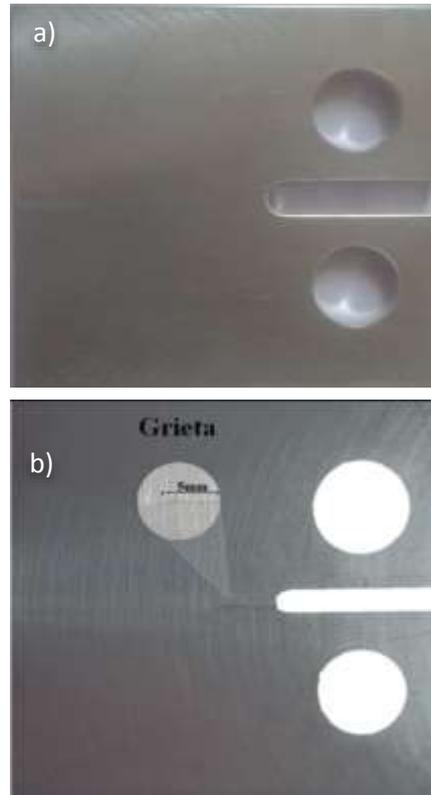


Figura 3.4 a) Probeta sin daño b) Probeta fatigada con grieta de 5mm.

Al realizar el procedimiento antes mencionado se registraron el número de ciclos de los inicios de las grietas, se obtuvieron los datos siguientes, como se muestra en la Tabla 6 para el espécimen con diámetro 3 y en la Tabla 7 para el espécimen con diámetro 5, ambos bajo una carga de 3KN:

Tabla 6 Registro de inicio de grietas de especímenes con un concentrador de 3 mm de diámetro

Diámetro	Ø 3
Carga	3 KN (B)
Núm. de ciclos de inicio de grieta	37,466
Ciclos al 50%	18,733
Ciclos al 25%	9,367

Tabla 7 Registro de inicio de grietas de especímenes con un concentrador 5 mm de diámetro

Diámetro	Ø 5
Carga	3 KN (D)
Núm. de ciclos de inicio de grieta	222,542
Ciclos al 50%	111,271
Ciclos al 25%	55,636

En la segunda etapa se fatigaron dos probetas al 25 % y dos probetas al 50 % del total de los ciclos en que iniciaron las grietas, tomando como referencia los datos de la primera etapa, en ambos porcentajes se emplearon las mismas condiciones de carga. Una vez pre-fatigadas las probetas, se procedió con la aplicación del tratamiento LSP, para lo cual se utilizó un láser Nd Q-switch: YAG con 2500 Pulsos/cm², el área tratada fue de 25 mm x 25 mm, esto se hizo con el fin de inducir una zona con un estado de esfuerzos residuales a compresión y poder observar la influencia durante el crecimiento de grieta por fatiga, en la Figura 3.5 (a) se muestra la dirección de barrido y la probeta real tratada con LSP en ambos lados Figura 3.5 (b).

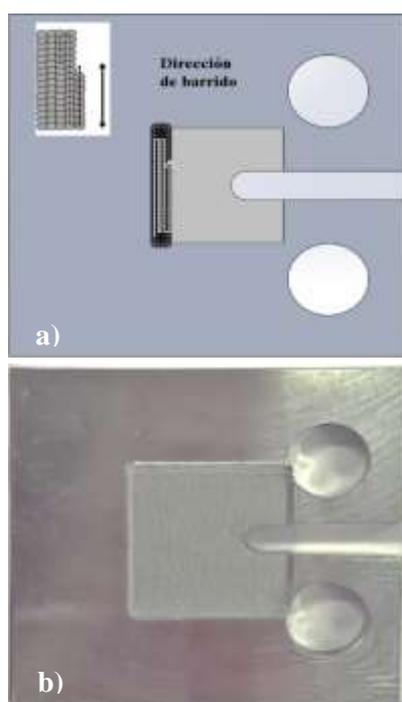


Figura 3.5 a) Dirección del barrido, b) Probeta con LSP

Tercera etapa: se realiza una comparación de resultados con el registro de inicio y propagación de la grieta en los especímenes pre-fatigados con y sin tratamiento superficial LSP observando su comportamiento.

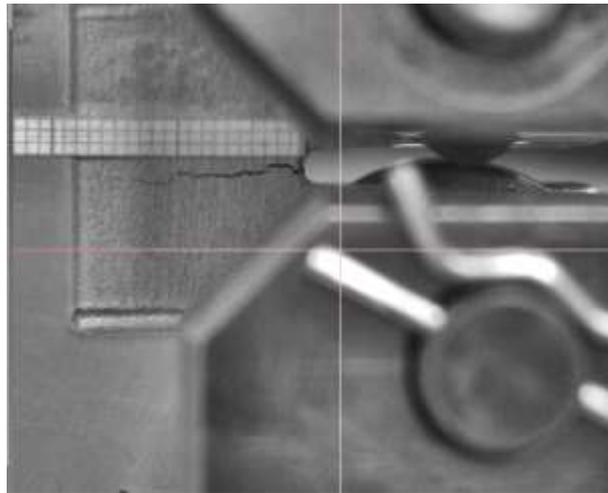


Figura 3.6 Espécimen con grieta.

Se registró la longitud de una pre-grieta desde el momento de su inicio hasta una longitud de 5 mm, es muy importante registrar el número de ciclos desde el primer milímetro para observar el retardo en la propagación en los primeros 5 mm, a partir de los 5 mm hasta los 14 mm y de los 14 mm hasta que la probeta falla, esto con el objetivo de observar el comportamiento por fatiga durante el inicio y la propagación de la grieta Figura 3.6.

Para ambos tipos de concentradores se utilizó una relación de carga $R = 0.1$ y una frecuencia de 15 Hz, para la prueba de fatiga.

Dureza Vickers

Se realizó una prueba dureza de microindentación en la zona transversal del espécimen, se realizaron cinco repeticiones a la misma profundidad con una carga de 50 g en especímenes con y sin LSP, obteniendo los resultados mostrados en la Figura 3.7, con el fin de confirmar el incremento de dureza en los especímenes después del tratamiento superficial LSP.



Figura 3.7 Prueba de dureza Vickers de especímenes con y sin LSP

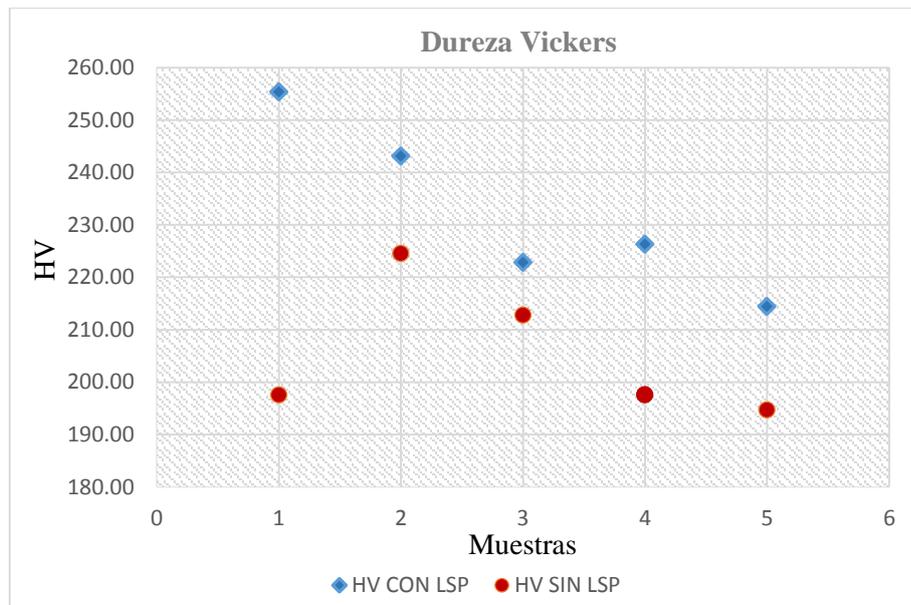


Figura 3.8 Dureza Vickers de especímenes con y sin LSP

Se obtuvo un valor máximo de 255.42 HV y un valor mínimo de 214.48 HV en el espécimen sometido a tratamiento LSP, mientras que en el espécimen sin tratamiento se obtuvo un máximo de 224.61 HV y un mínimo de 194.75 HV. Se observó un incremento notable de la dureza en el espécimen con tratamiento superficial LSP Figura 3.8.

3.2 Configuración del equipo MTS

Todas las pruebas de fatiga se llevaron a cabo empleando una máquina servo-hidráulica MTS 810, como se muestra en la Figura 3.9, a temperatura ambiente, manteniendo una relación de carga $R=0.1$, una frecuencia de 15Hz y forma de onda senoidal logrando una pre-grieta de 5mm (a partir de la punta de la muesca). A continuación se muestra el procedimiento para realizar la prueba.



Figura 3.9 MTS 810

3.3 Pasos para realizar la prueba de fatiga

Para iniciar con la prueba se encienden los enfriadores, la unidad hidráulica y el controlador del equipo, utilizando el software Station Manager propio de MTS.

- Encendemos la PC y el software Teststar MTS.
- En la PC abrimos el programa Station Manager > Strain, al realizar esto se muestra un traslado de carpetas que se convierten en tarjetas, eso indica que se está verificando que las instrucciones del procedimiento correspondiente se encuentran conectados, y funcionando correctamente.
- Se mostrara la ventana Station Manager en la que podremos observar el icono del inicio de las bombas Figura 3.10.

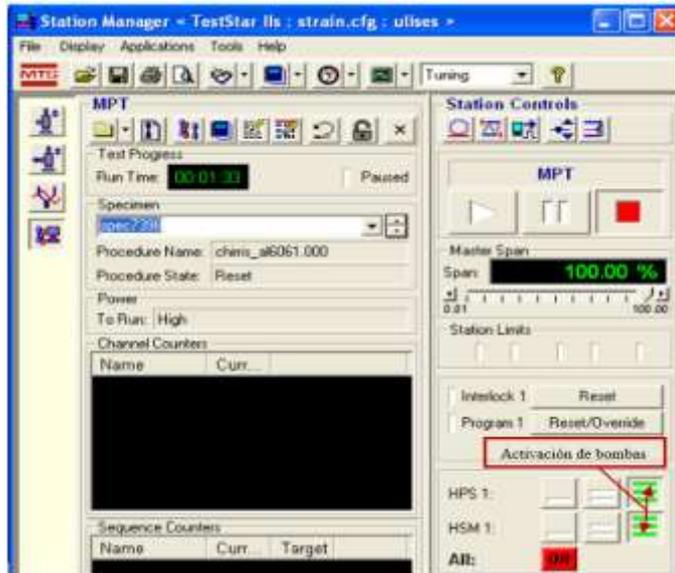


Figura 3.10 Generador de funciones, encendido de las bombas



Figura 3.11 Generador de funciones, asignando nuevo espécimen

En caso de que esta no sea la ventana que se muestra de inicio, damos click en Applications > Multi Purpose Test Ware, una vez abierta mostrara simultáneamente las siguientes ventanas.

- Activamos las bombas iniciando con los botones superiores de izquierda a derecha, y terminamos con los de la parte inferior de la misma manera, de izquierda a derecha, esto al terminar el parpadeo del botón activado en primera instancia Figura 3.11.

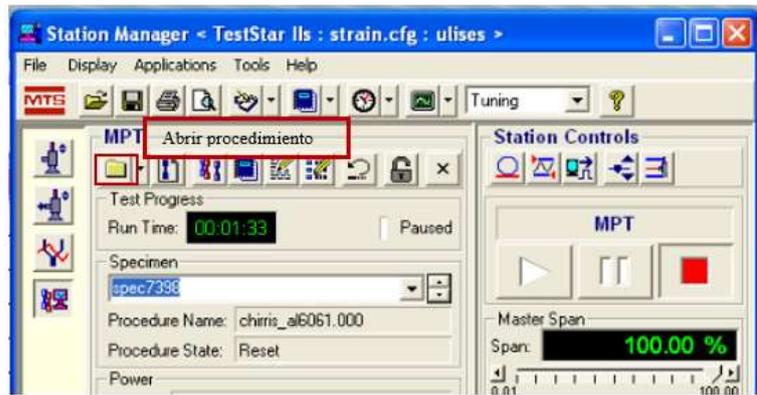


Figura 3.12 Generador de funciones, carpeta de procedimientos

El procedimiento que esta previamente configurado podemos encontrarlo en esta ventana.

Asignamos un nuevo espécimen  Figura 3.11, esto nos permitirá modificar la configuración de nuestro espécimen y activar la prueba en caso de no necesitar realizar cambios en los parámetros, es posible que necesitemos parar la prueba en dado momento, para esto solo tenemos que activar el botón STOP y para iniciar de nuevo la prueba actual solo activamos una vez más nuevo espécimen e iniciamos activando el botón PLAY Figura 3.12.

- Continuamos cambiando en la ventana Signal Auto Offset > Axial Figura 3.13



Figura 3.13 Señales de la estación.

En caso de requerir una modificación en la configuración en la ventana Station Manager > Editor de procedimiento Figura 3.14



Figura 3.14 Generador de funciones, editor de procedimiento.



Figura 3.15 Editor de procedimiento

- Seleccionamos el tipo de modificación Figura 3.15.
- Para modificar la rampa de inicio PROCEDURE > Rampa inicio Figura 3.16.

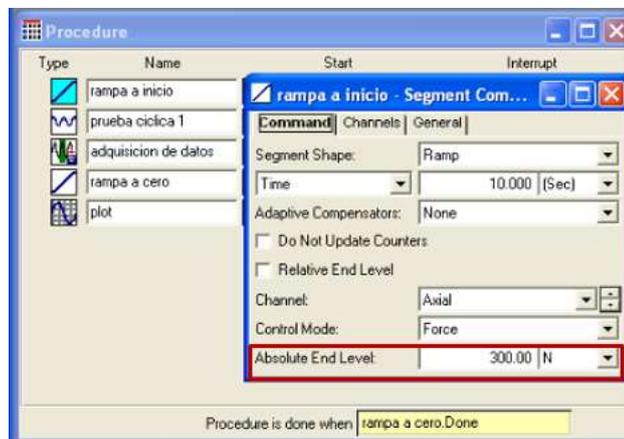


Figura 3.16 Editor de procedimiento, rampa de inicio

- En rampa de inicio configuramos el nivel de carga con el que iniciara la prueba, en este caso $P_{\min}=300$ N y el tiempo de 10 segundos, este es el tiempo que tardara en llegar al nivel de carga configurado

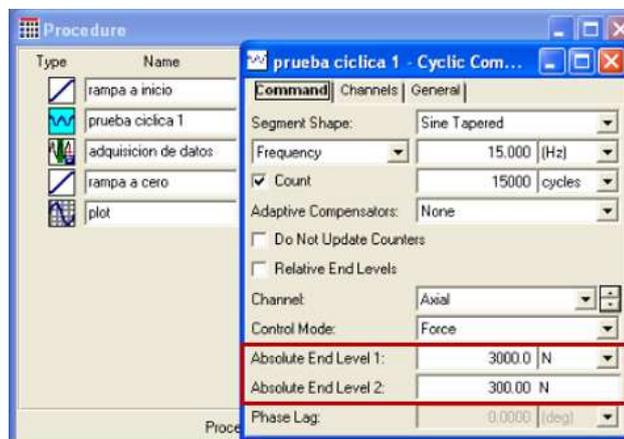


Figura 3.17 Editor de procedimiento, configuración de prueba cíclica

En la ventana rampa a cero configuramos la frecuencia deseada, en este caso 15 Hz, el número de ciclos deseado 15,000 ciclos y el nivel mínimo y máximo de carga de la prueba, con una $P_{\min}=300$ N y $P_{\max}= 3000$ N Figura 3.17.

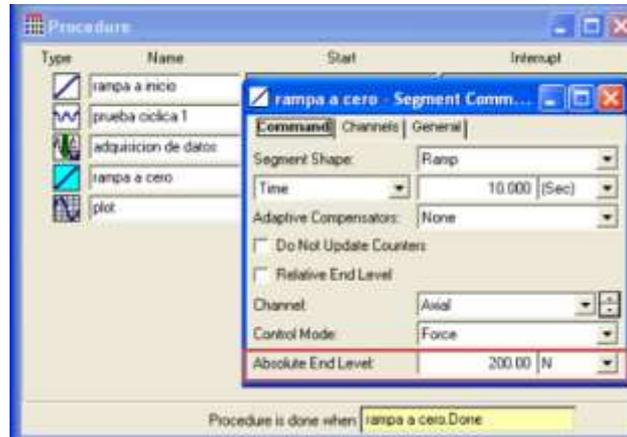


Figura 3.18 Editor de procedimiento, configuración de rampa cero

- En rampa a cero configuramos el nivel mínimo de carga deseado, en este caso $P_{\min}= 200$ N y un tiempo de 10 segundos Figura 3.18.

Una vez configurado el procedimiento se coloca la probeta, y ajustamos la posición con el control manual Figura 3.19.



Figura 3.19 Control Manual del actuador

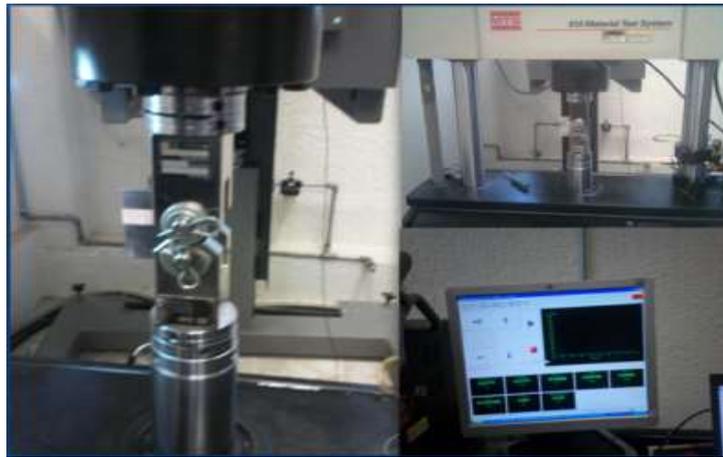


Figura 3.20 Arreglo de la prueba de fatiga

Una vez colocado el espécimen como se muestra en la Figura 3.20, desactivamos el control manual. Para asignar una precarga activamos la ventana Manual Command > Active mode > Axial, asignamos $P = 0.05$ > Enter > desactivamos la ventana Figura 3.21.



Figura 3.21 Control manual de fuerza y desplazamiento

Es importante mantener activado el control manual o el de control de fuerza mientras colocamos el espécimen, de lo contrario el pistón se desplaza, así mismo activar o desactivarlo si se configura una carga en Manual Command, de lo contrario nos mandara un error.

Una vez configurado lo anterior activamos la ventana PLAY para iniciar la prueba.

En la ventana Station Setup > Station > Channel > Axial > Force, ajustamos la ganancia conforme esta disminuya, lo observaremos en la ventana Scope, en ella podremos observar el nivel de carga real aplicado y la configurada Figura 3.22.

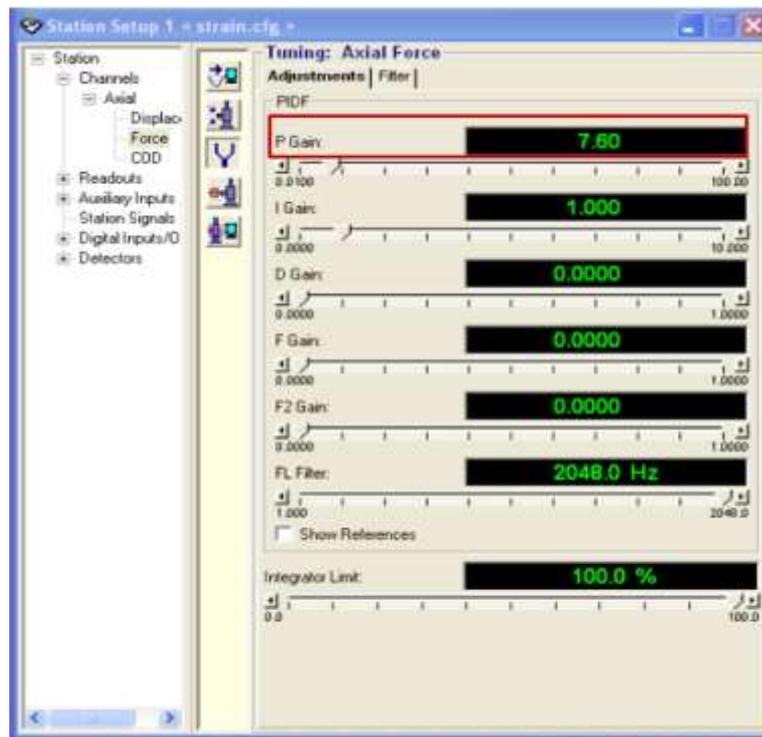


Figura 3.22 Configuración de la estación, ajuste de ganancia

Cuando se da inicio a la prueba, se aprecia una pantalla (Scope) donde se observa la carga configurada moviéndose cíclicamente, en color azul la carga configurada y en color rojo la carga real aplicada, es importante mantener una misma amplitud de onda, para mantener $R = 0.1$, como se observa en la Figura 3.23.

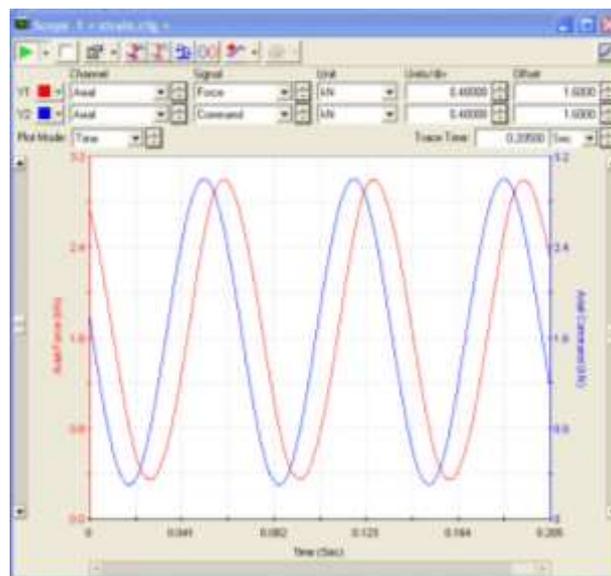


Figura 3.23 Osciloscopio, muestra la carga real en azul y la configurada en rojo

3.4 Método para efectuar el perfil de Esfuerzos Residuales

El perfil de Esfuerzos Residuales, se obtuvo mediante la técnica del Agujero Ciego como lo indica la Norma ASTM E 837[11]. Esta describe en detalle el procedimiento para la obtención de los esfuerzos residuales en función de la profundidad. Con este método, una roseta especialmente configurada está unida a la superficie del objeto de prueba; y un agujero pequeño, a 1 mm profundidad se introduce en la estructura, a través del centro de la galga, con un aparato de taladrado de precisión. Las deformaciones en las inmediaciones del orificio se miden, y los esfuerzos residuales se calculan a partir de estas mediciones. Para realizar la prueba se realizaron los pasos siguientes:

- Se pega la roseta en la pieza en donde se desean medir los esfuerzos
- La roseta esta cableada y conectada a un indicador multicanal, tales como las mediciones Micro Modelo P3
- Una guía de fresado de precisión Equipo Milling Guide RS-200 que está unido a la parte de prueba y centradas con precisión sobre un objetivo de perforación en la roseta.
- Después de equilibrio cero de los circuitos de calibre, un agujero pequeño y poco profundo se perfora a través del centro geométrico de la galga.
- El uso de las relaciones especiales de reducción de datos, las principales tensiones residuales y su orientación angular se calculan a partir de las deformaciones medidas.

El uso de equipos y suministros disponibles en el mercado, y la adhesión a las recomendaciones de la norma ASTM, el método agujero de perforación se puede aplicar de forma rutinaria por ningún análisis técnico cualificado de estrés, ya que no se requiere ninguna habilidad especial para hacer las mediciones. El método también es muy versátil, y se puede realizar ya sea en el laboratorio o en el campo, en objetos de prueba que van ampliamente en tamaño y forma. Se refiere a menudo como una técnica de ensayo "semi destructiva", ya que el pequeño agujero en muchos casos no pone en peligro la integridad estructural de la pieza (el agujero es típicamente de 1/32 a 3/16 de [0.8 a 4,8 mm] de diámetro y 1 mm de profundidad).

Para la realización de la prueba se utilizó el equipo Milling guide RS-200 Figura 3.24 para perforar en el centro de la galga CEA-XX-062UL-120 Figura 3.27. El equipo cuenta con ocular que sirve para centrar la broca de perforación en el centro de la galga, una guía fresadora que sirve para taladrar, tornillos de posicionamiento, una lámpara para iluminación y diversas partes que facilitan la colocación del equipo.

Una vez colocado y centrado para realiza el agujero en la galga se coloca la guía fresadora para taladrar a la profundidad deseada. Las lecturas se toman cada 0.01 mm de avance hasta llegar a la profundidad de 0.30 mm, después las lecturas se registran cada 0.05 mm hasta llegar a 1 mm de profundidad. El cortador que se utilizo fue de 1.6 mm de diámetro a una velocidad de 40000 rpm (velocidad constante).

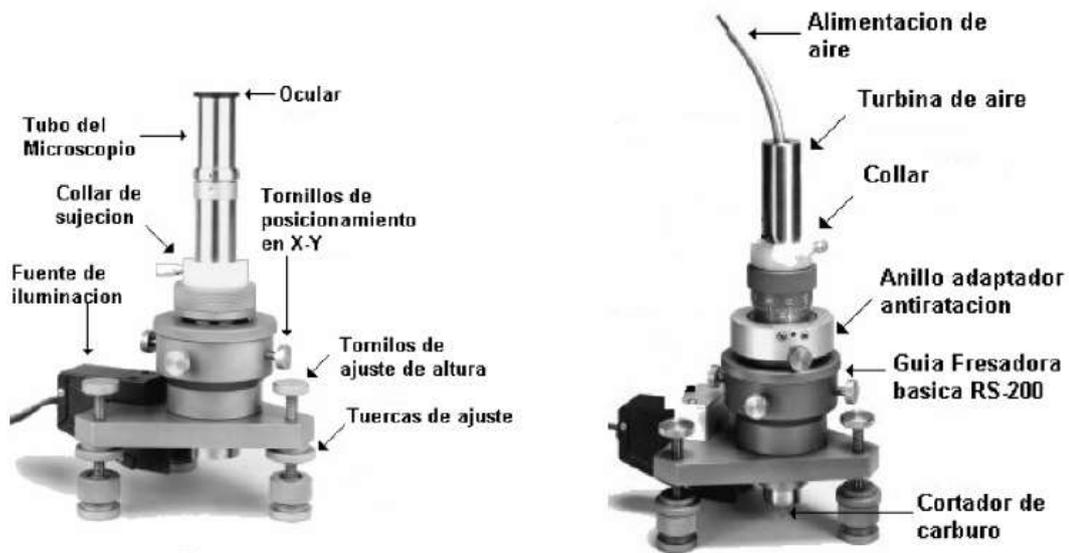


Figura 3.24 Equipo Milling Guide RS-200

Las deformaciones se midieron utilizando el equipo P3, es un Indicador y grabador portátil, capaz de leer simultáneamente deformaciones de arreglos de cuarto, medio y puente completo, incluyendo los transductores basados en medidor de deformación. Diseñado para su uso en una amplia variedad de pruebas físicas y aplicaciones de medición, las funciones del P3 también pueden ser como puente amplificador, indicador de presión estática, y registrador de datos digitales Figura 3.25 [12].



Figura 3.25 Equipo P3, indicador, grabador [13].

En la Figura 3.26 podemos observar la configuración de los distintos tipos de roseta para medir deformaciones, en este caso se utilizó una roseta CEA-XX-062UL-120, se colocó siempre paralelo a la dirección del laminado del material, como se observa en la Figura 3.28.

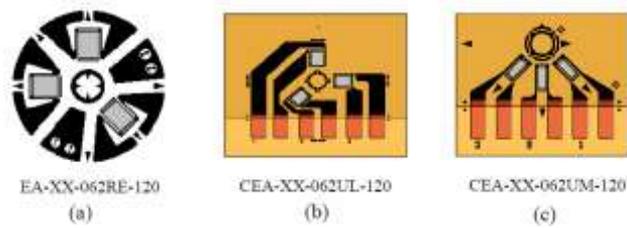


Figura 3.26 Tipos de galgas para la medición de esfuerzos residuales

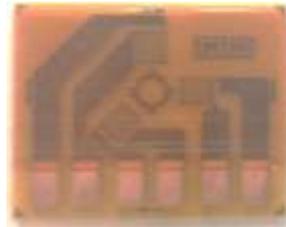


Figura 3.27 Galga CEA-XX-062UL-120

El modelo de galga CEA-XX-062UL-120 es un diseño robusto de un medidor de deformación que incorpora todas las ventajas prácticas de la serie CEA (soldadura de cobre integral, pestañas, conformabilidad, etc.). Todas las pestañas de soldadura están en un lado de la galga para simplificar la colocación del cable conductor al equipo. Es compatible con todos los métodos de la introducción del agujero, y la geometría rejilla medidor de deformación es idéntico al patrón 062RE Figura 3.27, en la Figura 3.29 se muestra la configuración de los diferentes tipos de roseta.

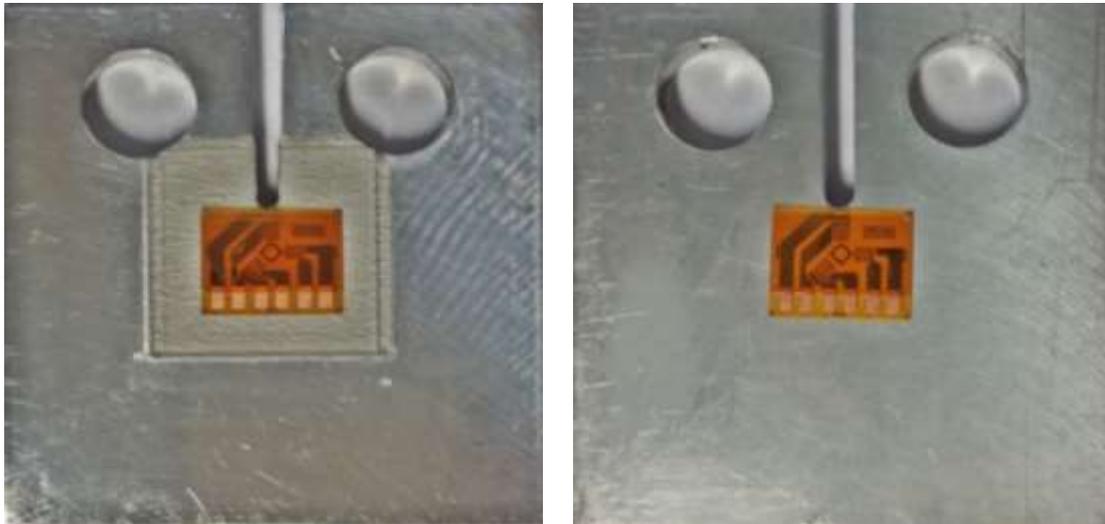


Figura 3.28 Galga colocada en el área tratada con y sin LSP

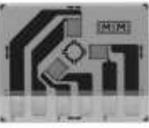
GAGE PATTERN AND DESIGNATION Insert Desired S-T-C No. in Spaces Marked XX. See Note 1		RES. IN OHMS	DIMENSIONS					
			GAGE LENGTH	GRID CTR'LINE DIA.	TYPICAL HOLE DIA.		MATRIX	
					Min.	Max	Length	Width
EA-XX-031RE-120 EA-XX-031RE-120/SE		120 ± 0.2% 120 ± 0.4%	0.031	0.101	0.03	0.04	0.29	0.29
			0.79	2.56	0.8	1.0	7.4	7.04
			Due to small pattern size, measurement error can be magnified by slight mislocation of drill hole. Pattern not recommended for general-purpose applications.					
N2K-XX-030RR-350/DP		350 ± 0.4%	0.30	0.170	0.090	0.100	0.37	0.37
			0.76	4.32	2.3	2.5	9.4	9.4
			Special six-element configuration that provides somewhat higher output than three-element designs.					
EA-XX-062RE-120 EA-XX-062RE-120/SE		120 ± 0.2% 120 ± 0.4%	0.062	0.202	0.06	0.08	0.42	0.42
			1.57	5.13	1.5	2.0	10.7	10.7
			Most widely used RE pattern for general-purpose residual stress measurement applications.					
EA-XX-125RE-120 EA-XX-125RE-120/SE		120 ± 0.2% 120 ± 0.4%	0.125	0.404	0.12	0.16	0.78	0.78
			3.18	10.26	3.0	4.1	19.8	19.8
			Larger version of the 062RE pattern.					
CEA-XX-062UL-120		120 ± 0.4%	0.062	0.202	0.06	0.08	0.50	0.62
			1.57	5.13	1.5	2.0	12.7	15.7
			Fully encapsulated with large copper-coated soldering tabs. Same pattern geometry as 062RE pattern.					
CEA-XX-062UM-120		120 ± 0.4%	0.062	0.202	0.06	0.08	0.38	0.48
			1.57	5.13	1.5	2.0	9.6	12.2
			Fully encapsulated with large copper-coated soldering tabs and special trim alignment marks. Trim line spaced 0.068 in [1.73 mm] from hole center. Limitations may exist in data reduction equations.					

Figura 3.29 Especificaciones de los tipos de rosetas [14]

3.5 Observación microscópica

Se prepararon 3 especímenes para su observación utilizando un microscopio, en dos de ellos para observar los cambios al aplicar el tratamiento superficial LSP, un espécimen más se observó para apreciar las etapas de la fatiga. Se utilizaron dos equipos, un microscopio metalúrgico invertido EPHIPHOT 200 y el microscopio electrónico de barrido JSM-6610LV.

Con el equipo EPHIPHOT se logró observar el tamaño del grano y los precipitados inducidos por el tratamiento superficial LSP.

EPHIPHOT 200

Es el instrumento de elección para aquellos de ustedes cuyo principal enfoque es la observación y la proyección, con capacidad fotomicrográfico Figura 3.30, con el analizamos los especímenes como se muestra en la Figura 3.31.

Características principales:

Diseño operador amistoso

Controles de fácil acceso ergonómicamente ubicados, por lo que se considera que facilita su utilización.

Estable y fiable

El cuerpo del microscopio es de acero fundido, soporte frontal y la parte trasera, un perfil bajo y un sistema de enfoque de boquilla, todo para hacer un instrumento robusto estable.

CF Sistema óptico infinito

Cada componente del sistema de CF se corrige individualmente para las aberraciones, lo que resulta en imágenes nítidas y claras. Más de 40 lentes del objetivo están disponibles, desde 1.5X a 200X [15].



Figura 3.30 Microscopio metalúrgico invertido EPHIPHOT 200



Figura 3.31 Probetas observadas en microscopio con y sin LSP

Los microscopios electrónicos de transmisión extienden el aumento en el rango de micras, esto permite la formación de imágenes de resolución atómica y la capacidad de obtener información de análisis elemental y cristalográfico al mismo tiempo. En varios casos, determinar la causa de un fallo.

El JSM-6610LV

Es un microscopio electrónico de barrido de alta resolución de 3.0 nm en el modo de alto vacío y 4.0 nm en el modo de bajo vacío. El modo de bajo vacío permite la observación y análisis de muestras no conductivas, húmedas o no compatibles con el alto vacío Figura 3.33.

El microscopio tiene acoplados cuatro detectores:

Detector de electrones secundarios tipo E-T (Everhart-Thornley): la señal producida se forma a partir de una delgada capa superficial de la muestra (cientos de nanómetros) y con una energía inferior a 50 eV. Debido a la baja energía de estos electrones, en su trayectoria hacia el exterior de la muestra van perdiendo energía por diferentes interacciones, por tal razón, sólo los que están muy próximos a la superficie tienen cierta probabilidad de salir del material y llegar al detector, dando una imagen en relieve o tridimensional.

Detector de electrones retrodispersados de estado sólido multielementos: debido a que la emisión de estos electrones es causada por choques de tipo elástico, con energía equivalente a la de los electrones incidentes (mayor de 50eV), depende fuertemente del número atómico (Z) de la muestra. Esto implica que dos zonas de la muestra con composición heterogénea se manifiestan con distinta intensidad; aunque no haya ninguna diferencia de topografía entre ellas. A mayor Z mayor intensidad. Las zonas con menor Z se verán más oscuras.

Detector de espectroscopia por dispersión de energía de rayos X (EDS): Cuando el haz de electrones incide sobre la superficie de la muestra, se produce la ionización (pérdida de electrones internos) de los átomos presentes. En este estado un electrón de una capa más externa

salta a ocupar el hueco originado. Este salto produce una liberación de energía, equivalente a la diferencia entre las energías que tenía cada electrón en su orbital correspondiente. Esta energía de rayos X es única para cada elemento. Al representar la intensidad de esta radiación electromagnética frente a su energía, se adquiere un espectro de rayos X, compuesto por una serie de picos, denominados líneas de intensidad variable, que se conocen como rayos X característicos.

Detector de electrones secundarios para observaciones en el modo de bajo vacío [16].

Con el microscopio electrónico de barrido JSM-6610LV, observamos las etapas de la fatiga en el espécimen de la Figura 3.32.



Figura 3.32 Probeta fatigada con tratamiento LSP



Figura 3.33 Microscopio electrónico de barrido JSM-6610LV

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

Análisis de resultados

4.1 Razón de crecimiento de grieta da/dN

Por último se realiza un estudio del crecimiento de grieta, empleando las probetas pre-fatigadas y tratadas con LSP, bajo las condiciones mencionadas en las etapas uno y dos del capítulo 3, con el objetivo de observar y registrar el beneficio obtenido al aplicar tratamiento superficial LSP.

Se fatigó una probeta sin tratamiento LSP con un concentrador de esfuerzo de $\varnothing 5$ con una carga de 3 kN, teniendo como resultado una grieta que inició a los 222,542 ciclos, a partir de esto se pre-fatigó una probeta al 25% Figura 4.1 y otra al 50% Figura 4.2 del total de los ciclos del inicio de grieta, ambas con el mismo nivel de carga, posterior a la pre-fatiga se les aplicó el tratamiento LSP. En la Figura 4.3 se observa el beneficio del LSP en la extensión de vida a la fatiga, en la probeta pre-fatigada al 50% se logró un incremento de 27,000 ciclos, mientras que en la probeta pre-fatigada al 25% se obtuvo un incremento de 29,000 ciclos.

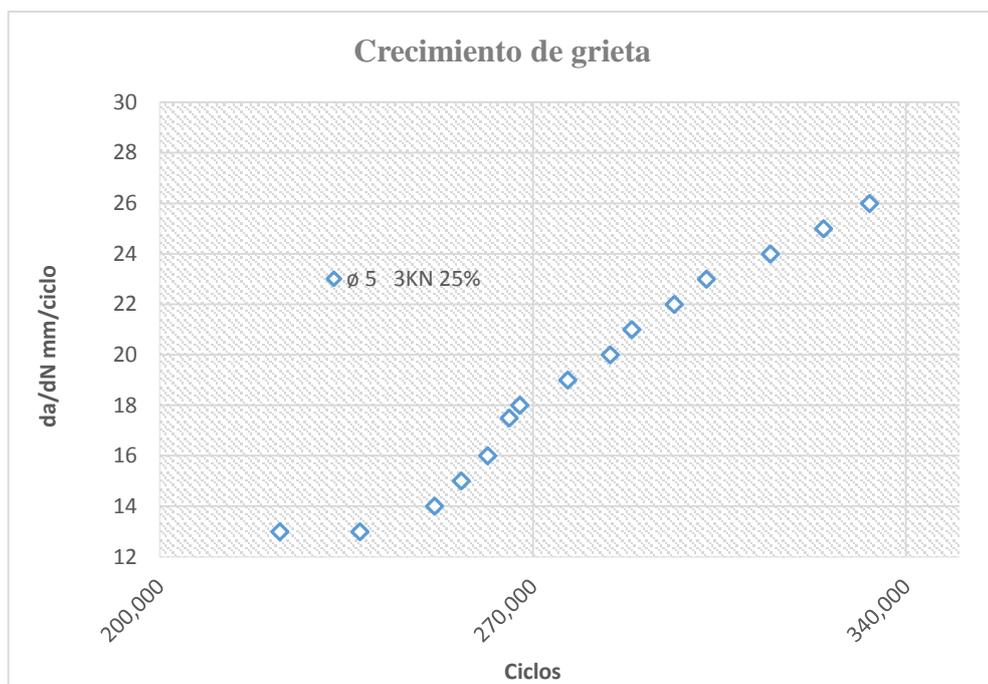


Figura 4.1 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 25%

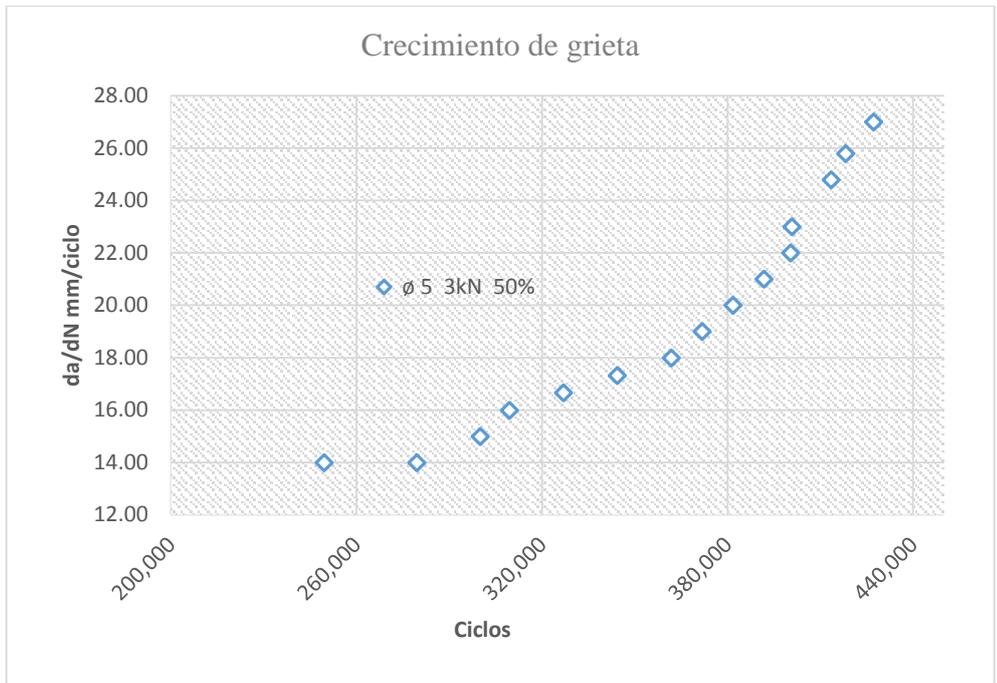


Figura 4.2 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 50%

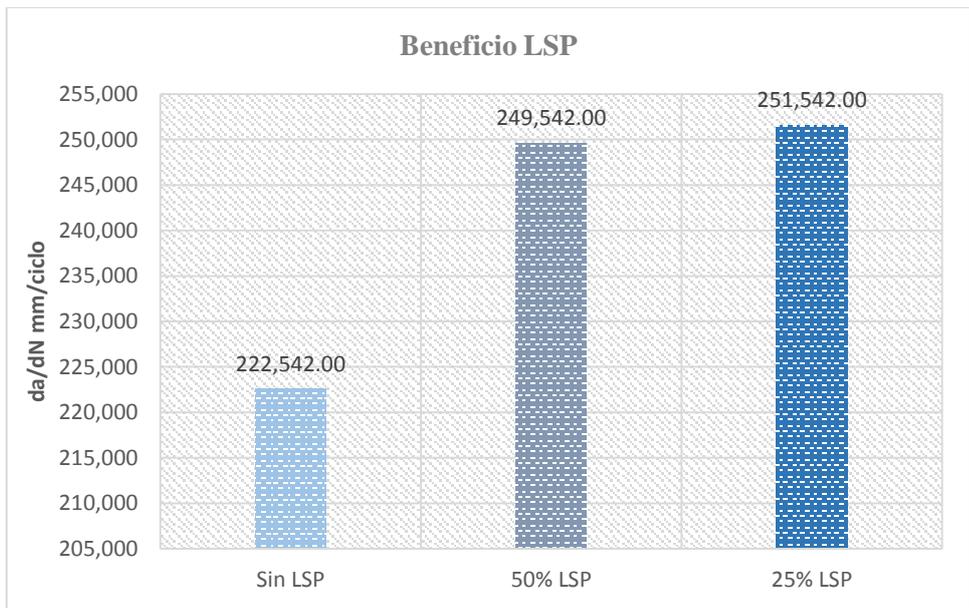


Figura 4.3 Beneficio del LSP en la extensión de la vida por fatiga con un concentrador diámetro 5

En la Figura 4.3 se observa el beneficio del LSP en la extensión de vida a la fatiga, en la probeta pre-fatigada al 50% se logró un beneficio del 12.13%, mientras que en la probeta pre-fatigada al 25% se obtuvo un 13.03%.

Se fatigó una probeta sin tratamiento LSP con un concentrador de esfuerzo de $\phi 3$ con una carga de 3 kN, teniendo como resultado una grieta que inició a los 37,466 ciclos, a partir de esto se pre-fatigó una probeta al 25 y otra al 50 % del total de los ciclos del inicio de grieta, ambas con el mismo nivel de carga, posterior a la pre-fatiga se les aplicó el tratamiento LSP. En la probeta pre-fatigada al 25% se obtuvo un incremento de 16,234 ciclos Figura 4.4, mientras que en la probeta pre-fatigada al 50% se logró un incremento de 21,999 ciclos Figura 4.5.

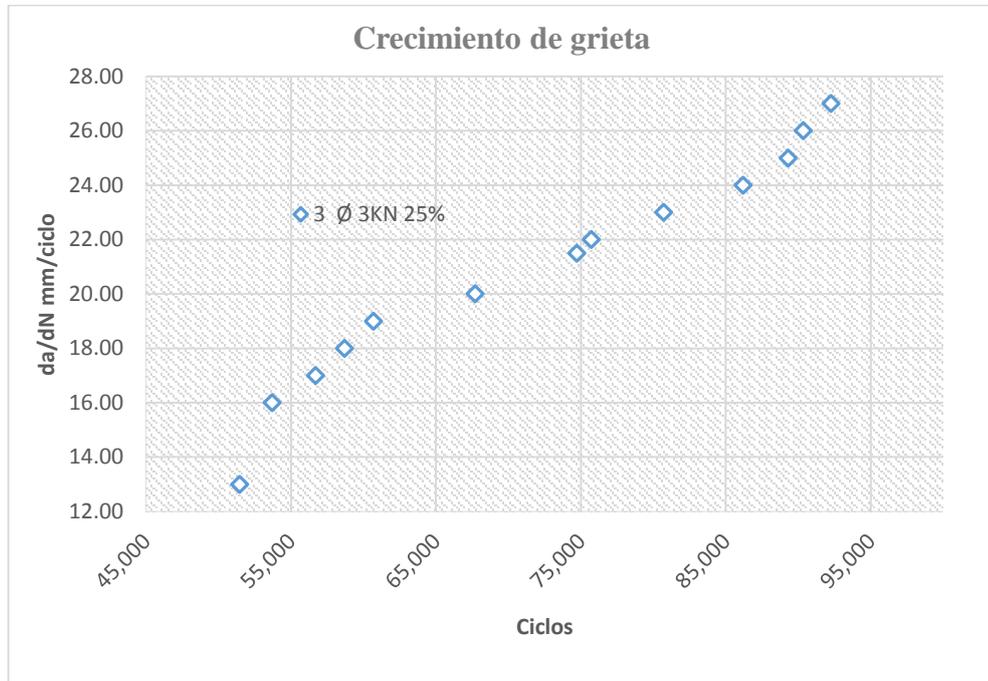


Figura 4.4 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 25 %

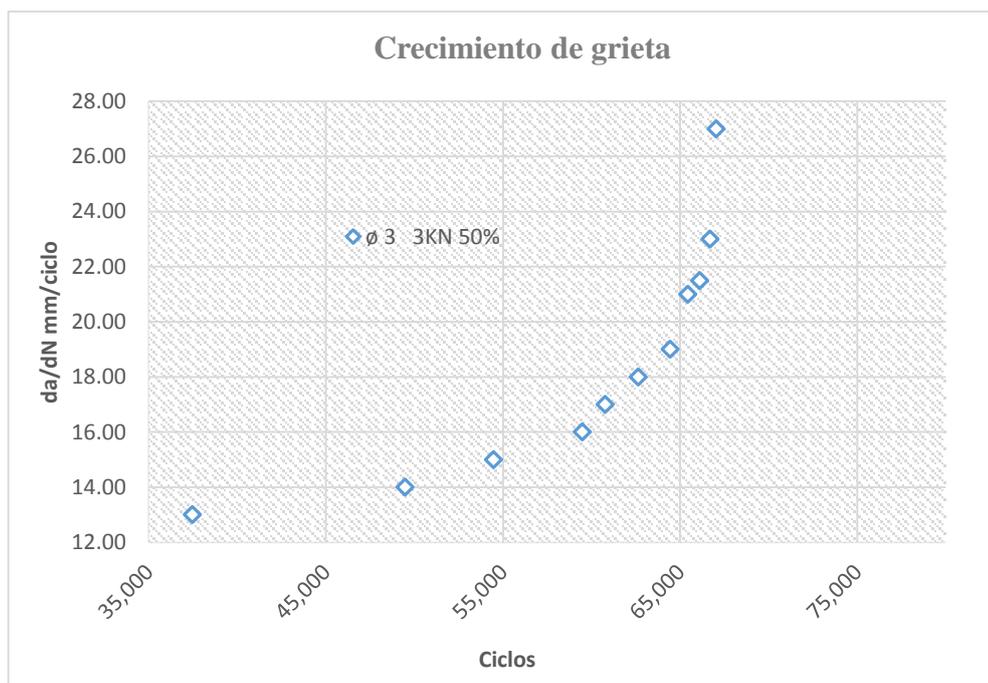


Figura 4.5 Razón de crecimiento de grieta con 3kN pre-fatigada al 50 %

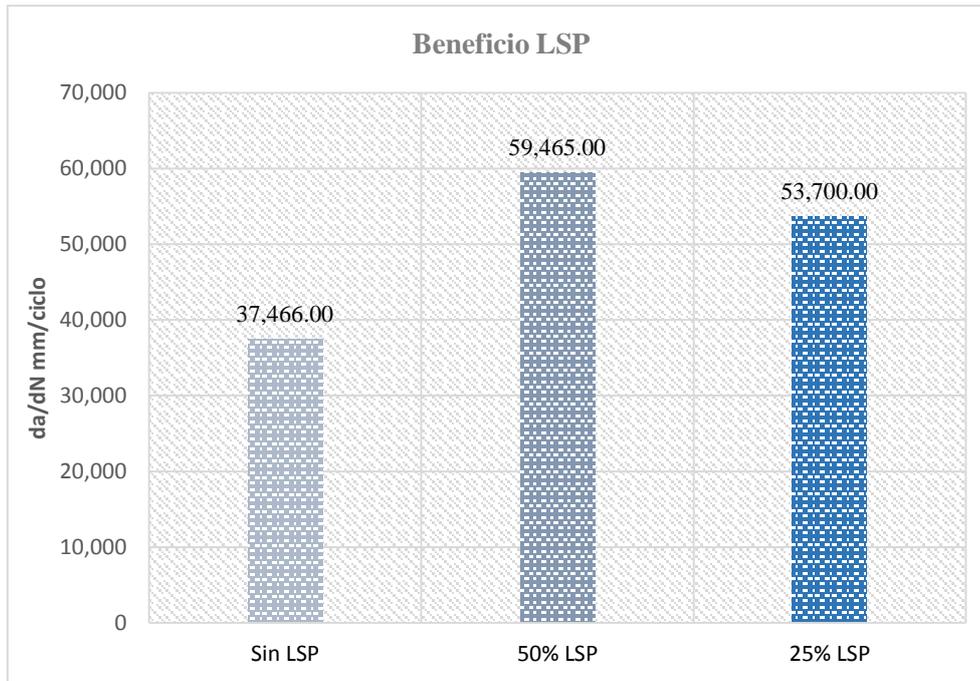


Figura 4.6 Beneficio del LSP en la extensión de la vida por fatiga con un concentrador diámetro 5

En la Figura 4.6 se observa el beneficio del LSP en la extensión de vida a la fatiga, en la probeta pre-fatigada al 50% se logró un beneficio del 58.72%, mientras que en la probeta pre-fatigada al 25% se obtuvo un 43.33%.

De las tablas anteriores y los datos de inicio de grieta de probetas sin tratamiento se obtuvo una tabla comparativa del beneficio de la aplicación de LSP en los especímenes

Se ha demostrado que el tratamiento de choque láser (LSP) es una técnica de tratamiento de la superficie eficaz para mejorar las propiedades de fatiga de la aleación de aluminio 6061-T6. Esto es debido al campo de tensiones residuales inducidas en la superficie [17].

4.2 Razón de Crecimiento de Grieta vs. Factor de Intensidad de Esfuerzos

La relación entre el crecimiento de la grieta y el número de ciclo se calcula mediante las siguientes ecuaciones.

$$F_p = \frac{2+\alpha}{1-\alpha^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (4.1)$$

$$\left(\frac{da}{dN} \right) \cong \left(\frac{\Delta a}{\Delta N} \right) = \frac{a_j - a_{j-1}}{N_j - N_{j-1}} \quad (4.2)$$

$$\Delta K_j = F \Delta S \sqrt{\pi a_{avg}}, \Delta K_j = F_p \frac{\Delta P}{t\sqrt{b}} \quad (4.3)$$

$$\alpha_{avg} = \frac{a_{prom}}{b}, \quad a_{avg} = \frac{a_j + a_{j-1}}{2} \quad (4.4)$$

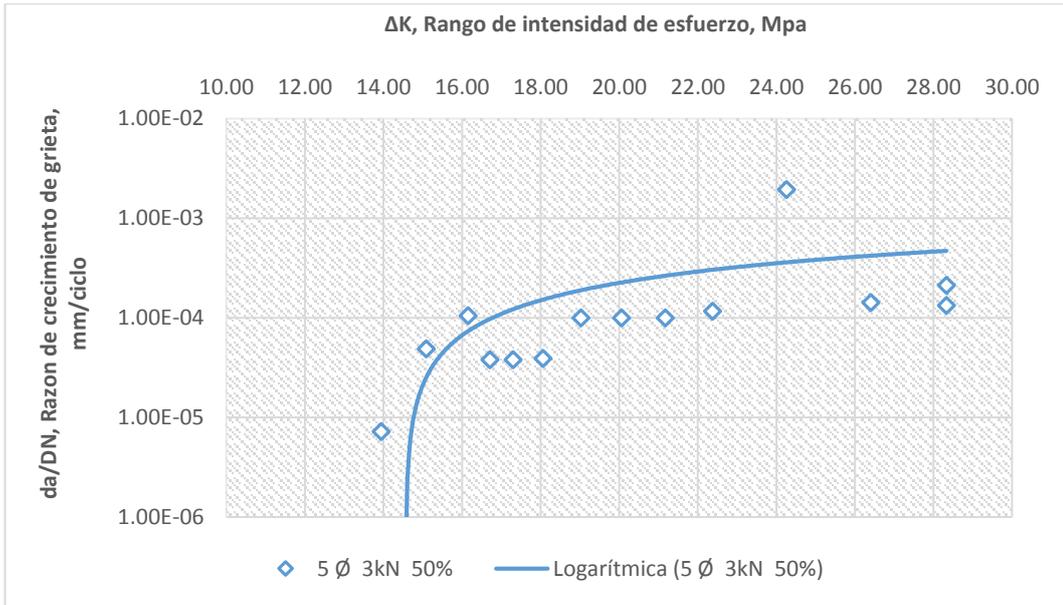


Figura 4.7 da/dN vs ΔK, espécimen 5 Ø pre-fatigado al 50%

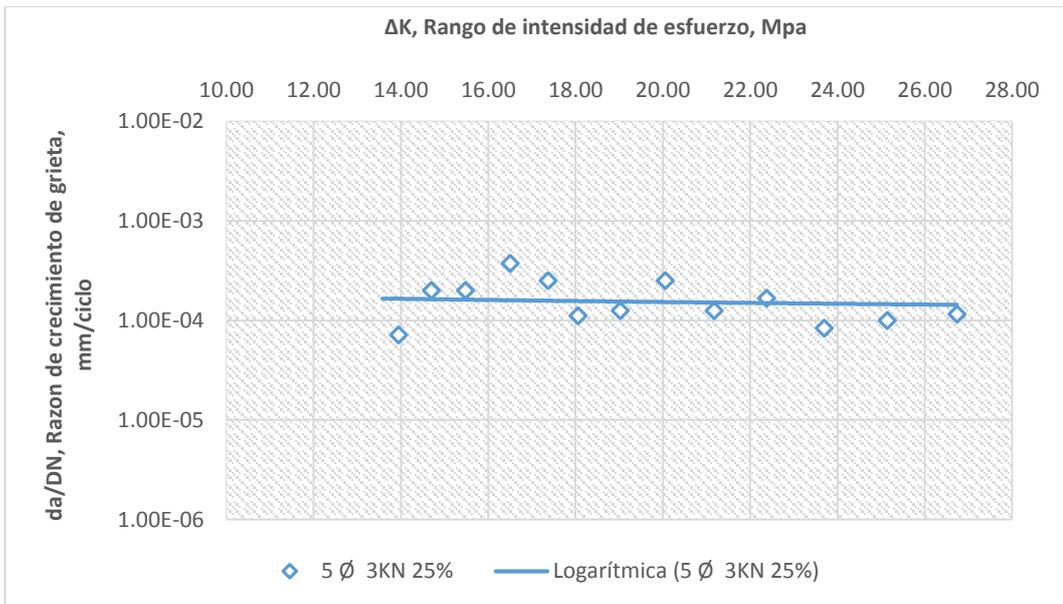


Figura 4.8 da/dN vs ΔK, espécimen 5 Ø pre-fatigado al 25%

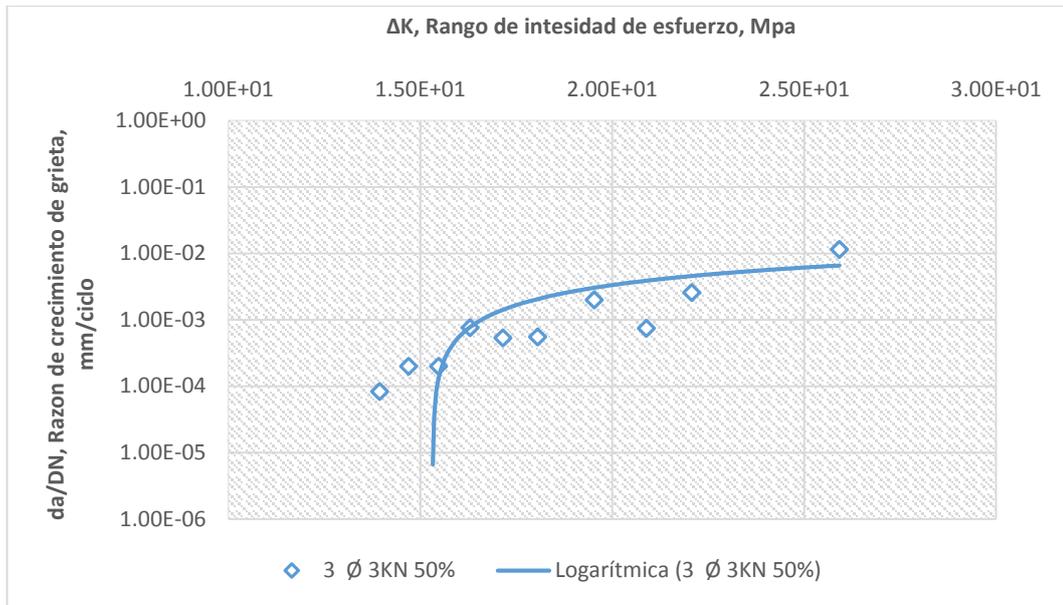


Figura 4.9 da/dN vs ΔK , espécimen 3ø pre-fatigado al 50%

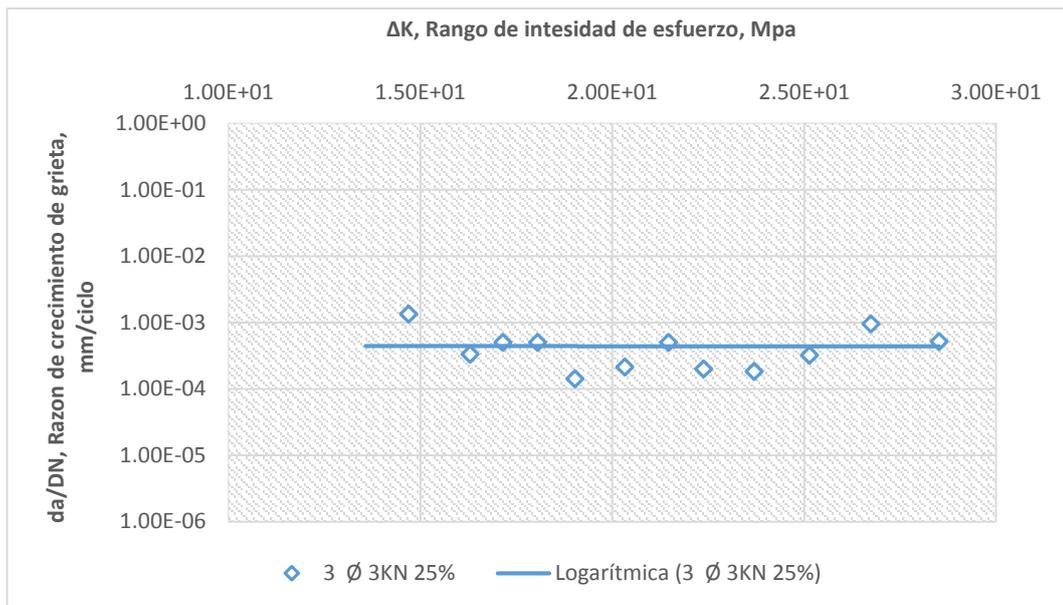


Figura 4.10 da/dN vs ΔK , espécimen 3ø pre-fatigado al 25%

En las imágenes anteriores se puede observar el comportamiento de la propagación de la grieta en los especímenes con tratamiento, esto se debe al campo de esfuerzos residuales inducidos por el tratamiento, al tener esfuerzos residuales provoca que sea difícil que la grieta se propague con la libertad que tiene al no tener ningún esfuerzo residual en la superficie del espécimen Figura 4.7 – 4.10.

Con base en los resultados experimentales obtenidos mediante la regla de Paris se obtuvieron los siguientes resultados de la constante C y la pendiente m, en los que observamos el grado de sensibilidad en el que crece la grieta.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4.5)$$

$$m = \frac{\log(da/dN_A) - \log(da/dN_B)}{\log(\Delta K_A) - \log(\Delta K_B)} \quad (4.6)$$

Tabla 8 Razón de crecimiento de grieta por fatiga.

Espécimen	C	M
5 Ø 3kN 50%	1.42E-10	4.11
5 Ø 3kN 25%	1.01E-05	0.74
3 Ø 3kN 50%	6.47E-14	7.96
3 Ø 3kN 25%	6.19E-02	-1.43

En la Tabla 8 los porcentajes indican la pre-fatiga de cada espécimen.

4.3 Perfil de esfuerzos residuales

En la Figura 4.11 se muestra el comportamiento de los esfuerzos residuales en S_{xx} , S_{yy} . La prueba se realizó en un espécimen con un concentrador de esfuerzo de 5 mm sin tratamiento ni daño previo.

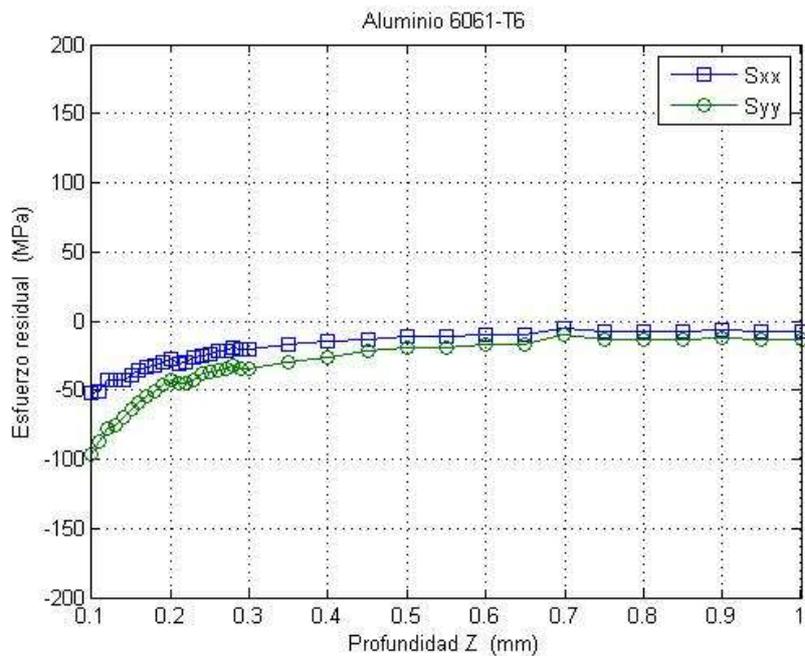


Figura 4.11 Esfuerzos residuales en S_{xx} , S_{yy}

En la Figura 4.12 se muestra el comportamiento de los esfuerzos residuales en S_{xx} , S_{yy} , se observa que el tratamiento superficial induce esfuerzos residuales a compresión. La prueba se

realizó en un espécimen perpendicular a la dirección del barrido con un concentrador de esfuerzo de 5mm con tratamiento LSP y daño previo.

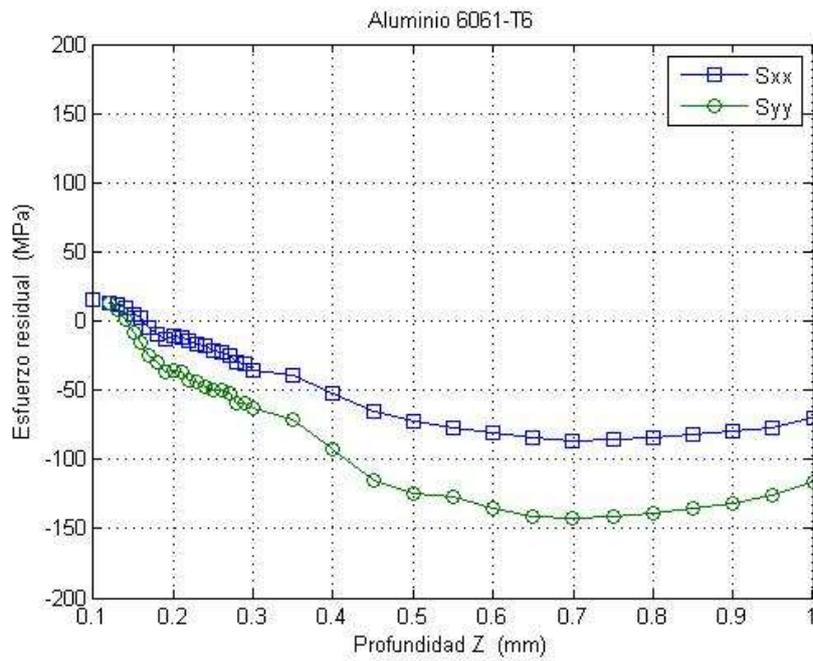


Figura 4.12 Esfuerzos residuales en Sxx, Syy

4.4 Morfología

Las figuras que se muestran a continuación se obtuvieron utilizando el microscopio metalúrgico invertido EPHIPHOT 200 sin tratamiento LSP Figura 4.13, con tratamiento LSP Figura 4.14.

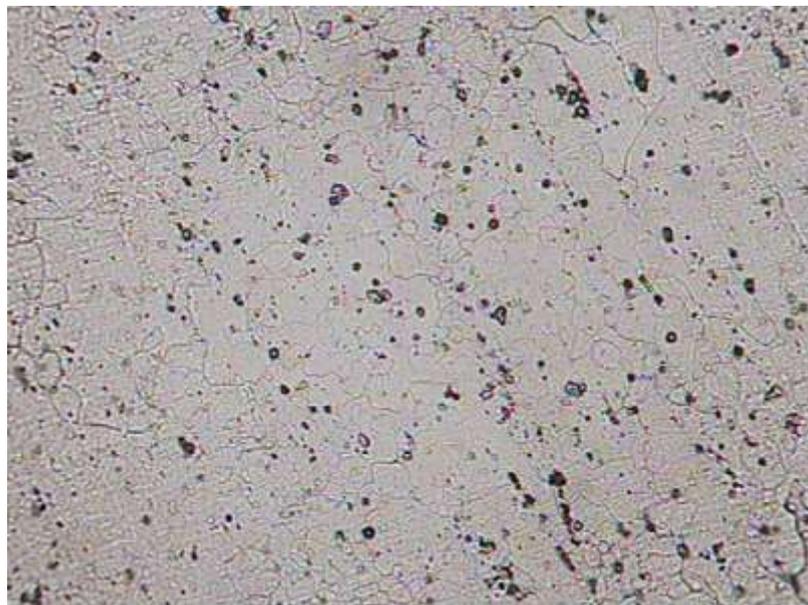


Figura 4.13 Morfología de espécimen sin tratamiento LSP 200x

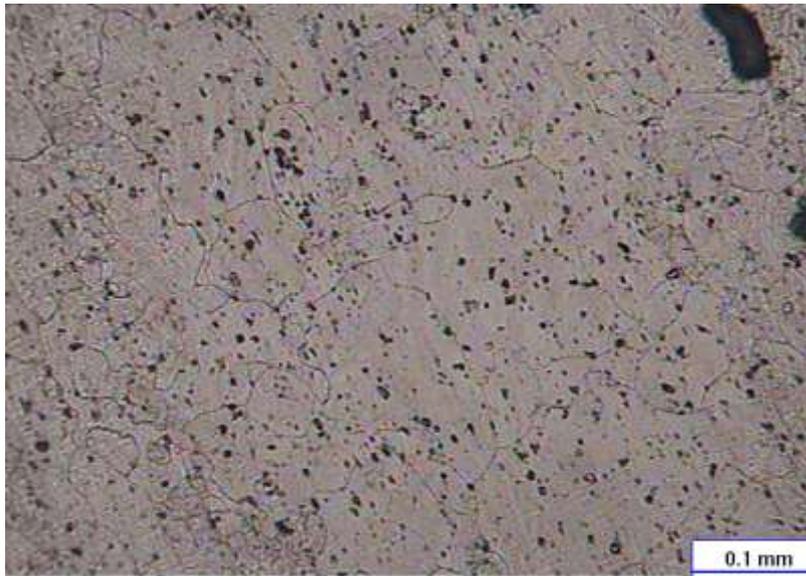


Figura 4.14 Morfología de espécimen con tratamiento LSP 200x

La figuras mostradas a continuación muestran el espécimen y el tamaño de grano en su microestructura Figura 4.16, se realizó en un espécimen con corte transversal como se muestra en la Figura 4.15.

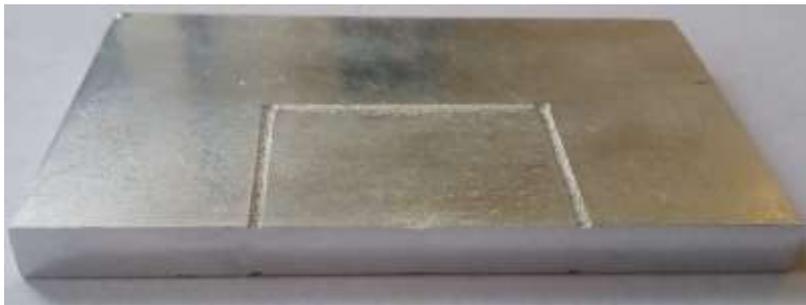


Figura 4.15 Especimen con corte transversal

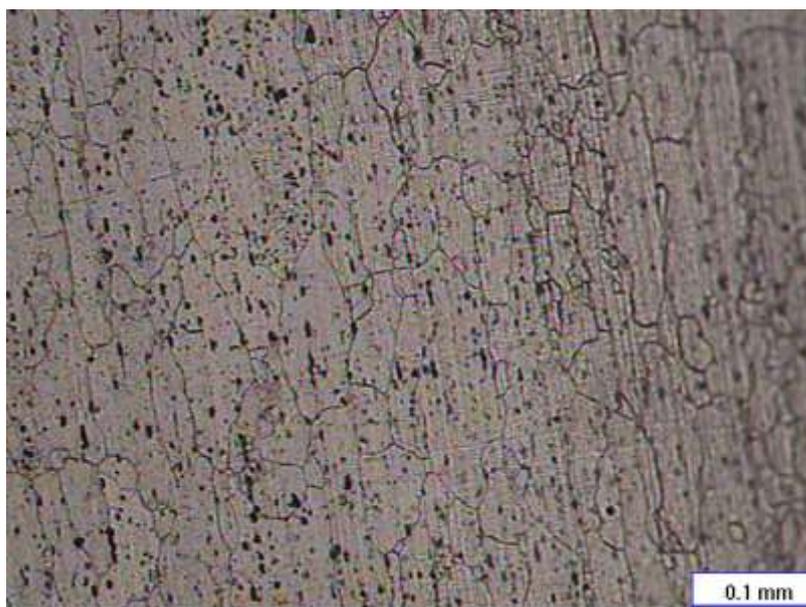


Figura 4.16 Morfología del grano en el espécimen con tratamiento LSP 200x en la zona trasversal

En trabajos previos se observan pequeñas precipitaciones de Si. A pesar de que es difícil identificar los límites de grano, se concluye que el tratamiento de superficie LSP no tiene ningún efecto importante en el tamaño y forma del grano [18].

El tamaño del grano cambia bajo condiciones de temperatura elevada. El tamaño de grano y la fase de precipitado disminuyen con el aumento de la temperatura [19].

En las Figuras 4.15 y 4.16, mostradas anteriormente se puede observar un aumento de precipitados en la muestra con tratamiento LSP y un tamaño de grano no homogéneo, lo cual implica un cambio no significativo, se concluye que el retardo en el inicio y la propagación de la grieta son causados por; el incremento de precipitados y un cambio en la morfología del grano que al no tener un orden geométrico se forman barreras, lo cual retarda el inicio y la propagación de la grieta.

Puede ser que en la superficie del aluminio 6061-T6 sometida a múltiples impactos LP se encuentren arreglos de dislocaciones densos y enredados. La energía inducida por dislocaciones apiladas reduciría las fuerzas de conducción de grieta [20].

4.5 Microestructura de Fractura por fatiga

Las etapas de la fatiga observadas a continuación se obtuvieron utilizando el microscopio electrónico de barrido JSM-6610LV, en la siguiente Figura 4.17. Se muestra a) el espécimen con el que se realizó el barrido, en primera instancia b) final de la muesca donde inicia la grieta y se aprecian las marcas de playa que provocan los ciclos por fatiga c) ciclos por fatiga e inicio de la etapa de ruptura dúctil. d) ruptura final en la que son visibles los hoyuelos “dimples” de fractura final.

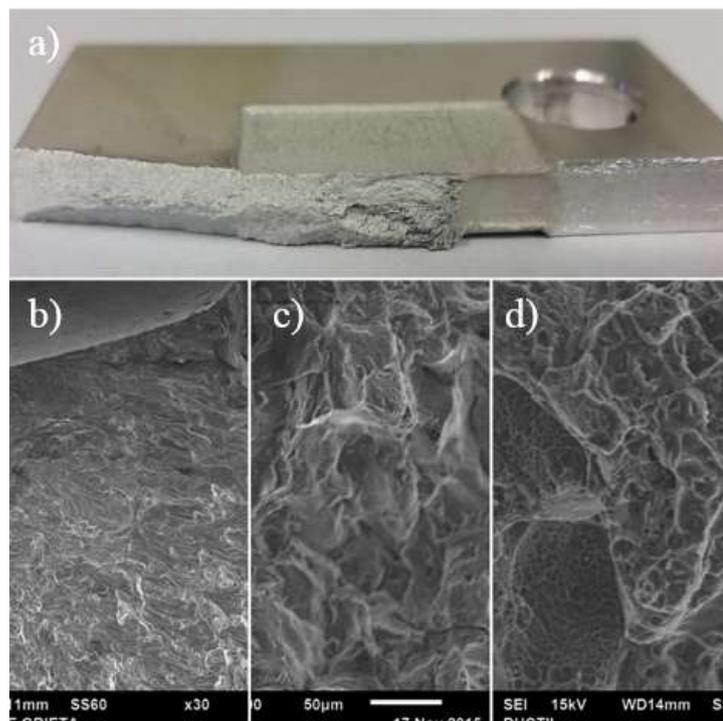


Figura 4.17 Fractura por fatiga

4.6 Aplicaciones

El aluminio 6061-T6 es una aleación con una excelente resistencia a la corrosión, soldabilidad, inmunidad a la corrosión por tensión y la deformidad [21]. Su baja densidad da una ventaja adicional de peso ligero, hace de 6061-T6 una aleación de aluminio ampliamente utilizado en la industria aeroespacial. Generalmente piezas aeronáuticas como las palas de aero-motor siempre trabajan en condiciones, como alta temperatura, humedad, ciclo de carga, vibraciones fuertes, etc. El entorno del trabajo severo acelera el fallo de las piezas de 6061-T6 debido a las micro-grietas, corrosión por estrés, etc. [22].

Para prolongar la vida útil de las piezas aeronáuticas se han desarrollado tecnologías de superficie, shot peening, Deep-rolling, low-plasticity burnished y laser peening. Entre las tecnologías de modificación de superficie anteriores, LP es un proceso competitivo que puede mejorar significativamente las propiedades de fatiga introduciendo una mayor amplitud y profundidad del esfuerzo residual de compresión. Además de la evolución de la microestructura como el refinamiento del grano y el incremento en la densidad de dislocaciones [22].

La aplicación de LSP es favorable en piezas con circunferencias, piezas pequeñas, o lugares especificos en los que es complicado utilizar tratamientos como el perdigonado. Cuando un diseño de aeronave F-22 es sometido a fatiga a gran escala se detectan grietas en las orejetas de fijación del ala como se muestra en Figura. 4.18 a). El láser debe ser aplicado sobre estas regiones. Se crea un modelo FEA para detectar las regiones críticas de la aeronave como se muestra en la Figura 4.18 (b) [23].

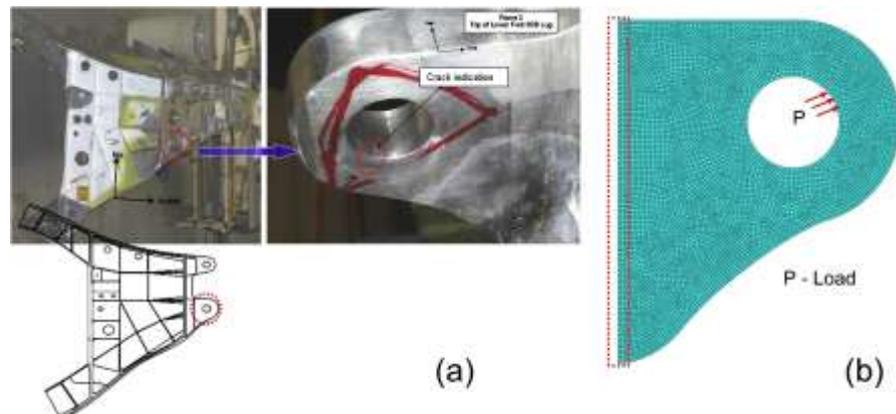


Figura 4.18 Fatiga falla de una lengüeta de la aeronave (a) localización de la grieta y (b) modelo de FE [23].

Conclusiones

El tratamiento LSP retarda el inicio de grieta en especímenes con un concentrador de esfuerzos y daño por fatiga previo, lo cual indica que se obtiene beneficio del tratamiento aun cuando un objeto tenga tiempo en uso.

La aplicación del tratamiento LSP es favorable, un factor importante es el desplazamiento de los límites de grano retardando la propagación e inicio de la grieta.

La manufactura del espécimen es un factor importante en el comportamiento de los especímenes al inicio y propagación de la grieta, en especímenes con imperfecciones debido a la manufactura se obtuvo un inicio de grieta precipitado.

Al comparar los especímenes con y sin tratamiento se observa que no existe un cambio significativo en el tamaño del grano, el tamaño de grano no es homogéneo en ambos especímenes, coincidiendo con las investigaciones realizadas por, U. Sánchez Santana, C. Rubio González (2005)

Los resultados de los ensayos del perfil de esfuerzos residuales Figura 4.12 muestran una inducción de esfuerzos residuales de compresión de hasta -150 MP, lo que es favorable en el retardo del inicio y propagación de la grieta.

El incremento en la dureza observado con un valor máximo de 255.42 HV y un valor mínimo de 214.48 HV en el espécimen sometido a tratamiento LSP, mientras que en el espécimen sin tratamiento se obtuvo un máximo de 224.61 HV y un mínimo de 194.75 HV. Se observó un incremento notable de la dureza en el espécimen con tratamiento superficial LSP.

El desplazamiento del inicio de la grieta en especímenes con tratamiento superficial LSP, coincidiendo con las investigaciones realizadas por X.Q. Zhang, H. Li (2014).

Bibliografía

- [1] Y. K. Zhang, J. Z. Lu, X. D. Ren, H. B. Yao, and H. X. Yao, "Effect of laser shock processing on the mechanical properties and fatigue lives of the turbojet engine blades manufactured by LY2 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 30, no. 5, pp. 1697–1703, 2009.
- [2] D. William and J. Callister, "Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales," *Reverté*, p. 804, 1995.
- [3] Velázquez González Jorge Luis, "Mecánica de Fractura." p. 189, 1998.
- [4] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*, vol. 19, no. 3. 1979.
- [5] ASTM, "Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing," *Astm E1823-13*, pp. 1–25, 2014.
- [6] Velázquez González Jorge Luis, *Metalurgia Mecánica*. 2003.
- [7] Y. Zhang, J. Lu, K. Luo, M. Properties, and M. Strengthening, *Laser Shock Processing of FCC Metals*. .
- [8] J. A. Porro, C. Molpeceres, M. Morales, and J. L. Ocaña, "Generación de un campo de tensiones residuales de compresion en aluminio 2024-t351 mediante tratamiento por onda de choque generada por l?ser (laser shock processing)," *Opt. Pura y Apl.*, vol. 40, no. 1, pp. 73–78, 2007.
- [9] B. F. Jogi, P. K. Brahmanekar, V. S. Nanda, and R. C. Prasad, "Some studies on fatigue crack growth rate of aluminum alloy 6061," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 201, no. 1–3, pp. 380–384, 2008.
- [10] Astm, "E399 Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of," pp. 1–33, 2013.
- [11] G. Method, "E837 Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-," vol. i, no. c, pp. 1–17, 2009.
- [12] Micro-Measurements, "Measurement of residual stresses by the hole drilling strain gage method," pp. 19–33, 2010.
- [13] T. Model and S. Indicator, "P3 Strain Indicator and Recorder P3 Micro-Measurements," *Strain*, pp. 6–9, 2011.
- [14] S. G. Method, "Residual Stress Patterns Special Use Sensors - Residual Stress Strain Gages Vishay Precision Group."
- [15] W. E. Buy, U. Equipment, L. For, M. Information, and R. Inspection, "Artisan Technology Group is your source for quality new and certified-used/pre-owned equipment •," no. 888.
- [16] J. B. F. Lloyd and J. G. Sutton, "Forensic analysis," *Anal. Proc.*, vol. 24, no. 8, p. 239, 1987.
- [17] C. Rubio-González, J. L. Ocaña, G. Gomez-Rosas, C. Molpeceres, M. Paredes, a. Banderas, J. Porro, and M. Morales, "Effect of laser shock processing on fatigue crack growth and fracture toughness of 6061-T6 aluminum alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 386, pp. 291–295, 2004.
- [18] U. Sánchez-Santana, C. Rubio-González, G. Gomez-Rosas, J. L. Ocaña, C.

- Molpeceres, J. Porro, and M. Morales, "Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing," *Wear*, vol. 260, pp. 847–854, 2006.
- [19] X. D. Ren, L. Ruan, S. Q. Yuan, H. M. Yang, Q. B. Zhan, L. M. Zheng, Y. Wang, and F. Z. Dai, "Metallographic structure evolution of 6061-T651 aluminum alloy processed by laser shock peening: Effect of tempering at the elevated temperatures," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 221, pp. 111–117, 2013.
- [20] S. Huang, J. Z. Zhou, J. Sheng, J. Z. Lu, G. F. Sun, X. K. Meng, L. D. Zuo, H. Y. Ruan, and H. S. Chen, "Effects of laser energy on fatigue crack growth properties of 6061-T6 aluminum alloy subjected to multiple laser peening," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 99, pp. 87–100, 2013.
- [21] C. S. Montross, M. Brandt, and M. V. Swain, "Self-Limiting Hardness Changes in Laser Peened 6061-T6 Aluminium," *Surf. Eng.*, vol. 17, no. 6, pp. 477–482, 2001.
- [22] J. Sheng, S. Huang, J. Z. Zhou, J. Z. Lu, S. Q. Xu, and H. F. Zhang, "Optics & Laser Technology Effect of laser peening with different energies on fatigue fracture evolution of 6061-T6 aluminum alloy," vol. 77, pp. 169–176, 2016.
- [23] A. Vasu, K. Gobal, and R. V. Grandhi, "A computational methodology for determining the optimum re-peening schedule to increase the fatigue life of laser peened aircraft components," *Int. J. Fatigue*, vol. 70, pp. 395–405, 2015.