

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS
CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS

“Efecto del envejecimiento y del calor de entrada del proceso de soldadura
TIG sobre la microestructura en una aleación Al 6061 T6 sometida a
cargas dinámicas”

TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE:
DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS CON OPCIÓN TERMINAL EN
TECNOLOGÍA DE MATERIALES

M.I.C.A. HUGO ALBERTO ROJAS HERNÁNDEZ

DIRECTORES: DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA
DR. ARTURO MOLINA OCAMPO

SINODALES: DRA. SOCORRO VALDEZ RODRÍGUEZ
DR. JUAN CARLOS GARCÍA CASTREJÓN
DR. ÁLVARO TORRES ISLAS
DR. RENE GUARDIÁN TAPIA
DR. JOSÉ ALFREDO RODRÍGUEZ RAMÍREZ

CUERNAVACA, MOR.

ENERO DEL 2021



AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada con el número de apoyo: 429119.

A la Universidad Autónoma del Estado de Morelos (UAEM) y al Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas (CIICAp) por el apoyo brindado para el desarrollo de este proyecto de investigación.

Al Instituto de Ciencias Físicas (ICF-UNAM) por permitirme hacer uso de sus instalaciones y equipos para el pleno desarrollo de mi trabajo.

Al Dr. Sergio Alonso Serna Barquera y Dr. Arturo Molina Ocampo por la asesoría en el desarrollo de esta tesis.

A los miembros del jurado evaluador por sus observaciones y valiosas sugerencias a este trabajo.

- Dra. Socorro Valdez Rodríguez
- Dr. Juan Carlos García Castrejón
- Dr. Álvaro Torres Islas
- Dr. Rene Guardián Tapia
- Dr. José Alfredo Rodríguez Ramírez

Al Dr. Néstor Starlin Flores García por sus consejos y ayuda en el desarrollo de este trabajo.

Gracias a todos y cada uno de ustedes.....

MICA. Hugo Alberto Rojas Hernández



DEDICATORIA

A mis padres:

Este "pequeño logro" no podía ser para nadie más que para mis dos más grandes pilares, Sr. Oscar Rojas Jarquin y Sra. Natalia Hernández Saavedra, con todo mi corazón, de su hijo que los ama.... y a mi padre Dios por haberme dejado pertenecer a esta hermosa familia.



RESUMEN

TITULO: Efecto del envejecimiento y del calor de entrada del proceso de soldadura TIG sobre la microestructura en una aleación Al 6061 T6 sometida a cargas dinámicas

DESCRIPCIÓN: La presente investigación muestra que el aporte de calor está directamente relacionado con los cambios microestructurales de la zona afectada por el calor (ZAC), así como con el comportamiento a la fatiga de juntas soldada con TIG de Al6061 T6. Se utilizó un doble blindaje con diferentes mezclas de gases de protección para mejorar la penetración de la soldadura. Placas de aluminio fueron soldadas bajo diferentes condiciones de entrada de calor, sus propiedades mecánicas y microestructura se compararon con las del material base y juntas envejecidas artificialmente después de la soldadura. Se realizaron pruebas de fatiga, tensión, microscopía electrónica de barrido y óptica. Los resultados muestran que el refinamiento de grano en la zona de fusión (ZF) y el aumento de tamaño de la ZAC, están directamente relacionados con la entrada de calor durante la soldadura. Además, el parámetro de entrada de calor más bajo resultó en el peor desempeño de resistencia a la tensión de las uniones soldadas evaluadas en este estudio; asociado con penetración parcial y presencia de poros en las uniones soldadas. De esta manera, se muestra que la concentración de oxígeno en el baño de soldadura depende directamente del método de protección y la distribución de la temperatura de la superficie. Estos resultados sirven para analizar el comportamiento de fatiga de las uniones de aleación Al6061-T6 soldadas con TIG, evaluadas mediante pruebas de fatiga giratoria basadas en la variación de la entrada de calor durante la soldadura.

PALABRAS CLAVE:

Soldadura TIG, entrada de calor, fatiga giratoria, aleaciones de aluminio, propiedades mecánicas.



ABSTRACT

TITLE: Effects of aging treatment and heat input on the microstructures and fatigue behavior of TIG-welded 6061-T6 alloy joints.

DESCRIPTION: The present investigation shows that heat input is directly related to the changes in the heat-affected zone (HAZ) microstructure as well as the fatigue behavior of the TIG welded 6061-T6 alloy joint. A double-shielded TIG method with different shield gas mixtures was used to improve weld penetration for the production of samples with different heat input conditions, their mechanical properties and microstructure are compared to those of the unwelded alloy and the artificially aged joints after welding. The aluminum alloys and their corresponding welding zones were characterized mechanically by tensile and fatigue testing, and microstructurally by Optical and Scanning Electron Microscopy (SEM). Results show that grain coarsening in the fusion zone (FZ) and size increase of the HAZ are directly related to heat input during TIG welding. In addition, the lowest heat input parameter resulted in the worst ultimate tensile strength performance of the welded joints evaluated in this study; associated with partial penetration and pore presence in the welded joints. Similarly, the oxygen concentration in the weld pool is shown to be directly dependent on the shield method and surface temperature distribution. These results serve to discuss fatigue performance of TIG welded 6061-T6 alloy joints, evaluated by rotating fatigue tests based on heat input variation during welding.

KEYWORDS:

TIG welding, heat input, rotating fatigue, aluminum alloys, mechanical properties.



ÍNDICE

CAPÍTULO I.....	12
Introducción	12
Hipótesis.....	14
Objetivo general	14
Objetivos específicos.....	14
CAPÍTULO II.....	15
2.1. Marco teórico	15
2.2. Aluminio.....	15
2.3. El aluminio y sus aleaciones.....	17
2.4. Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio.....	21
2.4.1. Elementos de aleación que responden al tratamiento térmico	21
2.4.2. Aleaciones endurecidas por trabajo térmico.....	23
2.4.3. Aleaciones endurecidas por trabajo	24
2.5. Aleaciones de Aluminio endurecidas por tratamiento térmico (Envejecido T-6)	26
2.5.1. Puesta en solubilización (Aleaciones Serie 6000).....	27
2.5.2. Temple	28
2.5.3. Envejecimiento	29
2.6. Endurecimiento por precipitación.....	30
2.7. Aluminio 6061T6.....	31
2.8. Dureza	33
2.8.1. Ensayo Vickers.....	34
2.9. Tensión.....	35



2.10. Fatiga.....	37
2.10.1. Etapas de la propagación de grietas por fatiga	42
2.10.2. Superficies de fractura por fatiga.....	44
2.10.3. Características macroscópicas de la superficie de fractura por fatiga	45
2.10.4. Características microscópicas de la superficie de fractura por fatiga	46
2.10.5. Régimen de fatiga	47
2.10.6. Modelos de falla por fatiga	47
2.10.7. Límite de fatiga.....	48
2.10.8. Resistencia a la fatiga para vida finita	49
2.11. Proceso de soldadura GTAW (TIG).....	51
2.11.1. Soldabilidad de las Aleaciones de Aluminio	53
2.11.2. Cambios Microestructurales en Soldaduras de Aluminio	53
2.11.3. La zona afectada por el calor (ZAC).....	56
2.11.4. Defectología de la soldadura.....	57
2.11.5. Tipos de falla asociados a la carga cíclica en soldadura.....	61
CAPÍTULO III	62
3. Procedimiento experimental	62
3.1. Preparación de las muestras	62
3.2. Soldadura TIG	63
3.3. Caracterización microestructural	65
3.4. Ensayo de dureza.....	69
3.5. Ensayo de tensión	71
3.6. Ensayo de fatiga.....	73
3.6.1. Método del control de pruebas de fatiga	75



3.7. Tratamiento térmico.....	76
3.8. Análisis de Imagen	78
CAPÍTULO IV.....	79
4. Resultados y discusión.....	79
4.1. Caracterización microestructural	79
4.2. Profundidad de soldadura.....	83
4.3. Ensayo de dureza.....	86
4.4. Ensayo de tensión	89
4.5. Ensayo de fatiga.....	91
CAPÍTULO V.....	102
5. Conclusiones y recomendaciones	102
5.1 Conclusiones	102
5.2 Recomendaciones.....	104
APÉNDICES	105
Apéndice A. Gráficas Esfuerzo vs Deformación	105
Apéndice B. Curvas S-N.....	110
ANEXOS.....	116
Anexo A. Publicaciones y participaciones en congresos.....	116
REFERENCIAS	118



Índice de figuras

FIGURA	Página
<i>Capítulo II.</i>	
<i>Figura 2-1</i> Ciclo térmico de envejecimiento o maduración.	27
<i>Figura 2-2</i> Penetrador de diamante Vickers.	34
<i>Figura 2-3</i> Probetas esfuerzo-deformación.....	36
<i>Figura 2-4</i> Esfuerzos variables en un eje girando sometido a un momento flector constante.....	38
<i>Figura 2-5</i> Diagrama S-nc o diagrama de Wohler.....	40
<i>Figura 2-6</i> Superficie de fractura por fatiga (ASTM Handbook).	44
<i>Figura 2-7</i> Ensayo de fatiga por flexión giratoria y diagrama de Wohler.....	48
<i>Figura 2-8</i> Diagrama S-nc o de Wohler para un material sin límite fatiga.....	50
<i>Figura 2-9</i> Equipo básico para proceso de soldadura TIG.....	52
<i>Figura 2-10</i> Zona de cambios microestructurales en la ZAC.	54
<i>Figura 2-11</i> Granulometría en la ZAC.....	56
<i>Figura 2-12</i> Principales defectos presentes en la soldadura.	57
<i>Figura 2-13</i> Grietas de solidificación en una aleación de aluminio58	
<i>Figura 2-14</i> Inclusiones de escoria superficiales.	58
<i>Figura 2-15</i> Poros superficiales aislados.	58
<i>Figura 2-16</i> Falta de fusión entre el metal de soldadura y el metal base.....	59
<i>Figura 2-17</i> Junta con penetración59	
<i>Figura 2-18</i> Socavación de cordón60	
<i>Figura 2-19</i> Sobreepesor y sobreepesor de raíz.60	
<i>Capítulo III.</i>	
<i>Figura 3-1</i> Sets de placas de Al6061 T6.....	62
<i>Figura 3-2</i> Planta ALPHA TIG 252.....	63
<i>Figura 3-3</i> Placas de Al6061 T6 soldadas por TIG.	64
<i>Figura 3-4</i> Muestras pulidas.....	65



<i>Figura 3-5</i> Microscopio Óptico.	66
<i>Figura 3-6</i> Microscopio Electrónico de Barrido.	67
<i>Figura 3-7</i> Probetas rotas durante el ensayo de fatiga. a) vista lateral y b) vista frontal.....	68
<i>Figura 3-8</i> Microdurometro Vickers.....	69
<i>Figura 3-9</i> Parámetros de microdureza.	70
<i>Figura 3-10</i> Ensayo de microdureza (a) Material Base (b) Probetas soldadas.	70
<i>Figura 3-11</i> Máquina universal de ensayo de tensión physical test solutions.....	71
<i>Figura 3-12</i> Corte y maquinado de las probetas de tensión.	72
<i>Figura 3-13</i> Probetas fracturas en el ensayo de tensión.....	72
<i>Figura 3-14</i> Máquina de fatiga por flexión rotatoria fatigue dynamics FD.	73
<i>Figura 3-15</i> Probeta cilíndrica de radio continuo.....	73
<i>Figura 3-16</i> Probetas preparadas para el ensayo de fatiga.	74
<i>Figura 3-17</i> Mufla Termolyne.....	76
<i>Figura 3-18</i> Muestras con tratamiento térmico.....	77
<i>Figura 3-19</i> Programa ImageJ	78
<i>Figura 3-20</i> Ancho y profundidad de soldadura.	78

Capítulo IV

<i>Figura 4-1</i> Micrografías Al6061 T6 (MO). (a) Material base (b) Soldadura (c) Soldadura con tratamiento de envejecido.....	80
<i>Figura 4-2</i> Micrografías de las uniones soldadas bajo diferentes condiciones de entrada de calor: (a) 356 J / mm; (b) 373 J / mm; (c) 389 J / mm; (d) Imagen SEM de la unión soldada TIG Al6061-T6 a 389 J / mm.....	81
<i>Figura 4-3</i> Efecto del aporte de calor sobre el tamaño promedio de grano de la FZ y el ancho de la HAZ.....	82
<i>Figura 4-4</i> Imagen por SEM de la zona HAZ soldada a (389 J/mm)	



usando electrodo ER4043.	83
<i>Figura 4-5</i> Imágenes por SEM (a) Imagen frontal junta soldada a (389 J/mm) (b) fractura superficial en probeta de tensión soldada a (356 J / mm).....	84
<i>Figura 4-6</i> Perfiles de dureza de la soldadura.	87
<i>Figura 4-7</i> El efecto del calor de entrada en el UTS de las uniones soldadas.	90
<i>Figura 4-8</i> Gráfica de la prueba de escalón Al6061 T6.....	94
<i>Figura 4-9</i> Curvas S-N, Comparativo; Material Base-Soldadura-TT.....	96
<i>Figura 4-10</i> El efecto del calor de entrada en la resistencia a la fatiga de las uniones soldadas.	97
<i>Figura 4-11</i> Defectos en soldadura (a) (356 J/mm) (b) (373 J/mm).....	99
<i>Figura 4-12</i> Imágenes del mecanismo de fractura por fatiga obtenidas del material base (a) inicio de grieta (b) propagación de grieta (c) fractura final.	100
<i>Figura 4-13</i> Imágenes del mecanismo de fractura por fatiga obtenidas de las juntas soldadas (a) fractura por fatiga (b) estrías de fatiga (c) fractura final.	101



Índice de tablas

TABLA	Página
<i>Capítulo II.</i>	
<i>Tabla 2-1</i> Propiedades físicas de aluminio.	16
<i>Tabla 2-2</i> Clasificación del aluminio.....	18
<i>Tabla 2-3</i> Sufijos empleados para la designación de tratamiento térmico en aleaciones trabajadas (Asociación Americana de Aluminio).....	24
<i>Tabla 2-4</i> Designación de los sufijos para el endurecimiento (según el sistema EE.UU.).	25
<i>Capítulo III.</i>	
<i>Tabla 3-1</i> Parámetros de soldadura TIG.....	63
<i>Tabla 3-2</i> Condiciones de soldadura TIG.	64
<i>Tabla 3-3</i> Condiciones de solubilizado.	77
<i>Tabla 3-4</i> Condiciones de envejecido.	77
<i>Capítulo IV.</i>	
<i>Tabla 4-1</i> Composición química elemental.	79
<i>Tabla 4-2</i> Resultados profundidad de soldadura	84
<i>Tabla 4-3</i> Datos de ensayo de microdureza Vickers (HV) al Material base.	86
<i>Tabla 4-4</i> Resultados ensayo de tensión.....	89
<i>Tabla 4-5</i> Reporte de control de pruebas de fatiga del material base.....	91
<i>Tabla 4-6</i> Reporte de control de pruebas de fatiga de juntas soldadas.	92
<i>Tabla 4-7</i> Reporte de control de pruebas de fatiga de juntas con tratamiento térmico.	93
<i>Tabla 4-8</i> Tabla de resultados de valores de resistencia a la fatiga.	95



CAPÍTULO I

Introducción

Dentro de los procesos de soldadura y de sus aplicaciones, casos donde se presentan cargas dinámicas cíclicas; normalmente se presenta carga variable que genera una falla súbita de la unión soldada bajo esfuerzos menores que los límites de ruptura reportados por el fabricante tanto del material base como del de aporte. Esta ruptura catastrófica implica grandes pérdidas económicas y lo que resulta más lamentable pérdidas de valiosas vidas humanas [1].

En los últimos años el interés sobre las aleaciones base de aluminio ha crecido notablemente, lo que ha estimulado su investigación para la obtención de microestructuras con una buena relación, peso-resistencia mecánica, óptima. También es de sumo interés, construir productos confiables derivados de estas aleaciones mediante técnicas de soldadura.

En la industria moderna, la soldadura es uno de los métodos más utilizados para unir aluminio y sus aleaciones. La fatiga es un criterio de diseño importante. Sin embargo, como es bien sabido, las uniones soldadas pueden exhibir malas propiedades de fatiga [2] y casi el 70% del agrietamiento por fatiga ocurre en las uniones soldadas [3].

El proceso TIG (Tungsten Inert Gas) es una opción viable para la aplicación en estas aleaciones debido a su aplicabilidad comparativamente más fácil y su mejor economía así como una alta tasa de deposición y velocidad de soldadura [4], sin embargo se ha reportado problemas en las juntas que reducen su eficiencia por debajo del 50% [5-8], esto es debido a las condiciones del proceso tales como, mezcla de gases protectores, condiciones eléctricas (frecuencia, amperaje y voltaje), defectos (poros,



rechupes) y microestructuras desarrolladas por el proceso TIG. No obstante, la temperatura es un aspecto muy importante en los procesos en los que los efectos térmicos causan cambios que afectan el comportamiento de los materiales [9], como es el caso de la soldadura, donde el aporte de calor suministrado por el arco eléctrico produce cambios microestructurales significativos en los materiales soldados y en consecuencia, en sus propiedades mecánicas [10-12].

Varios autores han estudiado el efecto de la temperatura sobre las propiedades mecánicas y los cambios microestructurales en las aleaciones de aluminio tratables térmicamente [13-15].

Hasta ahora, no hay un trabajo que argumente de manera concisa el comportamiento de fatiga de las aleaciones de Al-Mg-Si en función del aporte de calor en el proceso de soldadura TIG es por eso que se busca encontrar una relación óptima del calor de entrada que nos dé un comportamiento eficiente respecto a la caracterización de la aleación base y a juntas tratadas térmicamente después de la soldadura para poder determinar sus valores de resistencia a la fatiga y posteriormente discutir los resultados para tener un mejor entendimiento del fenómeno de fatiga en juntas soldadas.

El trabajo incluyó caracterización microestructural, microdureza, ensayo de tensión y ensayo de fatiga rotatoria tanto del material base como de las juntas soldadas a diferentes parámetros (aporte de calor), así como de las juntas que mostraron mejores propiedades mecánicas que posteriormente fueron tratadas térmicamente después de la soldadura. Para validar los resultados obtenidos, se compararon los límites de resistencia a la fatiga experimental y teórico y poder así generar conclusiones sobre el trabajo.



Hipótesis

La eficiencia dentro del proceso de soldadura TIG de aleaciones de aluminio se verá afectada en mayor parte por el aporte térmico generado por el arco eléctrico inducido por el amperaje. Por otro lado, defectos microestructurales generados por la soldadura como poros, rechupes, falta de penetración, esfuerzos residuales impactan en su comportamiento a la fatiga.

Objetivo general

Encontrar una relación óptima entre la entrada de calor y el límite de resistencia a la fatiga dentro del proceso de soldadura TIG que nos dé un comportamiento mecánico eficiente con respecto de la aleación base y juntas tratadas térmicamente por envejecido después de la soldadura.

Objetivos específicos

- Caracterizar la aleación base, la soldadura y la soldadura tratada térmicamente para cuantificar cambios microestructurales que puedan influir en los efectos de fatiga.
- Realizar ensayos de tensión y perfiles de dureza a las muestras bajo estudio para obtener sus propiedades mecánicas y poder calcular sus límites de resistencia a la fatiga.
- Evaluar el comportamiento a la fatiga



CAPÍTULO II

2.1. Marco teórico

2.2. Aluminio

El aluminio es uno de los metales más modernos si lo comparamos con la metalurgia nacida hace más de 5000 años fue a comienzos del siglo XIX cuando un químico danés Hans Cristian Oersted aisló el metal por primera vez en 1825 ,a diferencia de metales como el oro o la plata, el aluminio no existe en estado puro. En realidad, es un hallazgo del hombre, de su tecnología.

La corteza terrestre provee en abundancia la materia prima, un polvo rojo conocido como bauxita. De él se extrae la alúmina que, luego de ser tratada convenientemente mediante un proceso de electrólisis, se convierte en aluminio.

Desde el descubrimiento del proceso electrolítico del aluminio por Paul Louis Heroult en Francia y Charles Martin Hall en Estados Unidos, el aluminio ha tenido una creciente demanda de tal manera que en la actualidad se considera como un importante elemento en la vida cotidiana, ya que se pueden encontrar desde utensilios domésticos fabricados con aluminio, hasta partes de automóviles y en la aeronáutica desarrollados con alta tecnología [16].



Las propiedades físicas más comunes del aluminio se mencionan en la siguiente tabla 2.1.

Símbolo	Al
Numero atómico	13
Peso atómico	26.98154
Red espacial	Cubica Centrada en la Cara
Diámetro atómico (Å)	2.8
Parámetro de red (Å)	4.04
Densidad (gr/cm ³)	2.7
Punto de fusión (°C)	660
Módulo de elasticidad (MPa)	70

Tabla 2-1 Propiedades físicas de aluminio. [16]

En la actualidad casi el 100% del aluminio primario producido a nivel mundial es obtenido de la combinación del proceso Bayer de producción de alúmina y el proceso Hall-Héroult de electrolisis en medio fundido, no obstante, las investigaciones continúan en busca de procesos alternos que permitan la obtención de aluminio en una forma más económica [17].

Uno de los metales más importantes dentro de la industria del reciclaje es el aluminio, puesto que este elemento tiene la ventaja de que su estructura atómica no es alterada durante el proceso de fundición, por lo que es posible reciclarlo por completo sin que exista pérdida de calidad o de valor económico. Gracias a esto, el aluminio es hoy obtenido en gran parte por medio del reciclado.



Con el transcurso del tiempo y el consiguiente avance tecnológico que ha tenido la producción de aluminio, éste penetró en multitud de mercados, produciéndose la diversidad de usos que hoy se conocen. Además, la drástica reducción del costo del metal, sobre todo a partir de su obtención por el proceso electrolítico, ha contribuido fundamentalmente a extender sus aplicaciones.

2.3. El aluminio y sus aleaciones

Las aleaciones de aluminio fueron empleadas a principios del pasado siglo con el fin de mejorar las propiedades mecánicas de los productos de aluminio. La combinación única de propiedades que presentan el aluminio y sus aleaciones, hacen de este material uno de los más versátiles, económicos y atractivos para una amplia gama de usos y aplicaciones; desde la fabricación de papel de aluminio para embalajes y usos domésticos hasta aplicaciones de ingeniería más exigentes, como ser en fuselajes de aeronaves.

La mayoría de las aplicaciones del aluminio requieren que se le combine con otros metales para formar aleaciones específicas para cada proceso de fabricación. Desde el punto de vista físico, el aluminio puro posee una resistencia muy baja a la tracción y una dureza escasa. En cambio, unido en aleación con otros elementos, el aluminio adquiere características mecánicas muy superiores.



La clasificación de las aleaciones de aluminio ha cambiado a través del tiempo y de los países, dificultando su estandarización. Varias sociedades dedicadas a la investigación y la ingeniería han establecido procedimientos para clasificarlas.

Entre las instituciones más importantes se puede mencionar, la International Alloy Designation System (AIDS) para productos trabajados y la American National Standards Institute (ANSI). Estas dos se basan en la Aluminum Association of the United State. Además, existen otras como la International Organization for Standardization (ISO) y la Unified Numbering Systems (UNS) [18].

La designación de los dígitos para el aluminio y sus aleaciones se encuentran especificados según la serie 1470-1475 de las British Standard y la Asociación de Aluminio, de acuerdo a cuatro dígitos del cual el primero indica el grupo de la aleación de acuerdo a los principales elementos aleantes [19]; como se muestra en la tabla 2.2.

Elemento base	Elemento aleante principal	Serie
Aluminio	Ninguno	1XXX
	Cu	2XXX
	Mn	3XXX
	Si	4XXX
	Mg	5XXX
	Si + Mg	6XXX
	Zn	7XXX
	Otros	8XXX

Tabla 2-2 Clasificación del aluminio. [19]



Los principales elementos aleantes del aluminio son los siguientes:

1XXX - Aluminio puro, resistencia a la corrosión y conductividad eléctrica muy alta, estas aleaciones contienen formabilidad, solubilidad, buena a excelente resistencia limitada.

2XXX - Aleaciones al Cobre, hace las aleaciones tratables térmicamente; aumenta la resistencia y la dureza. Estas aleaciones pueden exceder la resistencia de un acero medio hasta en un 50%. Resistencia a la corrosión y soldabilidad limitada. Algunas aleaciones de esta familia tienen una maquinabilidad superior.

3XXX - Aleaciones al Manganeso, mejora la resistencia natural y la resistencia a la corrosión. El agregado de alrededor de 1.2% de Mn incrementa la resistencia alrededor de un 20% sobre el Al puro pero reteniendo su alta formabilidad.

4XXX - Aleaciones al Silicio, baja el punto de fusión, mejora la colabilidad y, en combinación con el magnesio, produce aleaciones tratables térmicamente con buena formabilidad y resistencia a la corrosión. El agregado de silicio hasta el 12% hace las aleaciones particularmente convenientes como material de aporte para soldadura por su bajo punto de fusión. Aleaciones con Si se usan para piezas de fundición, el Si imparte gran fluidez al metal a colar.

5XXX - Aleaciones al Magnesio, aumenta la resistencia a la tensión, a la corrosión marina, mejora la soldabilidad y la dureza. Cuando se agrega 0.3 a 5% de Mg al aluminio resultan aleaciones de moderada a alta resistencia, buena colabilidad y generalmente buena resistencia a la corrosión en atmósfera marina.



6XXX - Aleaciones al Magnesio - Silicio, los más conocidos miembros de esta familia son las aleaciones 6061 y 6063 que tienen buena formabilidad. Alta resistencia a la corrosión, son rápidamente soldables, fácilmente maquinables y pueden ser terminadas en muchas formas.

7XXX - Aleaciones al Zinc, tiende a mejorar la resistencia y la dureza; en combinación con pequeños porcentajes de magnesio produce aleaciones tratables térmicamente con muy alta resistencia. La adición de 3 a 8% de Zn, más un pequeño porcentaje de magnesio, cuando es tratado térmicamente y envejecido, resulta una familia de aleaciones con muy alta resistencia.

8XXX - Otras Aleaciones además de los elementos aleantes comunes, otros elementos metálicos agregados en variadas cantidades proveen efectos especiales a las familias básicas de aleaciones.

- a) El bismuto, plomo y estaño mejora el maquinado.
- b) El berilio mejora las características de soldadura y colado.
- c) El boro ayuda a aumentar la conductividad eléctrica.
- d) El cromo, circonio y vanadio se usan para proveer efectos especiales.
- e) El níquel confiere mejor resistencia a elevadas temperaturas.
- f) El titanio ejerce un poderoso efecto de refinación de grano que confiere resistencia y ductilidad.

La composición de esas aleaciones está regulada por clasificaciones internacionales [20].



2.4. Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio.

El aluminio es un metal que tiene propiedades mecánicas bajas por lo que, para mejorarlas, se tiene que alear con otros elementos. El aumento en resistencia después de alearlo, se obtiene por medio de los procesos de tratamiento térmico o por deformación mecánica (para aquellas aleaciones que no aceptan el tratamiento). Las aleaciones de los tipos 2XXX, 3XXX, 6XXX y 7XXX son susceptibles de ser tratadas térmicamente.

El tratamiento térmico a cual fue sometido el material base del cual se hablará en este trabajo es aluminio 6061 T6.

Una definición de tratamiento térmico es cualquier operación de enfriamiento o calentamiento que sea desarrollada con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, estructura metalúrgica o el estado de esfuerzos residuales en un producto metálico. La función de un tratamiento térmico es desarrollar un balance deseado de propiedades mecánicas requeridas para su servicio en forma consistente.

2.4.1. Elementos de aleación que responden al tratamiento térmico

La mayoría de los metales se pueden alear con el aluminio, los más utilizados para lograr un aumento en resistencia mecánica y dureza son: Cobre, Silicio, Magnesio y Zinc. La principal virtud de estos es la de ser parcialmente solubles en el estado sólido, lo que permite hacer un tratamiento térmico a las aleaciones.



Los sistemas de aleación que admiten endurecimiento por precipitación son:

- Sistema Aluminio-Cobre. Aumenta la resistencia mecánica por medio de CuAl_2 .
- Sistema Aluminio-Cobre-Magnesio. El magnesio intensifica la precipitación.
- Sistema Aluminio-Magnesio-Silicio. Aumenta la resistencia por medio de Mg_2Si .
- Sistema Aluminio-Zinc-Magnesio. Aumenta la resistencia por medio de MgZn_2 .
- Sistema Aluminio-Zinc-Magnesio-Cobre. Aumenta la resistencia al obtenerse precipitados complejos.

La mayoría de las aleaciones tratables térmicamente contienen combinaciones de magnesio con uno o más elementos, cobre, silicio y zinc, puesto que este elemento, aun en bajas cantidades, acentúan el endurecimiento por precipitación. Aleaciones de la serie 6xxx, que contienen silicio y magnesio en proporción requerida para formar silicio de magnesio (Mg_2Si), no son tan resistentes como las aleaciones de las series 2xxx y 7xxx, pero con buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a la corrosión.

Las aleaciones forjadas que responden al incremento en resistencia por medio de tratamiento térmico son las que corresponden a las series 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), la serie 6xxx (Al-Mg-Si) y la serie 7xxx (Al-Zn-Mg).

Todas dependen del tratamiento de envejecido para aumentar su resistencia mecánica y se pueden clasificar en dos grupos: las que tienen resistencia media y son soldables (Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg) y por otro lado las aleaciones de alta resistencia (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu), la mayoría de las cuales son muy difíciles de soldar.



2.4.2. Aleaciones endurecidas por trabajo térmico

El sufijo utilizado para la descripción de los tratamientos térmicos es "T" además de otra cifra del 1 al 10, para describir alguno de los 10 tratamientos térmicos básico. También se le pueden agregar otra cifra para describir las variaciones en el tratamiento térmico (ver tabla 2.3) [21].

Símbolo	Descripción
T1	Enfriada desde un proceso de conformación a una temperatura elevada y envejecida de forma natural hasta una condición sustancialmente estable.
T2	Enfriada desde un proceso de formación a temperatura elevada, trabajada en frío y envejecida en forma natural hasta una condición sustancialmente estable.
T3	Solución tratada térmicamente, trabajada en frío envejecida en forma natural hasta una condición sustancialmente estable.
T4	Solución tratada térmicamente y envejecida en forma natural hasta una condición considerablemente estable.
T5	Enfriada desde un proceso de conformación a una temperatura elevada y luego envejecida de manera artificial.
T6	Solución tratada térmicamente y luego envejecida en forma artificial.
T7	Solución tratada térmicamente y estabilizada.
T8	Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y luego envejecida en forma artificial.
T9	Solución tratada térmicamente, envejecida de manera artificial y luego trabajada en frío.



T10	Enfriada desde un proceso de conformación a temperatura elevada trabajada en frío y luego envejecida de modo artificial.
T73	Solución tratada térmicamente y envejecida en forma artificial de dos etapas.
T76	Solución tratada térmicamente y envejecida de manera artificial en dos etapas (difieren de T73).

Tabla 2-3 Sufijos empleados para la designación de tratamiento térmico en aleaciones trabajadas (Asociación Americana de Aluminio). [21]

2.4.3. Aleaciones endurecidas por trabajo

Los materiales trabajados, obtienen su resistencia por aleación y trabajo en frío (endurecimiento por deformación) también se les llama aleaciones endurecidas por trabajo.

El grado de endurecimiento se expresa con el sufijo "H" con una cifra que la cual describe, la cifra 1 indica que el endurecimiento se alcanzó mediante la deformación por trabajo. La cifra 2 indica que el endurecimiento se obtuvo por deformación en una cantidad mayor a la requerida. La cifra 3 indica que después del trabajo en frío, las propiedades se estabilizan mediante un tratamiento a bajas temperaturas (ver tabla 2.4.) [21].

El recocido se presenta con el sufijo "O"; "M" ("F" en EE.UU.) indica cómo se fabricó el material.



Símbolo	Descripción
H	Endurecimiento por deformación, material no tratable térmicamente
H1	Solo endurecimiento por deformación.
H2	Endurecimiento por deformación y recocido en parte.
H3	Endurecimiento por deformación y estabilización.
H12 , H22, H33	Un cuarto de dureza.
H14, H24, H34	Semiduro.
H16, H26, H36	Tres cuartos de dureza.
H18, H28, H38	Totalmente duro (el revenido más duro practicable en el comercio).
H19	Un revenido en especial duro para aplicaciones específicas.
F	Como se fabricó.
O	Recocido, blando.

Tabla 2-4 Designación de los sufijos para el endurecimiento (según el sistema EE.UU.).[21]



2.5. Aleaciones de Aluminio endurecidas por tratamiento térmico (Envejecido T-6)

Las aleaciones deformables, que se endurecen con el tratamiento térmico, son bifásicas (solución sólida a base de aluminio y fase sólida en exceso). Como resultado del tratamiento térmico éstas obtienen altas propiedades mecánicas. EL tratamiento térmico consta de un temple y envejecimiento, por el cual se entiende el mantenimiento de la aleación a la temperatura ambiente durante unos cuantos días (envejecimiento natural) o unas cuantas horas a temperaturas elevadas (envejecimiento artificial).

El endurecimiento estructural de estas aleaciones y sus características mecánicas dependerán de los ciclos de tratamientos térmicos: solubilización, temple y envejecimiento (natural o artificial). A este grupo pertenece la familia 6.000 (Aluminio-Magnesio-Silicio) con la cual se está trabajando en este trabajo.

Estas aleaciones con endurecimiento estructural se obtienen según la secuencia de los tratamientos térmicos siguientes:

- Puesta en solución.
- Temple.
- Maduración (natural o artificial).

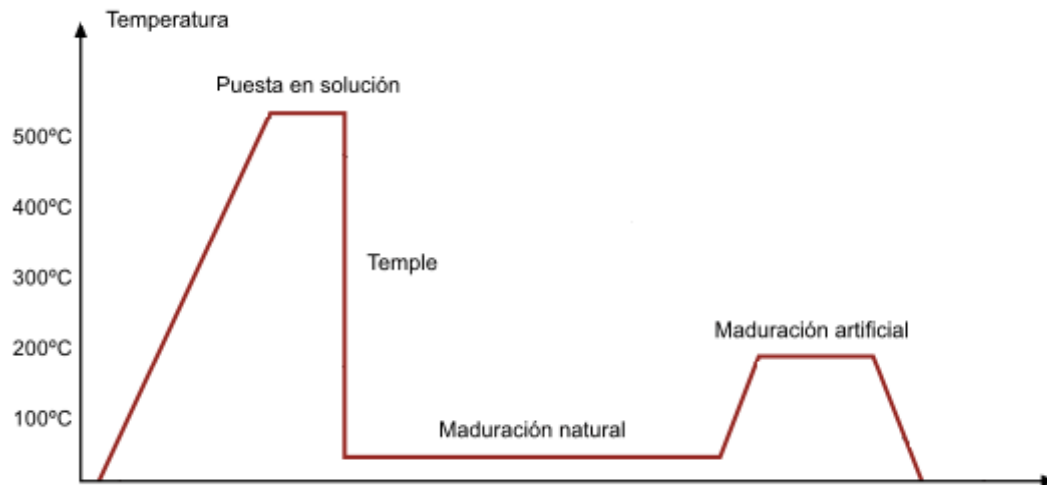


Figura 2-1 Ciclo térmico de envejecimiento o maduración. [22].

El tratamiento comporta las secuencias siguientes: (ver figura 2.1)

- Puesta en solución
- Temple
- Envejecimiento (Maduración) natural (a temperatura ambiente)
- Envejecimiento o maduración artificial

2.5.1. Puesta en solubilización (Aleaciones Serie 6000)

El tratamiento de puesta en solución sólida consiste en disolver en el metal base, por un mantenimiento a temperatura elevada, los elementos de la aleación que se encuentran en fases separadas. Por enfriamiento brusco de la solución sólida así obtenida, se obtiene un estado templado. La temperatura de puesta en solución óptima depende de la composición química de la aleación. La temperatura debe ser respetada en alrededor de $\pm 5^{\circ}\text{C}$, la duración del tratamiento depende de la composición química, tipo de producto, de las tasas de acritud antes del temple, etc.



Para las aleaciones de la familia 6000, la solubilización se hace a temperatura elevada del orden de 530°C . Esta temperatura es más elevada cuando la aleación está cargada de los elementos aleantes; magnesio y silicio.

La duración de mantenimiento a temperatura depende del espesor de los productos. Durante el mantenimiento prolongado a temperaturas elevadas, los compuestos intermetálicos del tipo Mg_2Si para las aleaciones de la serie 6000, se redisuelven y la aleación forma entonces una solución sólida homogénea.

La temperatura de puesta en solución de las aleaciones de aluminio de endurecimiento estructural debe ser regulada con precisión para no alcanzar la de las eutécticas. Para las temperaturas eutécticas se produce una fusión local de los compuestos intermetálicos y de los eutécticos (aleaciones con punto de fusión bajo). El metal es entonces inutilizable. Según su composición, esta temperatura se sitúa entre 555° y 620°C para las aleaciones de la familia 6000 [22].

2.5.2. Temple

Se trata de un enfriamiento muy rápido del metal que se hace normalmente por inmersión o ducha en agua fría a la salida del horno en la laminación o en la prensa de extrusión, cuando el temple se hace a la salida de la hilera. El enfriamiento brutal del metal tiene por efecto impedir la precipitación de los compuestos intermetálicos.

Es inmediatamente después del temple cuando las aleaciones de endurecimiento estructural (Al-Mg-Si) son fácilmente deformables. La velocidad de temple es un parámetro muy importante del que dependen ciertas propiedades, como son las características mecánicas de tracción, la tenacidad, el comportamiento a la corrosión, existe para cada aleación una velocidad crítica de temple bajo cuyo umbral no se debe bajar.



Para obtener la tenacidad máxima la velocidad de temple debe ser tres veces más rápida que la velocidad crítica de temple. Observación: el temple es susceptible de producir tensiones internas sobre todo en las piezas de formas complejas o de grandes secciones [23].

2.5.3. Envejecimiento

Después del temple la solución sólida sobresaturada está en un estado metaestable. La vuelta al equilibrio, es decir la precipitación de los compuestos intermetálicos que provocan el endurecimiento estructural, se puede hacer de dos maneras:

- Por envejecimiento a temperatura ambiente (maduración natural). Después de un reposo de varias horas, que depende de las aleaciones, la dureza y las características mecánicas no aumentan. La precipitación y el endurecimiento estructural han terminado. Es el estado T4.
- Por un tratamiento térmico de envejecimiento, es decir un calentamiento de varias horas entre 160 y 180° para la serie 6000. El revenido (maduración artificial) acelera la precipitación. Se realiza inmediatamente después del temple. Las condiciones del envejecimiento artificial dependen de las aleaciones [24].



2.6. Endurecimiento por precipitación

El atributo esencial de un sistema de aleación tratable térmicamente por precipitación es la dependencia de la solubilidad con la temperatura. Por lo que, su requerimiento básico, es el decremento en la solubilidad en el estado sólido de uno a más de los elementos aleantes al descender la temperatura.

Las aleaciones de aluminio de la serie 6000 son susceptibles de ser endurecidas mediante la precipitación de partículas de segunda fase, formadas por Mg y Si los cuales representan los elementos principales de esta serie. La aleación tratada térmicamente conjuga una baja densidad con una alta resistencia.

Cuando el metal es templado, los elementos aleantes permanecen en solución sólida sobresaturada, pero esta solución no es estable y se descompone lentamente las temperaturas de envejecimiento; de esta manera los elementos aleantes precipitan en su forma “fuera del equilibrio”. Estos precipitados de transición son conocidos como Guinier Preston (G.P) las cuales son coherentes o semicoherentes con la matriz y dan lugar a áreas muy localizadas de deformación establecidas alrededor de ellas y que son la causa del endurecimiento producido. El precipitado de equilibrio que se forma por sobre envejecimiento que en el caso del aluminio 6061 es el Mg_2Si que siempre es incoherente y por lo tanto produce una disminución del endurecimiento.



Los objetivos del envejecimiento constan en:

- Aumentar la resistencia de muchas aleaciones de aluminio y otros metales.
- Crear en una aleación tratada térmicamente, una dispersión densa y fina de partículas precipitadas en una matriz del metal deformable. Las partículas precipitadas actúan como obstáculos del movimiento de las dislocaciones y, así, refuerzan la aleación tratada térmicamente.

Para aplicar este tratamiento térmico, el diagrama de equilibrio debe mostrar solubilidad sólida parcial, y la pendiente de la línea de solvus debe ser tal que haya mayor solubilidad a una temperatura mayor que a una menor.

La condición necesaria para que se produzca la precipitación en una solución sólida es, sencillamente, la existencia de una línea de solvus. Por consiguiente, se produce cierto grado de precipitación en la mayor parte de los sistemas de aleación y un grado notable en cientos de casos conocidos. Cualquier metal puede endurecerse por precipitación, mediante la adición de un elemento de aleación correctamente elegido. El endurecimiento sería aún mayor en el caso de las aleaciones ternarias o de un número de componentes más elevado [25].

2.7. Aluminio 6061T6

Aleación Dúctil y Ligera, con gran resistencia y excelentes características de acabado, el aluminio 6061-T6 es ideal para la elaboración de piezas maquinadas con calidad de excelencia y para trabajos que requieran buen acabado superficial.



Posee excelente resistencia a la corrosión y acabado además de facilidad de soldadura y una resistencia parecida a la del acero. Esta es una aleación de propósito general muy popular con buena facilidad de maquinado a pesar de su tratamiento de envejecimiento artificial (T6).

Composición Química:

El aluminio 6061-T6 tiene las especificaciones de fabricación necesarias para asegurar máxima eficiencia.

- 0.40/0.80 % de silicio
- 0.7 % máximo de Hierro
- 0.15/0.40 % de cobre
- 0.8/1.2 % de magnesio
- 0.04/0.35 % de cromo
- 0.25 máximo de zinc
- 0.015 máximo de titanio

Ventajas:

Adicionalmente a sus características naturales (excelente conductividad, ligereza, nula toxicidad y que no produce chispa), el aluminio 6061-T6 ofrece las siguientes ventajas

- Resistencia superior a la de las aleaciones 6063
- Elaborado mediante tratamiento térmicos
- Envejecido artificialmente
- Óptima conformación con el frío
- Excelentes características para soldadura fuerte y al arco.



Beneficios:

El aluminio 6061-T6, que por su calidad garantiza los siguientes beneficios

- Excelente resistencia a la corrosión.
- Gran resistencia a la tensión.
- Excelente maquinabilidad.

Tratamiento Térmico: T6: Tratado térmicamente por solución y Envejecido artificialmente [26].

2.8. Dureza

La dureza se define ingenierilmente como la propiedad de la capa superficial de un material de resistir a la deformación, en presencia de esfuerzos de contacto locales inferidos por otro cuerpo más duro, es decir la resistencia a la penetración. Esta resistencia es la función de las propiedades mecánicas del material, sobre todo de su límite elástico.

Si se tiene un material de composición dada, y se conoce su historial, se puede relacionar su límite elástico con el esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tensión y la tenacidad. Por lo tanto las pruebas de dureza pueden proporcionar datos que permiten derivar muchas propiedades mecánicas importantes.

Los ensayos de dureza se basan en la aplicación lenta de una carga fija a un indentador que se abre paso sobre la superficie de la muestra, una vez que se retira la carga se mide el área o bien la profundidad de penetración, lo cual indica la resistencia a la carga [27].

Existen tres clases de ensayos de dureza:

- Ensayo Brinell
- Ensayo Rockwell
- Ensayo Vickers

2.8.1. Ensayo Vickers

En el ensayo Vickers se utiliza como penetrador un diamante tallado en forma de pirámide de base cuadrada invertida. Se aplican cargas ligeras por medio de un sistema de pesas y palancas. La impresión del ensayo Vickers se mide utilizando un microscopio y es tan pequeña que se le puede considerar como una medición semi-microscópica de dureza. La impresión larga puede medirse con mayor precisión que las diagonales iguales y más cortas de las impresiones cuadradas de Vickers. La dureza de Vickers se calcula dividiendo la carga por el área proyectada de la impresión. En la práctica, el índice de dureza se determina a partir de tablas de carga y mediciones diagonales (ver figura 2.2).

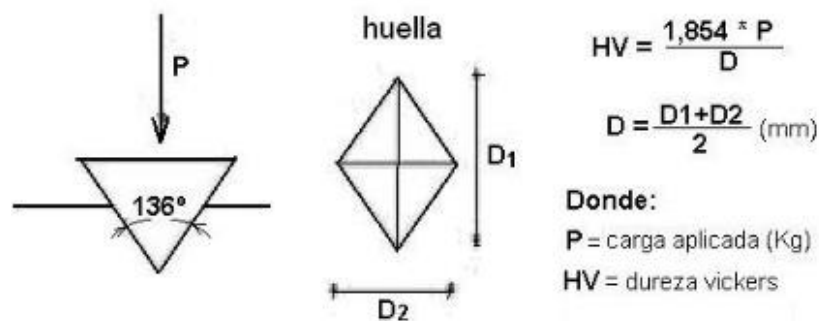


Figura 2-2 Penetrador de diamante Vickers. [27]



2.9. Tensión

La tensión es la capacidad de un cuerpo de sufrir una deformación por una carga aplicada; el ensayo consiste en someter una probeta normalizada a un esfuerzo o tensión axial aplicada en una unidad de sección transversal.

El ensayo de tensión es uno de los más importantes para determinar las propiedades mecánicas de los materiales. Con la realización de estos ensayos se pretende determinar el límite de fluencia, elongación en el punto de fluencia, carga de rotura y reducción de área de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E-8.

Este ensayo consiste en someter una pieza de forma cilíndrica o prismática de dimensiones normalizadas (estándar), denominada probeta, a un esfuerzo de tracción continuo (tendencia a estirar el material) [28].

Consideremos una probeta de longitud l_0 y una sección A_0 sometida a una fuerza F perpendicular a la sección de la probeta. Se define esfuerzo o tensión (σ) como la fuerza aplicada a la probeta por unidad de sección transversal A_0 .

$$\sigma = F/A_0$$

Sus unidades en el Sistema Internacional son: Nm^2 que equivale a un Pascal.

Supongamos que durante el ensayo la varilla se alargó una longitud l , siendo l = longitud final de la probeta y l_0 = longitud inicial de la probeta.

$$\Delta l = l - l_0$$

Definimos deformación o alargamiento unitario (ϵ) de la probeta como el cociente entre el cambio de longitud o alargamiento experimentado y su longitud inicial. (Vease figura 2.3).

$$\epsilon = (l - l_0) / l_0 = \Delta l / l_0$$

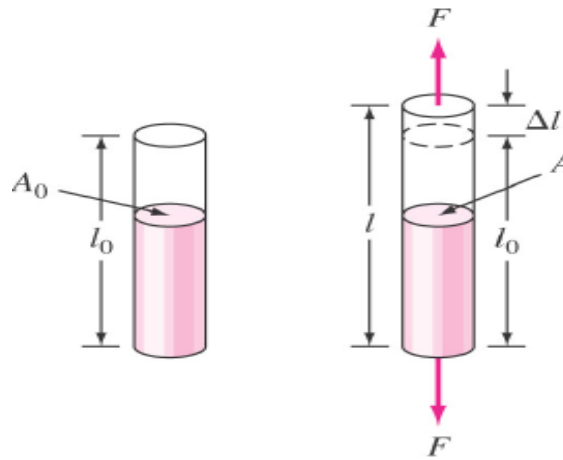


Figura 2-3 Probetas esfuerzo-deformación. [28]

Debido a que el valor de deformación no tiene unidades, se puede utilizar el porcentaje de alargamiento.

$$\% \text{ deformación} = \epsilon (\%) = (\Delta l / l_0) * 100$$



2.10. Fatiga

La fatiga es el cambio estructural progresivo, localizado y permanente que ocurre en un material sometido a tensiones repetidas o fluctuantes con tensiones nominales que tienen valores máximos menores (y a menudo mucho menores) que el esfuerzo de fluencia del material [29]. Podría decirse que este tipo de falla fue observado por primera vez en el siglo XIX, cuando los ejes de los carros de ferrocarril comenzaron a fallar después de un corto tiempo de servicio. A pesar de haber sido construidos con acero dúctil, se observó una falla súbita de tipo frágil.

Muchos de los elementos de máquinas, tales como cigüeñales, árboles, ejes, bielas y resortes, son sometidos a cargas variables. El comportamiento de los materiales bajo este tipo de carga es diferente a aquel bajo cargas estáticas; mientras que una pieza soporta una gran carga estática, la misma puede fallar con una carga mucho menor si ésta se repite un gran número de veces. Los esfuerzos variables en un elemento tienden a producir grietas que crecen a medida que éstos se repiten, hasta que se produce la falla total; este fenómeno se denomina fatiga. Por lo tanto, el diseño de elementos sometidos a cargas variables debe hacerse mediante una teoría que tenga en cuenta los factores que influyen en la aparición y desarrollo de las grietas, las cuales pueden producir la falla después de cierto número de repeticiones (ciclos) de esfuerzo.

La teoría que estudia el comportamiento de los materiales sometidos a cargas variables se conoce como teoría de fatiga. En este trabajo se estudia el procedimiento de esfuerzo-vida, el cual es uno de los tres modelos de falla por fatiga que existen actualmente y es el más utilizado para elementos de maquinaria rotativos.

Los ejes están sometidos a cargas transversales que generan flexión, tal como se ilustra en la figura 2.4.a. Debido al giro del eje, cualquier punto de la periferia pasará por el punto t_1 (figura 2.4.b) (tiempo t_1 en la figura 2.4.c), soportando un esfuerzo de tracción máximo. Luego pasará por el eje neutro (en t_2) soportando cero esfuerzo. Cuando haya girado un cuarto de vuelta más soportará un esfuerzo máximo de compresión (en t_3) (ya que estará al otro lado del eje neutro). Un cuarto de vuelta después, el punto pasará nuevamente por el eje neutro (en t_4). Finalmente, el punto regresará a su posición inicial completando un ciclo de esfuerzo, donde comenzará el siguiente ciclo. Por lo tanto, este tipo de ejes está sometido a esfuerzos normales cíclicos [30].

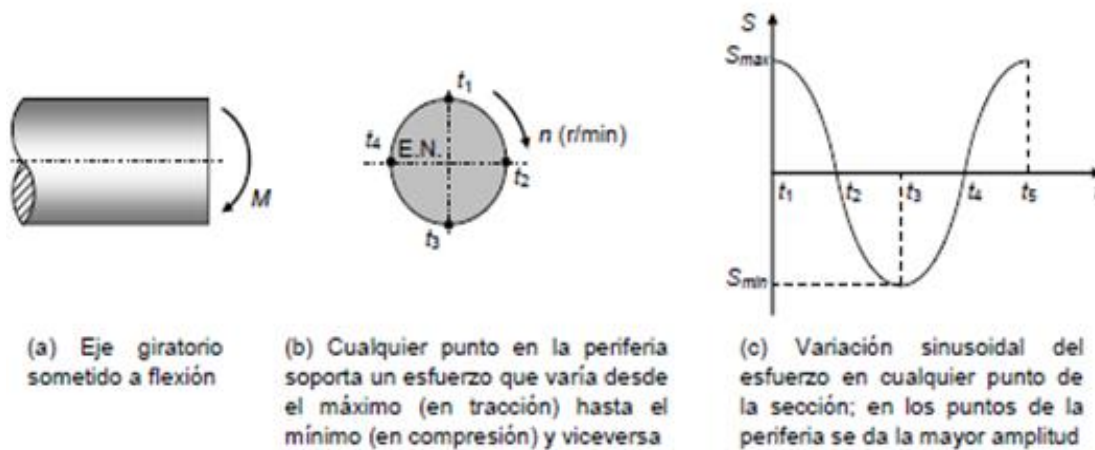


Figura 2-4 Esfuerzos variables en un eje girando sometido a un momento flector constante. [30]

Suponiendo que las ruedas giraban con una frecuencia de cinco vueltas por segundo, cualquier punto de la periferia (punto crítico) de la sección crítica del eje sufrirá 5 ciclos de esfuerzo en un segundo.

En un minuto sufrirá $5 \times 60 = 300$ ciclos; en una hora $300 \times 60 = 18000$, en un día $18000 \times 24 = 4.32 \times 10^5$.



En tres días de trabajo continuo, cada eje soportaría más de un millón de ciclos de esfuerzo. Entonces, a pesar del poco tiempo de funcionamiento de los ejes de las ruedas de los carros de ferrocarril, dichos ejes estuvieron sometidos a un gran número de ciclos de esfuerzo. Los ejes habían sido diseñados con los procedimientos de diseño de la fecha, los cuales estaban basados en la experiencia adquirida con estructuras cargadas estáticamente; sin embargo, éstos no eran correctos para las cargas variables que tenían que soportar los ejes y por eso fallaron.

El término “fatiga” fue usado por primera vez por Poncelet en 1839, para describir la situación de falla de los materiales sometidos a cargas variables. Debido a que la falla por fatiga tiene apariencia frágil, se pensaba que el material se había “cansado” y hecho frágil después de soportar un cierto número de fluctuaciones de esfuerzo.

Luego, en 1870, después de 12 años de investigación sobre las fallas por fatiga, el ingeniero alemán August Wohler publicó los resultados de su estudio, en el cual se mostraba como “culpable” de la falla al número de ciclos de esfuerzo. Al realizar pruebas sobre las mitades rotas de los ejes que habían fallado por fatiga, observó que el material tenía la misma resistencia y ductilidad bajo carga de tensión que el material original; es decir, el material no se había “cansado” ni fragilizado como se creía. Sin embargo, el término fatiga se sigue utilizando para referirse a las fallas de elementos sometidos a cargas variables.

Este ingeniero alemán encontró, además, la existencia de un límite de resistencia a la fatiga (o límite de fatiga) para los aceros. Wohler realizó pruebas sobre probetas de acero sometidas a “flexión giratoria”, denominada así al tipo de carga que se genera en un elemento que gira sometido a un momento flector constante.

En dichas pruebas se pretendía relacionar los niveles de esfuerzo a los cuales se sometían las probetas, con el número de ciclos de carga que soportaban hasta la falla. Wohler obtuvo un diagrama como el de la figura 2.5, el cual es conocido como diagrama $S-nc$ (esfuerzo - número de ciclos) o diagrama de vida-resistencia de Wohler. El esfuerzo (o resistencia) S corresponde al valor del esfuerzo máximo (véase la figura 2.4.c) al cual se somete la probeta, y nc es el número de ciclos de esfuerzo. Las líneas del diagrama representan aproximaciones a los puntos reales de falla obtenidos en los ensayos.

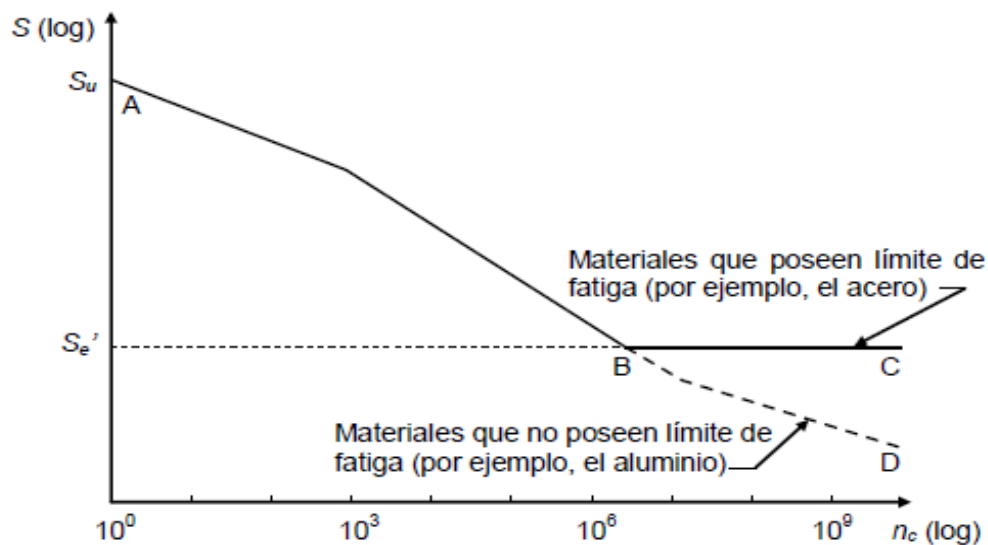


Figura 2-5 Diagrama $S-nc$ o diagrama de Wohler. [30]

En la figura 2.5 se observa que para el rango donde la pendiente de la curva continua es negativa, entre menor sea el esfuerzo al cual se somete la probeta, mayor es su duración. Si se somete una probeta al esfuerzo último, S_u , la probeta sólo soporta la primera aplicación de la carga máxima. Para esfuerzos menores se tendrán mayores duraciones.



El diagrama para muchos aceros es como el dado por la curva ABC. La curva tiene un codo en $S = Se'$ y $nc = 10^6$ ciclos, a partir del cual el esfuerzo que produce la falla permanece constante. Esto indica que si la probeta se somete a un esfuerzo menor que Se' , ésta no fallará; es decir, la probeta tendrá una vida infinita. A niveles superiores de esfuerzo, la probeta fallará después de un número de ciclos de carga y, por lo tanto, tendrá vida finita. Como Se' es el límite por debajo del cual no se produce falla, se le conoce como límite de fatiga.

Muchos aceros al carbono y aleados, algunos aceros inoxidable, hierros, aleaciones de molibdeno, aleaciones de titanio y algunos polímeros poseen un codo a partir del cual la pendiente de la curva es nula. Otros materiales como el aluminio, el magnesio, el cobre, las aleaciones de níquel, algunos aceros inoxidable y el acero de alto contenido de carbono no poseen límite de fatiga, teniendo comportamientos similares al dado por la curva ABD de la figura 2.5. A pesar de que la pendiente de la curva puede ser menor para nc mayor de aproximadamente 10^7 ciclos, teóricamente no existe un nivel de esfuerzo, por pequeño que éste sea, que nunca produzca la falla en la probeta.

La prueba de flexión giratoria, que arroja los datos de la curva $S-nc$, se convirtió en estándar. Para muchos materiales de ingeniería se han desarrollado estas pruebas con el fin de determinar sus comportamientos cuando se someten a cargas variables y, específicamente, para encontrar los límites de fatiga o la resistencia a la fatiga para un número de ciclos determinado [31].



2.10.1. Etapas de la propagación de grietas por fatiga

La fatiga es un fenómeno complejo en el cual no existe un mecanismo único de propagación de grietas por fatiga, como en la mayoría de los componentes estructurales y mecánicos los esfuerzos de servicio son menores que el esfuerzo de cedencia, la propagación de grieta por fatiga transcurre en un cuerpo deformado elásticamente y los principios de la mecánica de fractura lineal-elástica son válidos para caracterizar el comportamiento de los materiales en fatiga.

Actualmente es aceptado que la propagación de grietas por fatiga ocurre en tres etapas:

Etapa I. Nucleación de grietas: También es llamado etapa de “daño interno” y se presenta en ausencia de concentradores de esfuerzos. La deformación cíclica produce una alteración de la subestructura de dislocaciones que conducen a la formación de discontinuidades geométricas que posteriormente se desarrollan como grietas. La extensión de esta etapa depende de la amplitud de esfuerzos; amplitudes de bajos esfuerzos, nucleación de grietas puede significar hasta el 90% de la vida en fatiga del componente.

Las características más sobresalientes en esta etapa son la nula distinción entre el mecanismo de iniciación y propagación lenta de grietas. La fractura tiende a ser cristalina con combinaciones de modo I y II, está fuertemente influenciada por el esfuerzo y la microestructura. Generalmente el micro mecanismo de propagación es por movimiento local de dislocaciones.

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. 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. Se presenta una fractura no cristalina transgranular y perpendicular al esfuerzo principal máximo. El mecanismo de propagación es por deformación cíclica y es fuertemente influenciado por el ambiente. Se le denomina propagación estable, porque la grieta se puede acelerar, retardar, detener o mantener una rapidez de propagación constante en relación directa con los cambios del factor de intensidad de esfuerzos.

Etapa III. Propagación inestable o fractura final. Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la fractura comienza a ocurrir por una combinación de fatiga (es decir, deformación cíclica de 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, con una gran influencia de la microestructura y del estado de esfuerzos. Esta etapa culmina con la ruptura final por el mecanismo predominante de fractura estática (clivaje, desgarramiento dúctil y de cohesión).

El mecanismo de propagación de la grieta en cada etapa es diferente, por lo general, y esto hace que las zonas de la fractura en cada etapa aporten importante información sobre el origen y secuencia de propagación de la fractura, así como el efecto de variables externas como el medio ambiente, el patrón de cargas, entre otros [32].

La fractura final por lo general se caracteriza por presentar una superficie rugosa y con un labio de corte (ver figura 2.6).

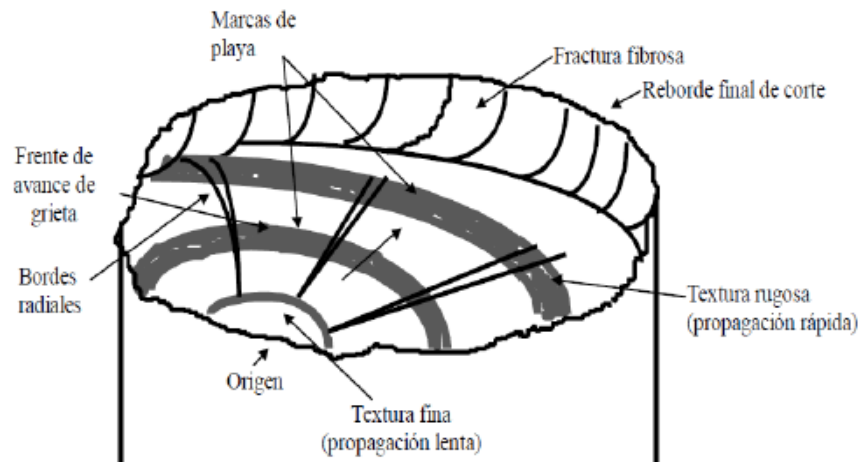


Figura 2-6 Superficie de fractura por fatiga (ASTM Handbook).

2.10.2. Superficies de fractura por fatiga

El aspecto morfológico de la fatiga es semejante al clivaje de una fractura frágil a nivel macroscópico, la principal diferencia se observa a nivel microscópico. La característica más notable de las superficies de fractura por fatiga a nivel microscópico son las estrías. Las estrías por fatiga son líneas paralelas al frente de la grieta. Estas microcaracterísticas no se deben de confundir con la macro característica denominadas “marcas de playa”. Cientos o miles de estrías pueden concentrarse entre dos marcas de playa. Las estrías representan el avance de la grieta, mientras que las marcas de playa representan la detención del avance de la grieta [33].



2.10.3. Características macroscópicas de la superficie de fractura por fatiga

Las marcas de playa son una característica de identificación de muchas fracturas por fatiga. Este término se refiere a marcas o relieves visibles macroscópicamente e indica etapas de la interrupción, en el período de propagación (etapa II) de las fracturas por fatiga en metales relativamente dúctiles, alrededor de un punto común centrado que corresponde al origen de la grieta.

Las marcas de playa se forman de dos maneras

1. Por deformación plástica microscópica en la punta de la grieta por fatiga durante el período de descarga o cuando el esfuerzo del ciclo no es suficientemente alto para propagar la grieta por fatiga.
2. Por la oxidación de la superficie de fractura, debido a la diferencia en el tiempo de exposición al medio ambiente durante la propagación de grieta por fatiga. El área cerca del origen, es expuesta a un mayor tiempo que otra porción durante la fatiga, por lo tanto, esta diferencia en el tiempo de exposición produce la deformación de líneas o círculos concéntricos que emanan desde el origen.

Las marcas de playa, no se presentan cuando la fractura por fatiga se realiza en condiciones de crecimiento continuo de grieta y sin ninguna variación en la carga como son pruebas de laboratorio [33].



2.10.4. Características microscópicas de la superficie de fractura por fatiga

Las estrías son las características microscópicas más evidentes de la fractura por fatiga. Durante la etapa II de propagación de grieta por fatiga, la punta de la grieta es extremadamente aguda, sin embargo, cada vez que la grieta se abre por un esfuerzo de tensión, la punta se deforma plásticamente, achatándose a escala microscópica, la cual causa el avance de la fractura, creando un relieve pequeñísimo o estría en cada una de las superficies fracturadas.

Las estrías están orientadas perpendicularmente a la dirección de la propagación de la grieta. Sin embargo, la variación en los esfuerzos locales y microestructura pueden cambiar la orientación del plano de la fractura y alterar la dirección de alineación de las estrías. Las partículas de segunda fase e inclusiones en un metal pueden cambiar la velocidad de propagación de grietas por fatiga local, resultando el espaciamiento de las estrías. Cuando una grieta se aproxima a estas partículas, brevemente se retarda si la partícula permanece intacta o se acelera si la partícula es agrietada. En ambos casos la velocidad de propagación cambia solamente en la vecindad de la partícula y por consiguiente no afecta significativamente en la velocidad total.

Cada estría es el resultado de un ciclo simple de esfuerzos, pero cada ciclo no produce necesariamente una estría, el espacio y claridad de la estriación depende de la carga aplicada y de la ductilidad del material. Las estrías son más visibles en materiales dúctiles [33].



2.10.5. Régimen de fatiga

Cuando se tienen elementos sometidos a esfuerzos cíclicos se habla de los regímenes de fatiga: fatiga de bajo ciclaje (LCF) y fatiga de alto ciclaje (HCF), los cuales tienen relación con el número de veces que se repiten los esfuerzos en un elemento. Un régimen de bajo ciclaje es aquel en el cual se somete un elemento a un número de ciclos de esfuerzo menor que aproximadamente 10^2 a 10^4 , según el material. Aunque es lógico pensar en que no existe una línea divisoria exacta entre los dos regímenes, es usual hablar de 10^3 ciclos como línea divisoria; es decir, si una pieza soporta menos de 10^3 ciclos, está en régimen de bajo ciclaje, mientras que si soporta más de 10^3 ciclos, está en régimen de alto ciclaje. Esta clasificación es conveniente desde el punto de vista de la aplicación de los modelos de falla por fatiga [34].

2.10.6. Modelos de falla por fatiga

Actualmente existen tres modelos de falla por fatiga: el procedimiento de vida-esfuerzo, el de vida-deformación y el de mecánica de fractura elástica lineal (LEFM); cada uno de ellos tiene sus ventajas y desventajas y tiene cabida en cierta aplicación.

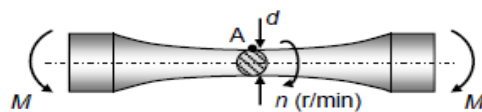
La teoría de fatiga que se aplica en este trabajo corresponde al modelo de vida-esfuerzo, que es el más antiguo. Este modelo es adecuado para el diseño de piezas en el régimen de alto ciclaje (HCF) en las cuales la variación de los esfuerzos sea conocida y consistente, como ocurre generalmente en las máquinas rotativas. Como se verá, este modelo consiste en limitar los esfuerzos a valores menores que los críticos y es fácil de aplicar; además, hay muchos datos empíricos disponibles [34].

2.10.7. Límite de fatiga

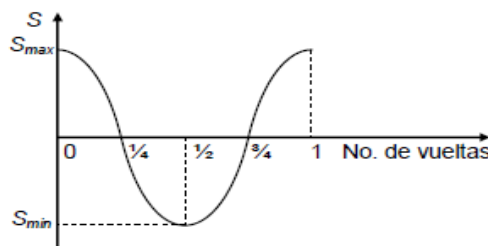
El límite de fatiga es el esfuerzo máximo invertido que puede ser repetido un número indefinido de veces sobre una probeta normalizada y pulimentada girando sometida a flexión, sin que se produzca falla o rotura.

Para aclarar este concepto considere la figura 2.7. La figura 2.7.a muestra la forma típica de una probeta para el ensayo de fatiga, la cual es de sección circular con diámetro d en la parte más delgada. Esta probeta se somete a un momento flector constante M y se pone a girar a n revoluciones por minuto. En el instante mostrado, el punto más crítico (punto A) soporta un esfuerzo normal dado por:

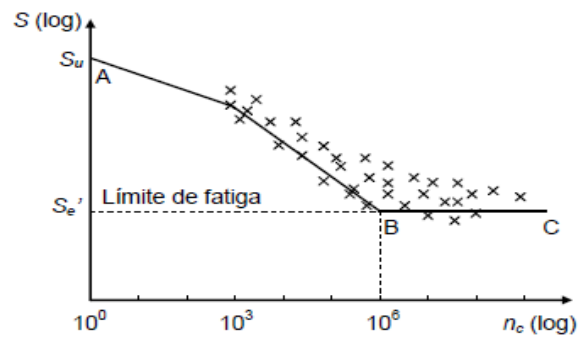
$$S = \frac{Mc}{I} = \frac{32M}{\pi d^3} \quad (1)$$



(a) Probeta típica para el ensayo de fatiga. La sección crítica es circular



(b) Variación sinusoidal del esfuerzo en el punto A. $S_{max} = -S_{min} = (Mc)/(I) = (32M)/(\pi d^3)$



(c) Diagrama $S-n_c$ o de Wohler

Figura 2-7 Ensayo de fatiga por flexión giratoria y diagrama de Wohler. [30]



Debido al giro de la probeta, el punto A (y cualquier punto en la periferia de la sección más delgada) soporta un esfuerzo que varía en la forma sinusoidal mostrada en la figura 2.7.b. A este tipo de variación de esfuerzo se le denomina repetido invertido.

De acuerdo con la definición del límite de fatiga, al someter una probeta normalizada y pulida a flexión giratoria, el máximo esfuerzo S (dado por la ecuación 1) al cual se puede someter dicha probeta sin que falle, aún después de un gran número de ciclos de carga, es el límite de fatiga, denominado Se' .

El límite de fatiga se obtiene realizando un gran número de veces la prueba de fatiga con valores diferentes de S (variando el momento flector aplicado). Para cada probeta se ubica una equis en el diagrama, con el esfuerzo aplicado y el número de vueltas que giró hasta romperse. La figura 2.7.c muestra un diagrama de Wohler típico de un acero. Los puntos de ensayo siguen una tendencia como la mostrada. A partir del punto A ($1, S_u$) la línea desciende hasta al codo en B, y partir de allí los puntos tienden a ajustarse a la línea horizontal BC; el valor de esfuerzo correspondiente a esta línea es el límite de fatiga, Se' ; al aplicar un esfuerzo menor a Se' no ocurriría la falla, mientras que un esfuerzo mayor produciría la falla después de cierto número de vueltas [35].

2.10.8. Resistencia a la fatiga para vida finita

Las piezas sometidas a cargas variables pueden diseñarse para un número de ciclos determinado, dependiendo de la vida requerida. Particularmente, los materiales que no poseen límite de fatiga no se pueden diseñar para vida infinita, sino que deben diseñarse para una duración determinada. Entonces,

podemos hablar de una “resistencia al fatiga” para vida finita.

La figura 2.8 muestra un diagrama S - n_c o de Wohler, típico de algunos materiales que no poseen límite de fatiga (aleaciones de aluminio, cobre, etc.). Si, por ejemplo, se quiere diseñar para una duración finita de 10^8 ciclos, la resistencia a usar es $S_f' 1 \times 10^8$, que corresponde a un nivel de esfuerzo que idealmente produciría una vida de $n_c = 10^8$. En general, denotamos S_f' a la resistencia a la fatiga para vida finita.

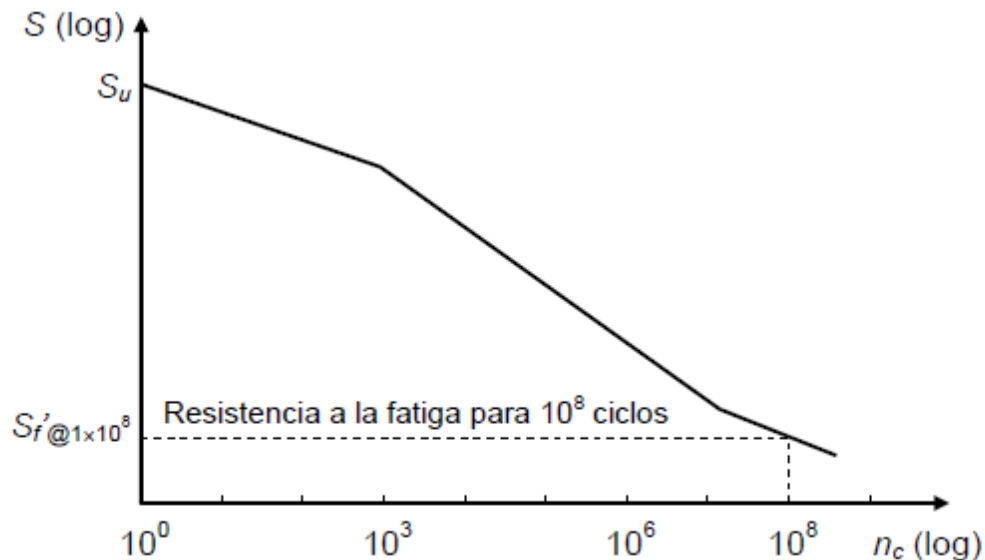


Figura 2-8 Diagrama S - n_c o de Wohler para un material sin límite fatiga. [30]

La resistencia a la fatiga para vida finita, al igual que el límite de fatiga, es una propiedad que se basa en pruebas de flexión giratoria sobre probetas normalizadas y pulidas. Sin embargo, es necesario aclarar que pueden desarrollarse diagramas esfuerzo-deformación y obtenerse resistencias a la fatiga para carga axial, torsión y otros tipos de flexión [30].



2.11. Proceso de soldadura GTAW (TIG)

La soldadura por arco de tungsteno y gas (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) es un proceso de soldadura por fusión que utiliza un arco eléctrico como fuente de calor entre un electrodo de tungsteno (no consumible) y el metal base, puede usarse con o sin metal de aporte, según lo requiera la aplicación específica. El proceso emplea con un gas inerte protector y aplicación de presión. Hoy en día, muchas industrias están haciendo uso del proceso GTAW como un instrumento de soldeo de alta calidad en las uniones producidas.

Se puede identificar 4 elementos básicos (Figura 2.9) de este proceso de soldadura, los cuales son:

- Antorcha
- Electrodo de Tungsteno
- Máquina de soldeo o Fuente de Poder
- Gas Protector y reguladores

Puede usarse el proceso manual GTAW (TIG), ya sea con corriente alterna o corriente directa dentro de las formas de polaridad directa o invertida. La selección de estas alternativas de trabajo va a depender del material a unir, por ejemplo para el aluminio se recomienda la corriente alterna, para soldar secciones cuyo espesor varíe desde 1mm hasta 9.50mm.



Figura 2-9 Equipo básico para proceso de soldadura TIG. [36]

Los requisitos de limpieza son especialmente estrictos antes de la soldadura con corriente continua de polaridad directa (electrodo al negativo) en arco de tungsteno con gas, porque bajo tales condiciones el arco no ejerce acción limpiadora alguna.

El recubrimiento de óxido en algunos metales base, el cual se ha formado, provocan un efecto adverso sobre la fluidez del metal de la soldadura y sobre la solidificación presentando mayor riesgo de porosidad. El uso de alambre de aporte, debe estar limpio, si no se quita el óxido del alambre de aporte puede introducir humedad produciendo porosidad en el cordón de soldadura. La aparición de inclusiones puede ser de dos tipos; metálicas y no metálicas, a consecuencia del uso de corriente excesiva para un tamaño dado de electrodo dando lugar a que se deposite tungsteno en la soldadura [36].



2.11.1. Soldabilidad de las Aleaciones de Aluminio

Para los casos de aleaciones de aluminio tratables térmicamente y no tratables, se puede decir de manera general, que las aleaciones que ofrecen buena soldabilidad siguiendo el proceso de soldadura por fusión MIG son las de las series AA1XXX, AA3XXX, AA5XXX, AA6XXX y AA7XXX, esta última serie para la aleación AA7020 de resistencia mecánica media.

Los grupos de aleaciones No Tratable Térmicamente presentan buena soldabilidad, a excepción del Al-Mg (AA5XXX) con alto contenido de Magnesio; y entre las aleaciones tratables se considera al Al-Mg-Si (AA6XXX) y Al-Zn-Mg (AA7XXX) sin cobre. Por otro lado, la mayoría de las aleaciones Tratables Térmicamente de la serie Al-Cu (AA2XXX), Al-Zn-Mg-Cu (AA7XXX) y Al-Li (AA8XXX) presenta soldabilidad restringida, excepto las aleaciones Al-Cu y Al-Li-Mg.

Podemos decir, que las aleaciones Tratables Térmicamente de propiedades mecánicas elevadas, a excepción de algún grupo, son las que presentan mayor dificultad para el soldeo. Y en general, las aleaciones tratables térmicamente son sujetas a considerables precipitaciones de los elementos aleantes como resultado del calor de la soldadura [37].

2.11.2. Cambios Microestructurales en Soldaduras de Aluminio

Durante la realización de la soldadura varias zonas del material se verán afectadas, por transformaciones microestructurales (tamaño de grano), y que dependerá básicamente de la composición de la aleación, de la deformación en frío y del tratamiento térmico. Considerando las características de cada una de las zonas que aparecen durante el proceso (Figura 2.10), podríamos analizar su soldabilidad.

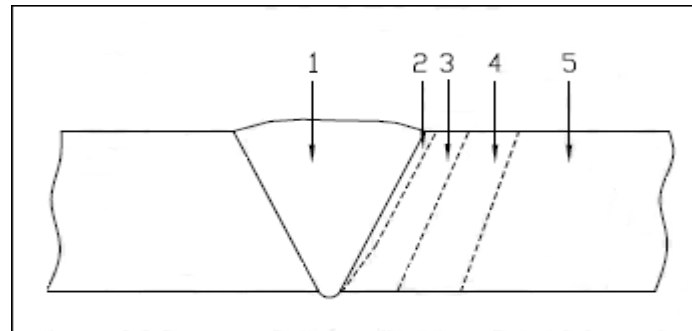


Figura 2-10 Zona de cambios microestructurales en la ZAC. [38]

1. Zona 1, presenta dos etapas durante el aporte de material: la fundición y solidificación. A consecuencia de su buena conductividad térmica que presenta las aleaciones de aluminio, la velocidad de enfriamiento es muy alta, generando estructuras muy finas durante la solidificación, existiendo la posibilidad de formación de segregaciones intergranulares de compuestos intermetálicos de bajo punto de fusión en solución sólida antes de la soldadura. Estas formaciones dependerán de la composición química de la aleación y de la velocidad de solidificación.

2. Zona 2, se produce una fusión parcial del metal base. Las aleaciones no endurecidas térmicamente sufren poco el efecto, cuyas características mecánicas en dicha zona son parecidas a la del metal base en estado recocido. Por otro lado, en aleaciones con tratamiento térmico pueden presentar precipitaciones parciales de los elementos aleantes durante la solidificación, formando compuestos intermetálicos en los bordes de grano. Del mismo modo, para ambos casos puede producirse la fusión de eutécticos, el riesgos de sus efectos dependerá de la cantidad y su localización.



3. Zona 3, es característica principal de las aleaciones tratables térmicamente, ya se produce la solubilización. Los elementos aleantes se encuentran en solución sólida durante el calentamiento, para luego precipitar durante el enfriamiento cuya proporción dependerá de la velocidad en que disminuya la temperatura. Por lo general, estas precipitaciones son perjudiciales, ya que se presenta de forma incontrolada en los bordes de granos; así como en el interior del mismo. Se recomienda el uso de altas velocidades de soldeo para limitar estos efectos.

4. Zona 4, donde se localiza el recocido y maduración en aleaciones conformadas, los cuales se logra en intervalos de temperatura de 250 y 400°C, y en aleaciones no bonificables se da hasta la temperatura de 540°C, perdiendo de esta manera su acritud en materiales que la poseen. A consecuencia del efecto térmico las aleaciones bonificables sufren cambios estructurales debido a la acritud inicial del material; además puede causar precipitación o coalescencia de aleantes. El recocido puede llegar a ser total, de recristalización o de crecimiento de grano.

5. Zona 5, no es afectado por el calor, alcanzando temperaturas muy bajas, y no sufre modificaciones estructurales.

En general, para las aleaciones de aluminio forjado, la zona donde se deposita el metal de aporte presenta menor ductilidad que el material base; cuyas características químicas son similares. Esta característica mecánica se debe, al calor transmitido por el arco eléctrico para la fusión del metal de aporte; produciendo de cierta forma un tratamiento térmico de ablandamiento del material o también llamado recocido. La recuperación de las propiedades mecánicas, perdidas en la zona afectada por el calor, se produce mediante un tratamiento térmico [38].

2.11.3. La zona afectada por el calor (ZAC)

Se define la Zona Afectada por el Calor como el lugar geométrico de todos los puntos del metal base cuya estructura metalográfica ha resultado alterada respecto a la inicial como consecuencia de los ciclos térmicos impuestos por la soldadura. Las diferencias metalográficas de la zona afectada por el calor se ilustra en la figura 1.10, observando la diferencia en la forma y tamaño de los granos se comprende porqué se constituye en una zona propensa a la iniciación de la ruptura bajo carga cíclica [39].

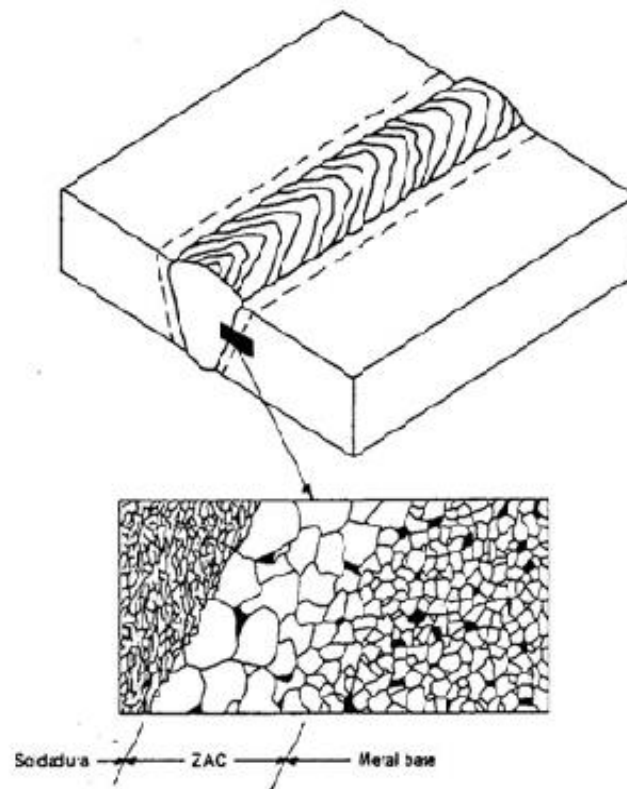


Figura 2-11 Granulometría en la ZAC. [39]

2.11.4. Defectología de la soldadura

De las tecnologías de soldeo utilizadas se encuentra presente como protagonista con un 51% en soldadura manual y un 45.7% en procesos semiautomáticos, esto implica una obligatoria mirada a los diversos defectos que se pueden inducir en la soldadura debidos a factores humanos. Cuando se diseñan uniones soldadas para fatiga se han de preferir en lo posible procesos automáticos ya sean robotizados o por arco sumergido. En caso contrario la operación manual en la aplicación del material de aporte normalmente presentará una variada gama de defectos que reducen la calidad de la soldadura. Existe una gran variedad de discontinuidades pero aquellas que más afectan el desempeño de la soldadura a fatiga se explican a continuación y se ilustran en la figura 2.12. [40].

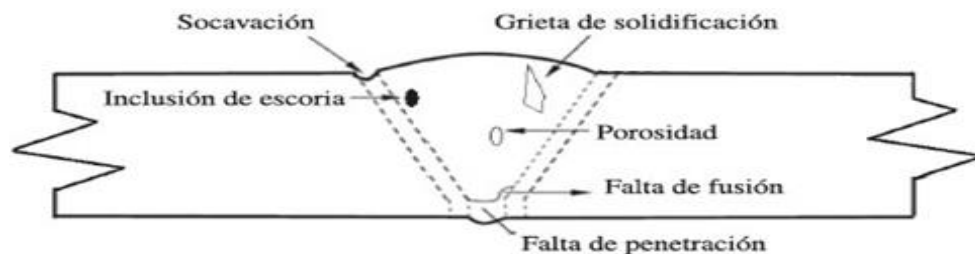


Figura 2-12 Principales defectos presentes en la soldadura. [40]

- *Grietas de solidificación.* - Es una discontinuidad que se presenta como una fractura en el cordón de soldadura aunque también se pueden presentar en el material base. Su existencia implica una fuerte disminución de la resistencia a la fatiga bastando para la ruptura su crecimiento y propagación. Las grietas son producidas por problemas de contracción en el enfriamiento o por la velocidad de aplicación.

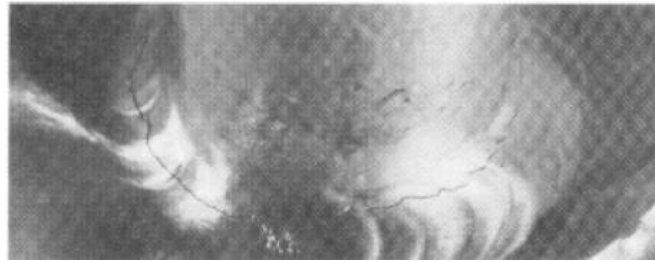


Figura 2-13 Grietas de solidificación en una aleación de aluminio

- *Las inclusiones.*- Es un material sólido y extraño, atrapado; como por ejemplo, escoria, fundente, tungsteno u óxido. Por ello, el término inclusión puede incluir tanto materiales metálicos como no metálicos.



Figura 2-14 Inclusiones de escoria superficiales.

- *La porosidad.*- Es tipo de discontinuidad que forma una cavidad provocada por gases que quedan ocluidos durante la soldadura. Por eso, se puede pensar que la porosidad es como un vacío o una bolsa de gas adentro del metal de soldadura solidificado.



Figura 2-15 Poros superficiales aislados.

- *Falta de fusión.*- Es una discontinuidad de la soldadura en la cual la fusión no ocurre entre el metal de soldadura u las caras de fusión o los cordones adyacentes. Esto es, la fusión es menor a la especificada para una soldadura en particular.



Figura 2-16 Falta de fusión entre el metal de soldadura y el metal base.

- *Falta de Penetración.*- La falta de penetración, a diferencia de la falta de fusión, es una discontinuidad asociada solamente con la soldadura con bisel. Es una condición donde el metal de soldadura no se extiende completamente a través del espesor de la junta cuando es requerida junta con penetración total por una especificación. Su ubicación es siempre adyacente a la raíz de la soldadura.

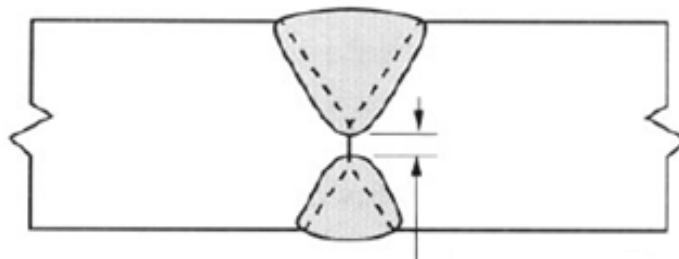


Figura 2-17 Junta con penetración

- *Socavación*.-Es una discontinuidad superficial que sucede en el metal base adyacente a la soldadura. Es una condición en la cual el metal base ha sido fundido durante el proceso de soldadura y no hubo una cantidad suficiente de material de aporte para llenar la depresión resultante. El resultado es un agujero alargado en el metal base que puede tener una configuración relativamente filosa.



Figura 2-18 Socavación de cordón

- *Sobreespesor de soldadura*.-El sobreespesor de soldadura es descrito como un metal de soldadura en exceso de la cantidad requerida para llenar una junta. Los otros dos términos sobreespesor de raíz y sobreespesor, son términos específicos que describen la presencia de este refuerzo en un lugar particular de la junta soldada [41].

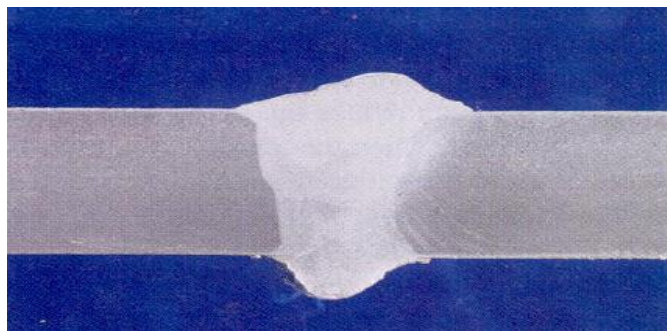


Figura 2-19 Sobreespesor y sobreespesor de raíz.



2.11.5. Tipos de falla asociados a la carga cíclica en soldadura

Las concentraciones de esfuerzos debidas a discontinuidades geométricas son determinantes en el desempeño de la soldadura, basta que en un solo punto de la geometría de la unión se alcancen niveles de esfuerzo superiores al límite de fluencia para iniciar una grieta, no importa si el esfuerzo nominal es mucho menor que el esfuerzo de fluencia. Los principales concentradores de esfuerzo en la soldadura están relacionados las grietas y en menor grado la porosidad, la falta de fusión, y el socavamiento entre otros. Cuando se somete a una junta a carga estática hasta la ruptura, la falla se genera normalmente en el material base, bajo carga cíclica existen dos posibilidades que la falla se genere en la soldadura misma es decir sobre el cordón de material de aporte o que esta se presente en el pie de la soldadura. Obviamente si se presentan discontinuidades en el material base se pueden presentar normalmente desgarramientos debidos a laminaciones defectuosas o concentraciones de esfuerzo debidos a escamas de laminación o pinturas o cualquier tipo de hidrocarburo presente en la superficie sin retirar.

Existen tres formas de falla relacionadas directamente con la inestabilidad dimensional:

1. Variación dimensional temporal relacionada con deformaciones elásticas.
2. Variación dimensional permanente relacionada con cuatro fenómenos principales:
 - Fractura (Ruptura frágil)
 - Plástica (Deformación excesiva que inutiliza la pieza)
 - Con pérdida de peso (Asociada a la corrosión o el desgaste abrasivo)
3. Variaciones metalúrgicas que pueden conducir a inestabilidad dimensional [42].



CAPÍTULO III

3. Procedimiento experimental

En el desarrollo de este capítulo se realiza la descripción a detalle de la soldadura, tratamientos térmico y ensayos aplicados, así como las técnicas y los equipos que se emplearon en este trabajo para la obtención de los resultados, el material base empleado es una aleación Al6061 T6, de la cual se habló al inicio de capítulo anterior.

3.1. Preparación de las muestras

Se cortaron 3 sets de placa de aluminio Al6061 T6 en forma manual con arco y segueta en tramos de 60 mm de ancho x 300 mm de largo x 6.35 mm de espesor para realizar una unión a tope en doble V, mediante el proceso de soldadura TIG como se muestra en la figura 3.1. Se tomaron estas dimensiones con el fin de obtener las probetas necesarias para realizar la caracterización microestructural y ensayos mecánicos requeridos para la realización de este trabajo. Cabe mencionar que también se realizó una caracterización microestructural y ensayos mecánicos al material base así como al set tratado térmicamente con mejor comportamiento mecánico obtenido en relación al material base, esto con el fin de evaluar cuál es el desempeño del límite de resistencia a la fatiga en estas condiciones.



Figura 3-1 Sets de placas de Al6061 T6.

3.2. Soldadura TIG

Una vez preparadas las muestras se soldaron los 3 sets de placas a diferentes parámetros con una planta INFRA modelo ALPHA TIG 252 (ver figura 3.2), bajo los siguientes parámetros (ver tabla 3.1) y condiciones de soldadura que se muestran en la tabla 3.2.

Cabe mencionar que los parámetros y condiciones de soldadura se seleccionaron en base a una profunda y amplia investigación de trabajos anteriores relacionados con el tema y algunas sugerencias hechas por los proveedores [43-52].



Figura 3-2 Planta ALPHA TIG 252

Soldadura (TIG)	Amperaje (A)	Voltaje (V)	Corriente	Gas Inerte	Caudal (L/min)	Calor de Entrada (J/mm)
Set 1	220	18	CA	Ar-He	25	356
Set 2	230	18	CA	Ar-He	25	373
Set 3	240	18	CA	Ar-He	25	389

Tabla 3-1 Parámetros de soldadura TIG.



Condiciones de soldadura	Descripción
Tipo de unión	Soldadura a tope doble V
Electrodo	3/16" Tungsteno puro- color verde.
Electrodo de aporte	ER4043
Distancia de separación de la placa	1/2 e
Punteado	10 mm cada 50 mm.
Limpieza	Cepillado del área de soldeo y limpieza con acetona
Pre calentamiento	Sin pre calentamiento.
Técnica	Técnica de empuje.
Velocidad de soldadura	Manual (aprox. 10 mm/s).

Tabla 3-2 Condiciones de soldadura TIG.

Obteniéndose la unión de las placas como se muestra en la figura 3.3, para poder así maquinar las probetas y muestras utilizadas en los ensayos mecánicos y caracterización microestructural.



Figura 3-3 Placas de Al6061 T6 soldadas por TIG.

3.3. Caracterización microestructural

Se realizaron muestras de 10 mm de ancho x 10 mm de largo x 6.35 mm de espesor para cada una de los sets de soldadura y el material base. Se lijaron con papel abrasivo de SiC de grado: 60, 80, 100, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500, 2000 y 2500 para obtener una cara uniforme la cual se utilizó para realizar la caracterización metalográfica. A continuación, se pulió una cara de cada una de las muestras utilizando alúmina (Al_2O_3) de 1, 0.3 y 0.05 μm (ver figura 3.4).

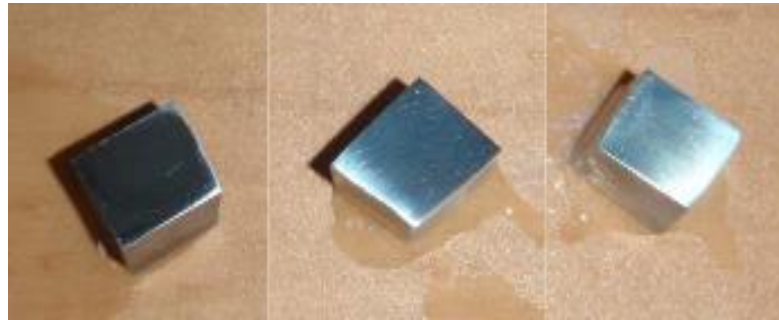


Figura 3-4 Muestras pulidas.

Posteriormente la cara de la muestra tratada anteriormente fue atacada con solución Keller compuesta por 190 (20) ml de agua destilada, 3 (20) ml ácido clorhídrico 32%, 5(20) ml ácido nítrico 65% y 1 (5) ml ácido fluorhídrico 40%, para poder revelar su microestructura [53].

Las técnicas empleadas fueron: Microscopia Óptica (OM por sus siglas en inglés, Microscopia Electrónica de Barrido (SEM por sus siglas en inglés).



a) Microscopia Óptica

Comprende la examinación de materiales usando la luz visible para proporcionar una imagen magnificada de la micro y macro estructura de un material.

Esta técnica es empleada para caracterizar estructuras mediante el revelado de, límites de grano y de fase y evidencias de deformación mecánica. La estructura metalográfica en cada muestra se observó con un microscopio óptico marca AE2000MET a varias magnificaciones (ver figura 3.5). Durante esta etapa, se tomaron microfotografías de las áreas más claras, para analizar su microestructura.



Figura 3-5 Microscopio Óptico.



b) Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

Es una técnica electrónica capaz de producir imágenes de alta resolución de la superficie de una muestra utilizando las interacciones electrón-materia. Utiliza un haz de electrones en lugar de un haz de luz para formar una imagen.

Se utilizó un microscopio electrónico de barrido marca LEO 1450 VP, operado a 15Kv. El equipo cuenta con un sistema de análisis por espectroscopia de energía dispersa (EDX) (ver figura 3.6). El objetivo es comparar la composición y la microestructura del material base, de la soldadura así como la tratada térmicamente.



Figura 3-6 Microscopio Electrónico de Barrido.

Por otra parte se realizó un análisis de fractografía el cual se tomó una sección (5mm) del área en la cual ocurrió la fractura de las probetas de fatiga (ver figura 3.7), de cada uno de los sets de soldadura a diferentes momentos flectores.

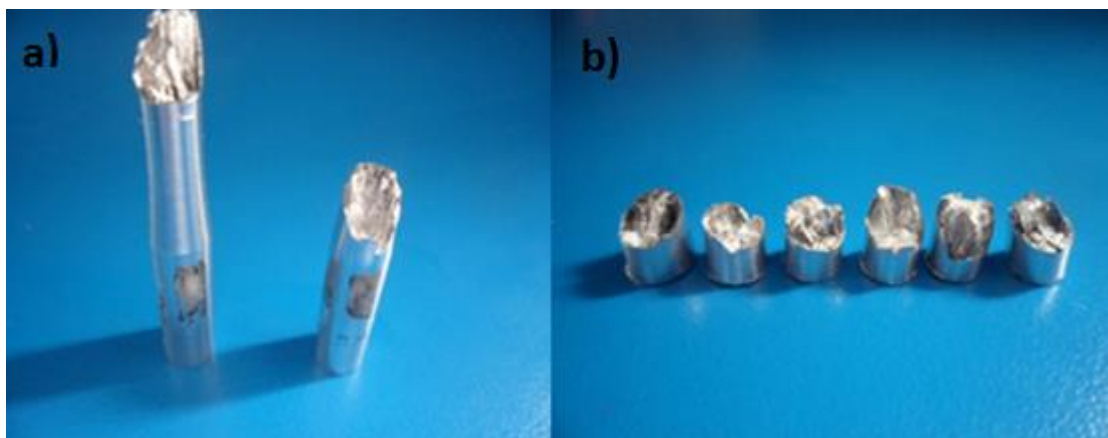


Figura 3-7 Probetas rotas durante el ensayo de fatiga. a) vista lateral y b) vista frontal.

La caracterización microestructural, así como la fractografía de las probetas fracturadas se llevaron a cabo en un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) modelo LEO 1450 VP. La alta resolución de este equipo, con un rango de ampliación desde 25x hasta 300kx permite observar la microestructura de los materiales así como las características en un material para conocer sus causas y mecanismos de fractura.



3.4. Ensayo de dureza

Se realizaron ensayos de dureza de microdureza Vickers de marca Shimadzu como el que se muestra en la figura 3.8, este ensayo se aplicó a las probetas del material base, así como sets soldadura con dimensiones de 120 mm de largo x 10 mm de ancho x 6.35 mm de espesor, las cuales se lijaron con papel abrasivo de SiC hasta grado 2000, todo esto bajo la norma ASTM E-18 [54].



Figura 3-8 Microdurometro Vickers.

Para llevar a cabo las pruebas se aplicó una carga de 100 gf durante 15 segundos con un indentador de pirámide de diamante para realizar las indentaciones, posteriormente se toman las medidas de las longitudes de las huellas de la indentación y se convierte en dureza de manera automática como se puede observar en la figura 3.9.



Figura 3-9 Parámetros de microdureza.

Para su análisis se hicieron 6 mediciones en el material base para calcular la media y su desviación estándar y 23 mediciones cada 2 mm en las probetas soldadas del centro de cordón de soldadura hacia afuera con el fin de crear un perfil de dureza de las placas soldadas, en la figura 3.10 se observa la realización del ensayo de microdureza en las probetas.

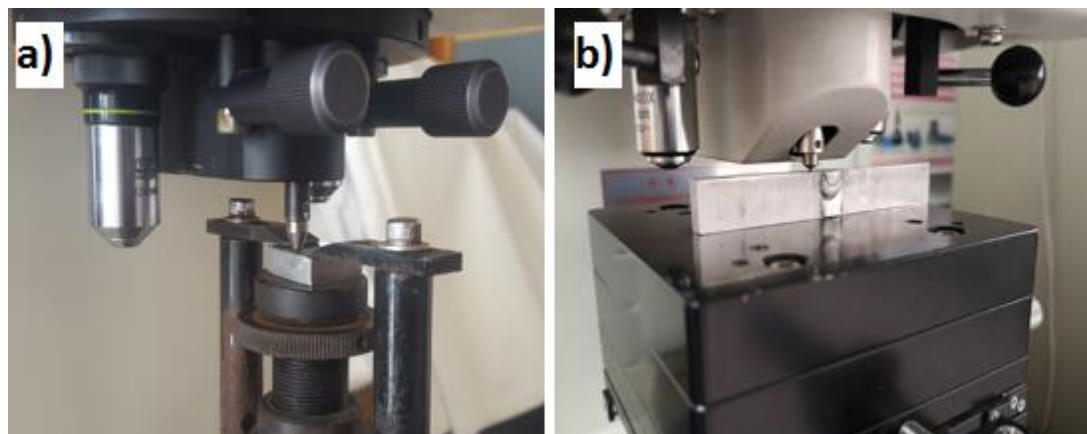


Figura 3-10 Ensayo de microdureza (a) Material Base (b) Probetas soldadas.

3.5. Ensayo de tensión

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina universal de ensayo de tensión physical test solutions con extensómetro como el que se muestra en la figura 3.9, conforme a la norma ASTM E-8M [55], se realizó el ensayo bajo las siguientes condiciones: una velocidad de desplazamiento del cabezal de 2 mm/min y un área de ensayo de 36 mm² (para el material) y .5 mm/min y 36 mm² (para las probetas con soldadura), respectivamente, como se muestra en la figura 3.11.



Figura 3-11 Máquina universal de ensayo de tensión physical test solutions.

Se maquinaron probetas por triplicado para cada una de las condiciones de estudio, las probetas se maquinaron en forma perpendicular al cordón de soldadura como se muestra en la figura 3.12, para poder evaluar las propiedades mecánicas en ese punto de unión.

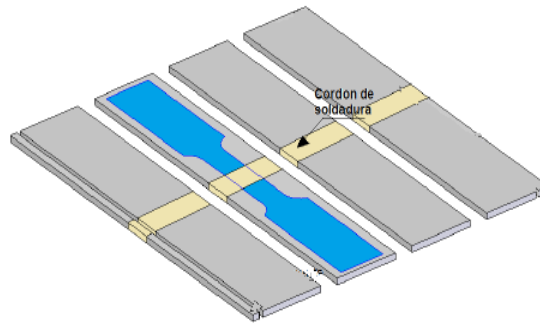


Figura 3-12 Corte y maquinado de las probetas de tensión.

A través de este ensayo se encontraron las siguientes propiedades mecánicas como lo son:

- Módulo de Young (E)
- Esfuerzo último de tensión (UTS)
- Esfuerzo de tensión (σ_y)
- Esfuerzo de fractura ($\sigma_{fractura}$)
- Porcentaje de Elongación ($\% \epsilon$)

En las figuras 3.13 se muestran probetas fracturadas en el ensayo de tensión.

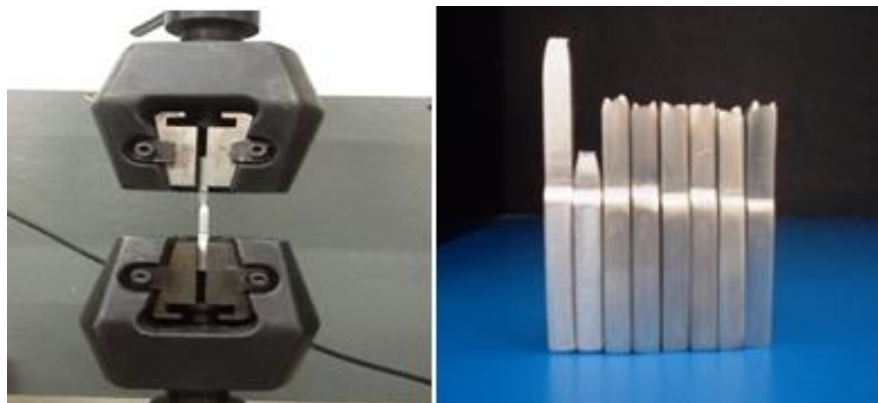


Figura 3-13 Probetas fracturas en el ensayo de tensión.

3.6. Ensayo de fatiga

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina de fatiga por flexión rotatoria “fatigue dynamics FD” modelo RBF-200 la cual se muestra en la figura 3.14.

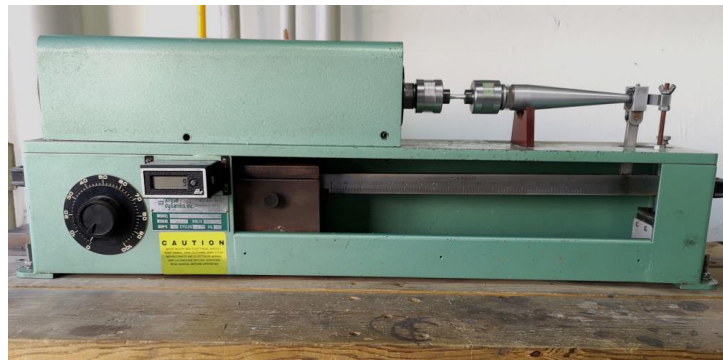


Figura 3-14 Máquina de fatiga por flexión rotatoria fatigue dynamics FD.

Se maquinaron probetas circulares de radio continuo conforme a la norma ASTM E-466 [56-57] como se ilustra en la figura 3.15. Las probetas se maquinaron en forma perpendicular al cordón de soldadura para poder evaluar las propiedades mecánicas en ese punto de unión.

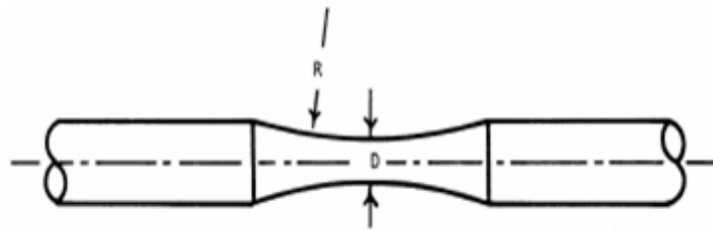


Figura 3-15 Probeta cilíndrica de radio continuo.



En el procedimiento se recomienda no tener rallas o marcas en la dirección del maquinado, para asegurar su eliminación se optó por pulir las probetas con lijas de SiC número 2000 de manera longitudinal a la forma de reloj de arena que tiene el espécimen y finalmente se limpiaron con alcohol acetona (ver figura 3.16).



Figura 3-16 Probetas preparadas para el ensayo de fatiga.

Se calculó el momento flector para cada uno de sets y así registrar el número de ciclos requeridos para producir la falla del material y obtener una matriz experimental. Calculándose el momento flector mediante la siguiente formula (1):

$$M= .982 SD^3 \quad (1)$$

En donde:

M = Momento flector

S= Carga media específica

D=Diámetro mínimo de la sección de estudio



3.6.1. Método del control de pruebas de fatiga

El método que se utilizó es el método de escalón o escalera (staircase), debido a que se usa cuando se tiene un limitado número de probetas [58-60].

Procedimiento de prueba

I. Definir la carga y el esfuerzo del primer espécimen a ensayar. En este paso se recurre a los datos de las curvas S-N del material, para tener una referencia del valor medio del límite de fatiga.

II. Si el espécimen ensayado no falló al alcanzar un dado número de ciclos, 10^7 en este caso, el siguiente espécimen tendrá un incremento en la carga, y así sucesivamente hasta que se produzca la falla o fractura total. El incremento o escalón podrá ser un porcentaje de la carga aplicada al espécimen anteriormente ensayado.

III. Al fallar un espécimen, antes de alcanzar el número de ciclos (1×10^7) se reduce la carga del siguiente espécimen, el decremento o escalón podrá ser el mismo porcentaje de carga aplicada al espécimen anteriormente ensayado para llevar un control.

IV. De esta manera el valor de la carga o esfuerzo disminuirá o será incrementado dependiendo de lo que haya pasado con el espécimen ensayado, si sufrió fractura o no.

V. Graficar cada espécimen con un número secuencial, contra la cantidad de esfuerzo o carga al que fue sometido en el ensayo, diferenciando los especímenes fallados o fracturados de los que no sufrieron fractura.

3.7. Tratamiento térmico

Los tratamientos térmicos se realizaron con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas en las probetas soldadas que presentaron menores afectaciones en su comportamiento mecánico comparado con el material base, este tratamiento es conocido en la industria como tratamiento postsoldado o de envejecido artificial con el fin de minimizar los efectos negativos del proceso de soldadura como son (esfuerzos residuales, porosidad, microgrietas, etc.); estos se llevaron a cabo en un horno de resistencia eléctrica (mufla Termolyne de 1200°C) ver figura 3.17.



Figura 3-17 Mufla Termolyne.

El tratamiento de solución se realizó a una temperatura de 550°C durante 55 minutos, seguido por un enfriamiento rápido en agua. El envejecimiento artificial se realizó a una temperatura de 175°C durante 8 horas (ver tabla 3.3 y 3.4) dejándose enfriar a temperatura ambiente como (ver figura 3.18) [61].



Probetas	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Enfriamiento
Set 3	550	55	Agua

Tabla 3-3 Condiciones de solubilizado.

Probetas	Temperatura (°C)	Tiempo (h)	Enfriamiento
Set 3	175	8	Temperatura ambiente

Tabla 3-4 Condiciones de envejecido.



Figura 3-18 Muestras con tratamiento térmico.

3.8. Análisis de Imagen

Mediante el Software ImageJ se determinó la profundidad de soldadura, tomando como referencia fotografías y micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido para tomar mediciones y sacar la media y su desviación estándar (ver figura 3.19 y 3.20).

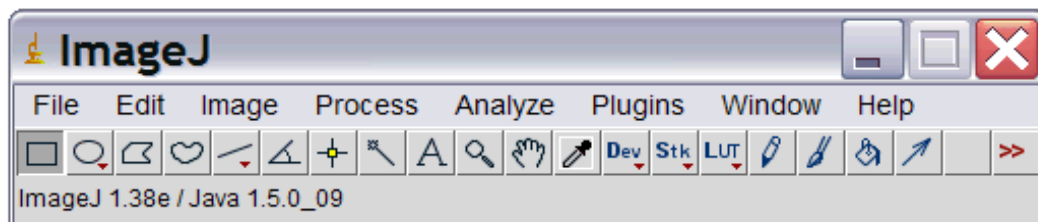


Figura 3-19 Programa ImageJ



Figura 3-20 Ancho y profundidad de soldadura.



CAPÍTULO IV

4. Resultados y discusión

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos de los diferentes ensayos realizados, así como el análisis de los valores obtenidos.

Las características de la aleación empleada en la realización del presente proyecto de investigación se observan en la tabla 4.1.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Al6061 T6	.4 %	.70%	.3 %	.15%	1.2%	-	.25%	-	Balance

Tabla 4-1 Composición química elemental.

4.1. Caracterización microestructural

Se realizó la caracterización microestructural de la aleación en las diferentes condiciones de estudio por medio del Microscopio Óptico (MO) en la figura 4.1 (a) se puede apreciar la microestructura típica del material base [62], caracterizada por granos de tamaño regular equiaxiales y homogéneos con un tamaño de grano de 4 ASTM así como se pueden notar las diferentes fases en diferentes tonalidades, tono gris oscuro muestra la concentración de precipitados (Mg_2Si) y la tonalidad gris claro la matriz de aluminio. En la figura 4.1 (b) se puede observar las diferentes zonas de soldadura y el efecto térmico que tuvo este sobre ellas teniendo diferentes tamaños de grano irregulares y de forma columnar con un crecimiento epitaxial que significa el crecimiento de granos a partir de los granos existentes, típica del proceso de soldadura [63]. En la figura 4.1 (c) se muestra claramente como el tamaño de grano se homogenizó principalmente en la zona afectada térmicamente regresando al tamaño de grano de 4 ASTM que tenía en un principio la

microestructura original antes de la soldadura, esto es debido al tratamiento térmico de envejecido artificial que su finalidad es minimizar los efectos negativos del proceso de soldadura que provoca una microestructura irregular con defectos incluidos propios del proceso como son esfuerzos residuales, microgrietas y porosidad por mencionar algunos [64].

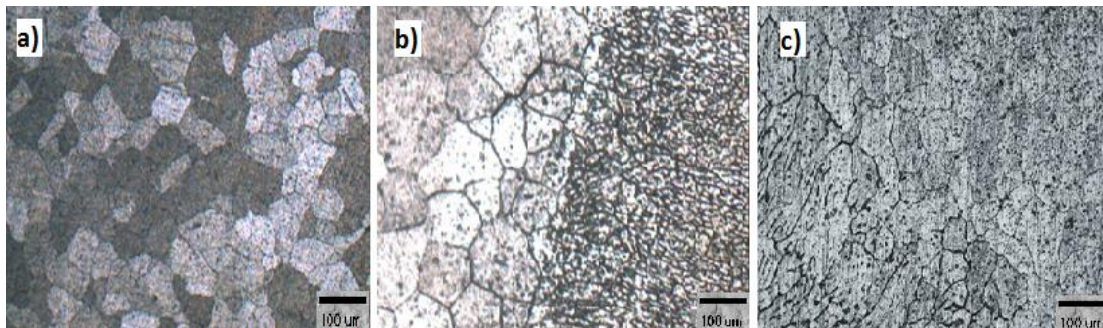


Figura 4-1 Micrografías Al6061 T6 (MO). (a) Material base (b) Soldadura (c) Soldadura con tratamiento de envejecido.

Como se puede ver en la figura 4.2, la unión soldada está formada por una zona de fusión (FZ), una amplia zona afectada por el calor (HAZ) y un área del material base (BM). Se puede apreciar una red dendrítica equiaxial en la FZ, la microestructura fina del FZ se atribuye a la alta velocidad de enfriamiento asociada con la soldadura TIG [65], la zona HAZ muestra granos alargados y orientados en la dirección del flujo de calor hacia el cual la placa se sometió, hasta alcanzar el área del material base donde la microestructura no se vio afectada térmicamente. Es posible notar claramente el refinamiento del tamaño del grano a medida que se avanza obteniendo valores de 4 ASTM hasta 6 ASTM desde el metal base, hasta llegar a la zona de fusión, esto debido a los efectos térmicos, todo esto depende básicamente de la composición de la aleación, las velocidades de enfriamiento y el calor transmitido por el arco eléctrico para la fusión en el metal [43].

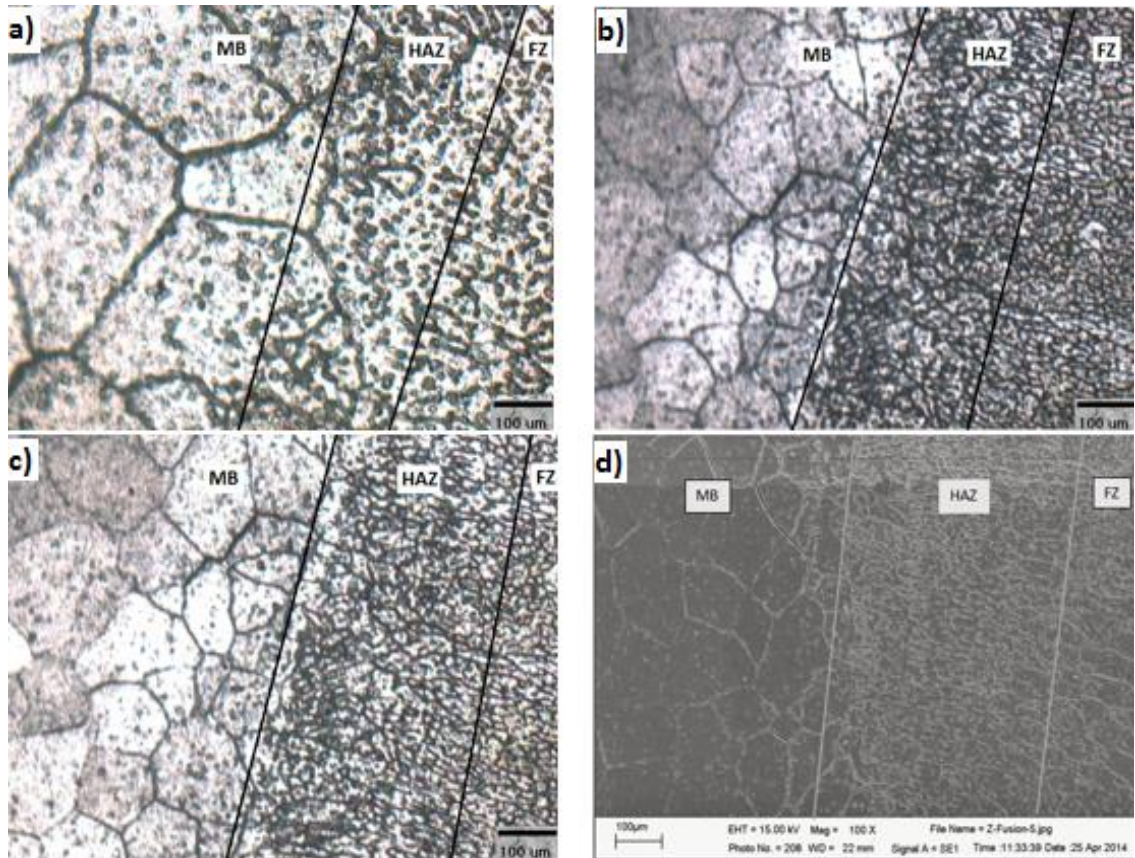


Figura 4-2 Micrografías de las uniones soldadas bajo diferentes condiciones de entrada de calor: (a) 356 J / mm; (b) 373 J / mm; (c) 389 J / mm; (d) Imagen SEM de la unión soldada TIG Al6061-T6 a 389 J / mm.

La figura 4.2 ilustra la evolución microestructural de las uniones soldadas con un aumento en el aporte de calor. El ancho del HAZ y el tamaño de grano promedio del FZ se determinaron mediante un método metalográfico cuantitativo [66] y los resultados se muestran en la figura. 4.3. El ancho del HAZ aumenta de aproximadamente 295 a 410 μm con un aumento en el aporte de calor. El bajo aporte de calor reduce la temperatura máxima de la zona fundida y da como resultado una HAZ estrecha (figuras. 4.2 (a) y (b)). Sin embargo, un mayor aporte de calor prolonga el proceso de solidificación y le da más entrada de calor al BM, lo que resulta en una HAZ más amplia



(figuras. 4.2 (c) y (d)). De acuerdo con la literatura [43], y los resultados de esta investigación se puede concluir que el ancho de la HAZ y el tamaño de grano en la FZ aumentaron significativamente con un aumento de la entrada de calor.

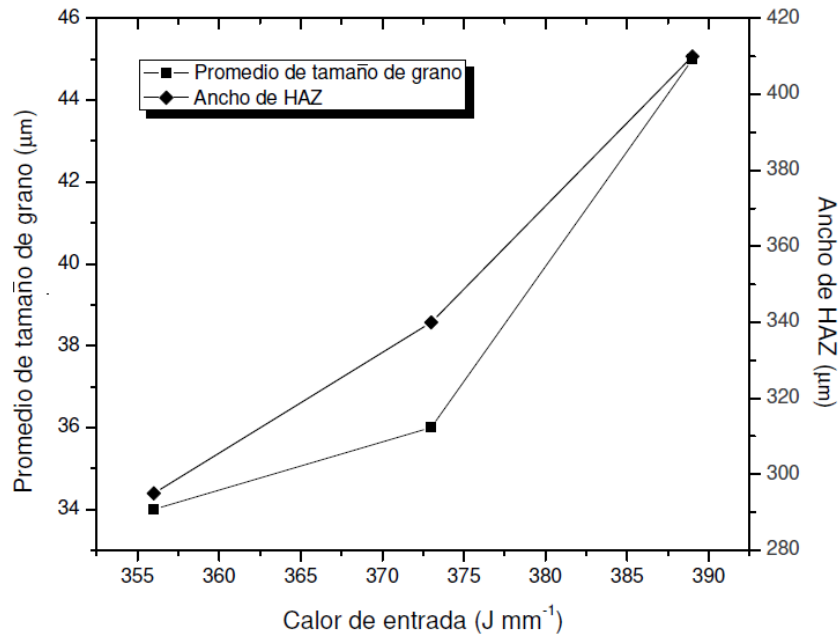


Figura 4-3 Efecto del aporte de calor sobre el tamaño promedio de grano de la FZ y el ancho de la HAZ.

En la figura 4.4 se muestra la microestructura de la aleación Al 6061T-6 después de ser soldada en el área de la zona afectada térmicamente en ella se pueden distinguir finos precipitados de Mg_2Si (con tono gris oscuro) característicos de la aleación [67-70], formados durante el proceso de envejecido en una matriz de aluminio, así como partículas de impurezas Fe_3SiAl_{12} (con un tono gris claro). La alta concentración hierro de este último puede ser debido a la composición del material de aporte [65].

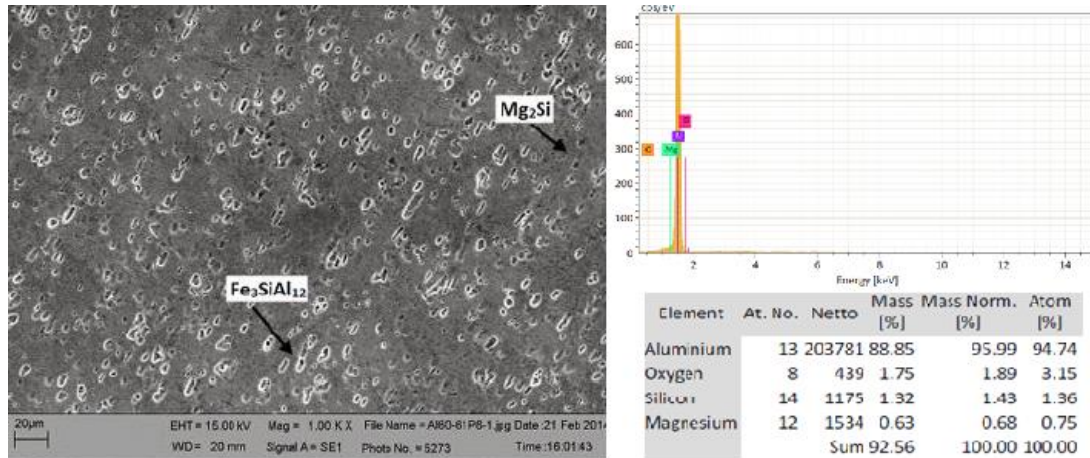


Figura 4-4 Imagen por SEM de la zona HAZ soldada a (389 J/mm) usando electrodo ER4043.

4.2. Profundidad de soldadura

Para obtener los valores de profundidad de soldadura se obtuvieron mediante imágenes SEM y el programa ImageJ se calculó obteniendo el promedio de las probetas soldadas de cada set los resultados obtenidos se pueden ver en la tabla 4.2. como se puede observar la profundidad de soldadura aumento significativamente conforme incrementa el aporte de calor generado en el proceso de soldadura. Sin embargo es importante recordar que un exceso de calor puede provocar defectos tales como, distorsiones, socavación, etc. Es por eso que uno de los objetivos de este trabajo es encontrar el punto en donde el aporte de calor deja de tener efectos positivos para tener efectos negativos.

Calor de entrada (J/mm)	Profundidad de soldadura (mm)
356	4.65
373	4.83
389	5.46

Tabla 4-2 Resultados profundidad de soldadura.

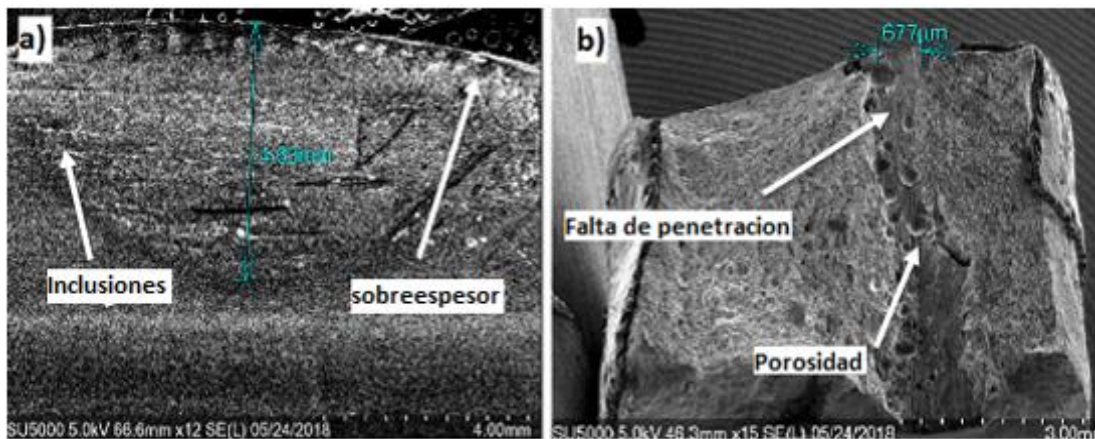


Figura 4-5 Imágenes por SEM (a) Imagen frontal junta soldada a (389 J/mm) (b) fractura superficial en probeta de tensión soldada a (356 J / mm).

En la figura 4.5 (a) se muestra una micrografía frontal y (b) una micrografía de la fractura superficial de la probeta de las cuales se obtuvieron las mediciones para la profundidad de soldadura, en las micrografías también podemos observar los defectos o discontinuidades que se presentaron en las uniones; tales como falta de penetración, porosidad, inclusiones y sobreespesor que son principalmente asociados con el amperaje, velocidad de avance, limpieza y humedad. El amperaje el cual determina el aporte de calor de entrada si no se selecciona un amperaje correcto puede generar



defectos como falta de fusión y falta de penetración. En el caso de la porosidad está asociada con la presencia de aceites, grasa o humedad en la soldadura que forma burbujas de gas que quedan atrapadas durante el enfriamiento aunado a una velocidad de avance demasiado alta, esta humedad puede ser introducida por el material de aporte. El sobreespesor es generado principalmente por una velocidad de avance alta y un amperaje alto. Es bien sabido que los defectos por soldadura manual es de un 51% a aproximadamente y en un 45.7% en procesos semiautomáticos. Por ello la operación manual en la aplicación del material de aporte normalmente presentara una variada gama de defectos que reducen la calidad de la soldadura y por ende tanto sus propiedades mecánicas como su comportamiento a la fatiga en uniones soldadas [1].

De lo anterior se puede concluir que los defectos o discontinuidades que se presentaron en la soldadura son principalmente generados por una inadecuada selección de parámetros y condiciones durante la soldadura entre los que más resaltan la selección del amperaje, la velocidad de avance, limpieza y falta de pericia del soldador.



4.3. Ensayo de dureza

Se llevaron a cabo ensayos de microdureza Vickers a las probetas del material, empleando la norma ASTM E-18. En la tabla 4.3 se puede observar el promedio obtenido de las 6 pruebas realizadas en el material base.

No. Indentación	L-1	L-2	Microdureza (HV)
1	89.32	83.49	74.4
2	86.65	82.57	77.6
3	91.33	86.22	70.5
4	90.41	87.92	69.9
5	87.42	85.97	74.0
6	89.68	84.08	73.6
Promedio	89.14	85.04	73.3
Desviación estándar			2.82

Tabla 4-3 Datos de ensayo de microdureza Vickers (HV) al Material base.

Obteniéndose un valor promedio de 73.3 HV, donde el material se encuentra debajo del rango de dureza de las aleaciones de aluminio endurecidas que van de un rango entre 95 HV y 85 HV [71].

Para su análisis se realizó un perfil de dureza a cada uno de los sets de soldadura así como al set tratado térmicamente haciendo mediciones en cada una de las zonas del material: material base, zona afectada por el calor y la zona de fusión, como se pueden observar en la figura 4.6.

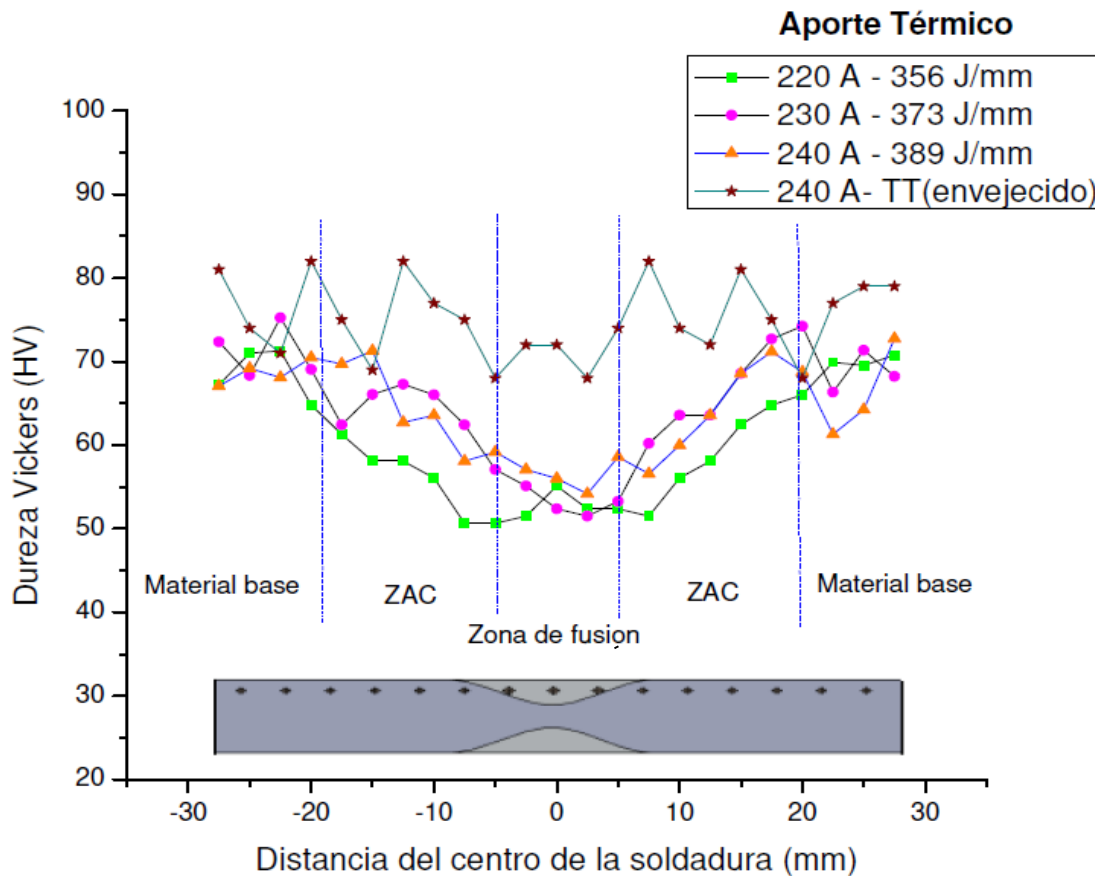


Figura 4-6 Perfiles de dureza de la soldadura.

La figura 4.6 muestra los perfiles de microdureza de los 3 sets de soldadura medidos a lo largo de la línea central de soldadura hasta el MB, los cuales muestran una tendencia de valores mínimos de 50 HV en la zona fusión, posteriormente se observa un ligero ascenso en los valores de dureza en la zona afectada por el calor hasta llegar a la zona del material base en donde se muestra una tendencia de valores máximos de 75 HV. Por lo tanto, las relaciones de microdureza entre los MB, ZAC y ZF de uniones soldadas en este tipo de aleaciones son MB > ZAC > ZF. Se debe considerar que, durante el proceso de soldadura, las fases endurecedoras de esta aleación (Mg_2Si) siliciuros de magnesio sufren un proceso de disolución en la matriz, lo que



provoca una pérdida en las propiedades mecánicas de la HAZ en la zona cercana a la FZ [72-73]. Además, existe otro efecto, como es el aumento en el tamaño de grano en las proximidades de la FZ, lo que conlleva un mayor reblandecimiento. Algunos autores [74] señalan que la pérdida de dureza, en el límite entre el material base BM y HAZ, es la causa principal del fallo de las aleaciones de aluminio. Además se comprobó que el efecto del ciclo térmico de soldadura no sólo provoca una pérdida de dureza en la HAZ, sino que, además, lo provoca en la FZ.

Finalmente los mejores resultados obtenidos entre las diferentes condiciones de calor fueron las juntas soldadas a (389 J/mm) debido a la menor variación de mediciones de dureza a lo largo de las zonas de soldadura.

Así mismo, los valores de dureza para las juntas soldadas bajo tratamiento térmico de envejecido mostraron un incremento evidente y una variación menos significativa en comparación con las juntas soldadas a diferentes entradas de calor a lo largo de las zonas de soldadura que van desde los 69 HV hasta los 82 HV, evidenciando el incremento y estabilización en los valores de dureza, debido a los precipitados de endurecimiento durante el tratamiento de envejecimiento artificial [62] ya que la dureza en aleaciones endurecidas por envejecimiento está determinada por las características de refuerzo del precipitado, como el tamaño, la morfología, fracción de volumen y distribución.



4.4. Ensayo de tensión

Se realizaron pruebas de tensión a las probetas en el material base, juntas soldadas, así como en las tratadas térmicamente, a través de estas pruebas, se evaluaron las propiedades de tracción, como el Esfuerzo de Fluencia y el Esfuerzo Ultimo a la Tensión (UTS) de las juntas. En la siguiente tabla se muestran los promedios de los resultados obtenidos (ver tabla 4.4).

Probetas	Esfuerzo de Fluencia	Esfuerzo Máximo
Unidades	MPa	MPa
Material base	170	220
220 A (356 J/mm)	30	40
230 A (373 J/mm)	45	60
240 A (389 J/mm)	50	74
Tratamiento Térmico 240 A (389 J/mm)	72	88

Tabla 4-4 Resultados ensayo de tensión.

El efecto del calor de entrada en el UTS de la unión soldada TIG se representa en la figura 4.7. En este estudio, en la condición de calor de entrada más baja (356 J /mm), se observó penetración parcial y poros en la unión soldada. Estos defectos de soldadura podrían deberse al aire introducido en el baño de fusión a través del espacio entre las dos placas, lo que da como resultado la formación de poros en la unión soldada. Del mismo modo, esto afectó al UTS de la unión soldada a (356 J /mm) con un valor de 40 MPa, que solo representó el 18% del BM (220 MPa). Este resultado muestra que durante la soldadura TIG de aleación de aluminio, los parámetros de entrada de calor bajos dieron como resultado la introducción

de defectos de soldadura, lo que disminuyó significativamente la resistencia a la tracción de la unión soldada. Con un aumento de la entrada de calor, el UTS de las uniones soldadas aumentó. El UTS más alto de las juntas soldadas, fue de un 34% del BM y se obtuvo a un calor de entrada de 389 J / mm, debido a una disminución de defectos de soldadura (como la penetración parcial y poros) en las uniones soldadas (ver fig. 4.7 (a) y (b)). Estos resultados son similares con los reportados por Peng, Dong, et al. [43], en los cuales una aleación de aluminio fue soldada por TIG bajo diferentes condiciones de calor de entrada.

Finalmente como se puede ver las juntas tratadas térmicamente tuvieron un ligero incremento del 16% en el UTS con respecto a las juntas soldadas a (389 J/mm). Es evidente que el tratamiento térmico posterior a la soldadura beneficia ligeramente la resistencia de las juntas soldadas.

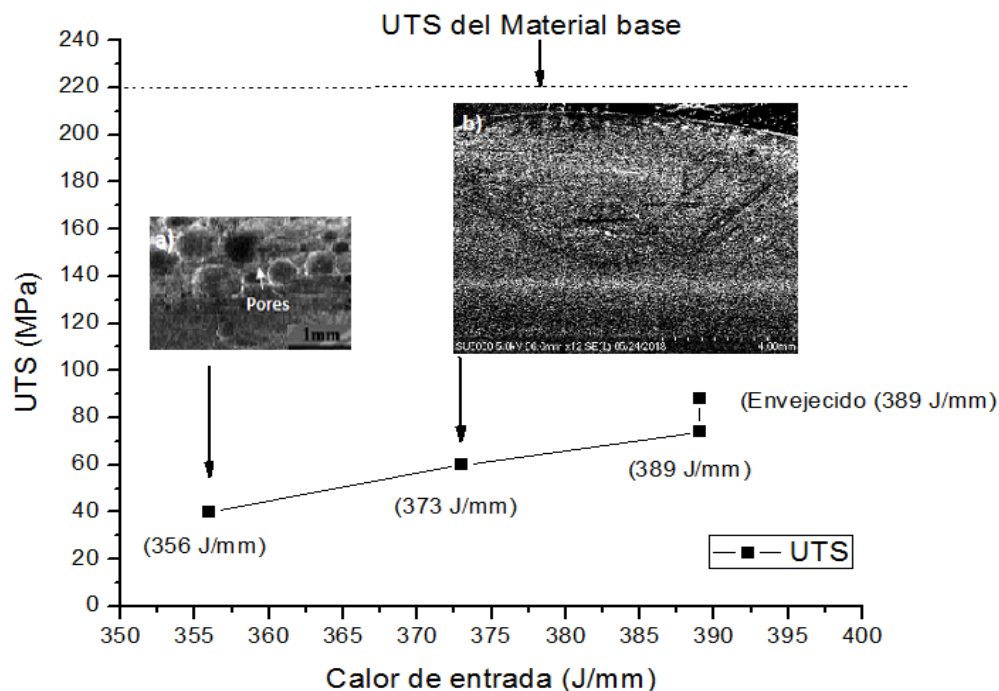


Figura 4-7 El efecto del calor de entrada en el UTS de las uniones soldadas.



4.5. Ensayo de fatiga

Las condiciones en las que se llevaron a cabo las pruebas de fatiga fueron a una frecuencia de 60 Hz a temperatura ambiente. Las dimensiones de prueba de las probetas fueron diámetro de 6.35 mm, con un área de 31.66 mm². Se ensayaron 8 probetas por cada condición de estudio utilizando 6 niveles de carga tomando en cuenta el esfuerzo de fluencia de los valores del ensayo de tensión de cada una de las probetas, obteniendo la media y así poder realizar un ajuste de curva mediante el método de la escalera para poder calcular un valor de resistencia a la fatiga. En las tablas 4.5, 4.6 y 4.7 se resumen los resultados obtenidos de las pruebas de fatiga.

Probetas #	Esfuerzo de fluencia %	Momento flector M ¹ (lb.in)	Numero de ciclos a la fractura (máx. 10 ⁷)
1	60	11	2262600
2	50	9.2	1913000
3	40	7.4	6995900
4	30	5.6	10000000
5	40	7.4	10000000
6	50	9.2	9039200
7	40	7.4	10000000
8	50	9.2	7026800

Tabla 4-5 Reporte de control de pruebas de fatiga del material base.



Juntas Soldadas	Probeta	Esfuerzo de fluencia %	Momento flector M ¹ (lb.in)	Numero de ciclos a la fractura (máx. 10 ⁷)
356 J/mm	1	60	1.9	1252300
	2	50	1.6	546100
	3	40	1.3	4751100
	4	30	1	10000000
	5	40	1.3	7757400
	6	30	1	10000000
	7	40	1.3	1873900
	8	30	1	10000000
373 J/mm	1	60	3	3543300
	2	50	2.5	534400
	3	40	2	324100
	4	30	1.5	1398200
	5	20	1	10000000
	6	30	1.5	289300
	7	20	1	10000000
	8	30	1.3	5627900
389 J/mm	1	60	3.3	10000000
	2	70	3.9	350100
	3	60	3.3	4588600
	4	50	2.7	10000000
	5	60	3.3	1256200
	6	50	2.7	10000000
	7	60	3.3	2479100
	8	50	2.7	10000000

Tabla 4-6 Reporte de control de pruebas de fatiga de juntas soldadas.



Juntas Soldadas	Probeta	Esfuerzo de fluencia %	Momento flector M ¹ (lb.in)	Numero de ciclos a la fractura (máx. 10 ⁷)
Tratamiento Térmico "Envejecido" (389 J/mm)	1	60	4.7	8564200
	2	50	4	10000000
	3	60	4.7	10000000
	4	70	5.4	1145700
	5	60	4.7	674400
	6	50	4	10000000
	7	60	4.7	10000000
	8	70	5.4	543100

Tabla 4-7 Reporte de control de pruebas de fatiga de juntas con tratamiento térmico.

Siguiendo con el método de escalón, de la grafica en la figura 4.8 se escoge el grupo de probetas con el valor mas alto, en cantidad de probetas ya sea de las probetas que fracturaron o las que no sufrieron fractura total para el uso de las siguiente ecuación (2) [75], este caso se utilizo la condicion +b para probetas fracturadas:

Resistencia a la fatiga experimental:

$$S'n = S_o + d \left(\frac{\sum i N_i}{n} + b \right) \quad (2)$$



Donde:

S_o = Nivel de esfuerzo más bajo.

d = Tamaño de paso.

N_i = Número de probetas sin fractura o fracturadas de cada nivel de esfuerzo (i), (Dependiendo con las que se trabajen).

$i = 0$ para el nivel de esfuerzo más bajo, 1 para el siguiente nivel, etc.

n = Número total de probetas fracturadas y sin fractura,

$b = + 1/2$ para probetas con fractura y $-1/2$ para probetas sin fractura.

Obteniendose los siguientes valores de resistencia a la fatiga para las diferentes condiciones de estudio evaluadas a 1×10^7 ciclos.

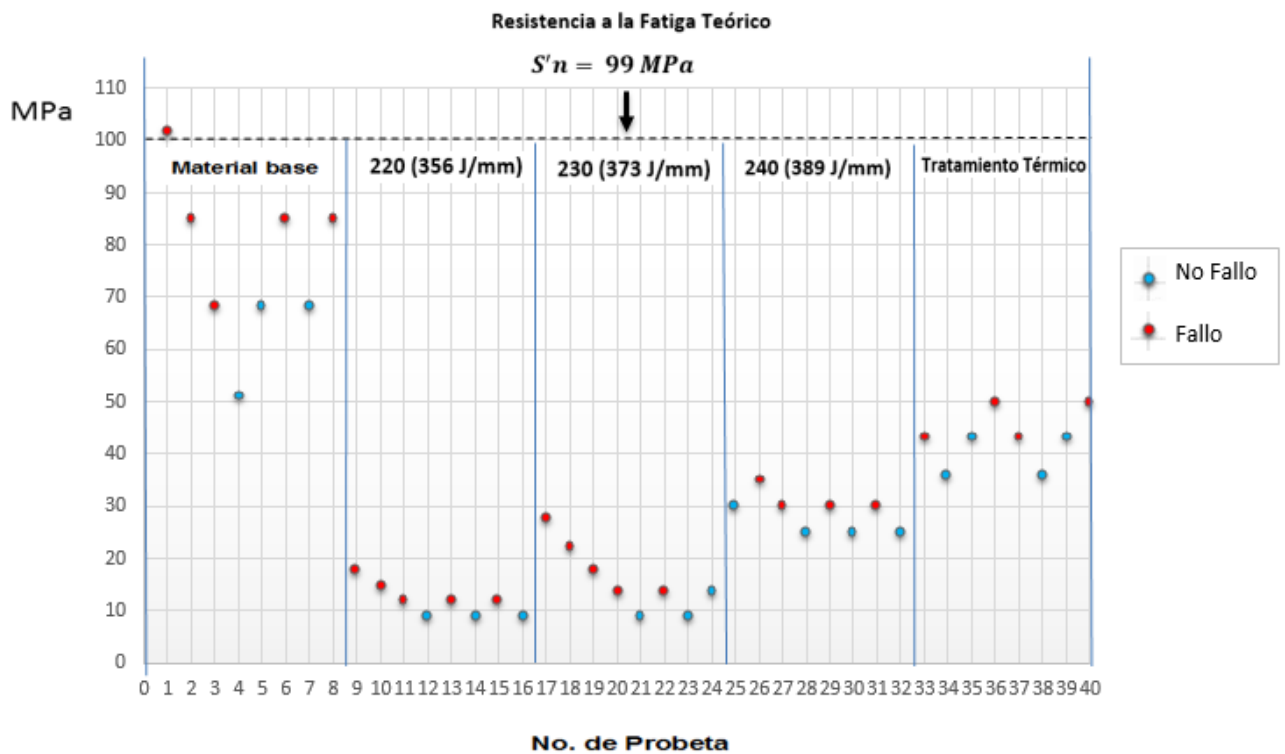


Figura 4-8 Gráfica de la prueba de escalón Al6061 T6.



Los resultados obtenidos por la prueba de escalón y por la ecuación (2), se grafican en la figura 4.8, siendo las marcas con puntos rojos las probetas que sufrieron fractura por fatiga y las marcas con puntos azules las probetas que no se fracturaron. En la gráfica se observa una tendencia en la que a menor esfuerzo aplicado la probeta resiste una mayor cantidad de ciclos, calculándose finalmente los siguientes valores de resistencia a la fatiga para 1×10^7 ciclos, los cuales se pueden observar en la tabla 4.8. Para tener un punto de referencia y de validación, se compararon los resultados de resistencia a la fatiga experimentales con los teóricos utilizando la siguiente ecuación (3) [76].

Resistencia a la Fatiga Teórico

$$S'n = .45 Sut \quad (3)$$

Probetas	Resistencia a la Fatiga Teórico	Resistencia a la Fatiga Experimental
Material Base	99 MPa	71 MPa
220 A (356 J/mm)	18 MPa	10.5 MPa
230 A (373 J/mm)	27 Mpa	11.3 Mpa
240 A (389 J/mm)	33 MPa	28.7 MPa
Tratamiento térmico (389 J/mm)	40 MPa	43 MPa

Tabla 4-8 Tabla de resultados de valores de resistencia a la fatiga.

También se puede inferir que puede haber mejores resultados si las pruebas no se terminaran a 1×10^7 ciclos, es decir que se llevaran a cabo por lo menos



a 2×10^7 ciclos, esto con el fin de tener mayor exactitud en la cantidad de ciclos que soporta el Al 6061 T6, recordando que las aleaciones de aluminio no presentan un límite de fatiga [77], sino que solo se caracteriza las propiedades de fatiga del material obteniendo la cantidad de ciclos que soporta el material a un determinado esfuerzo de fatiga, a este valor se le conoce como resistencia a la fatiga.

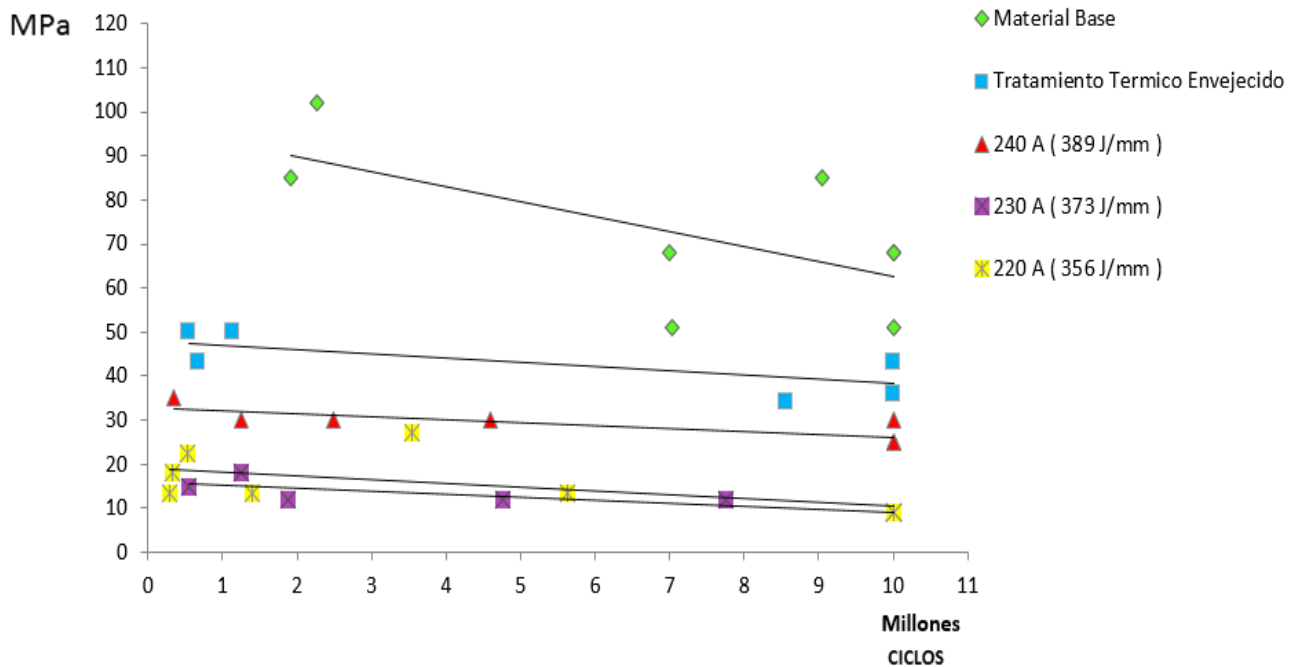


Figura 4-9 Curvas S-N, Comparativo; Material Base-Soldadura-TT.

En la figura 4.9 se muestran las curvas S-N obtenidas de los datos recopilados para cada una de las condiciones de estudio. Se observa un incremento en los valores de resistencia a la fatiga considerable conforme aumentan los valores de calor de entrada minimizando los efectos negativos del proceso de soldadura.

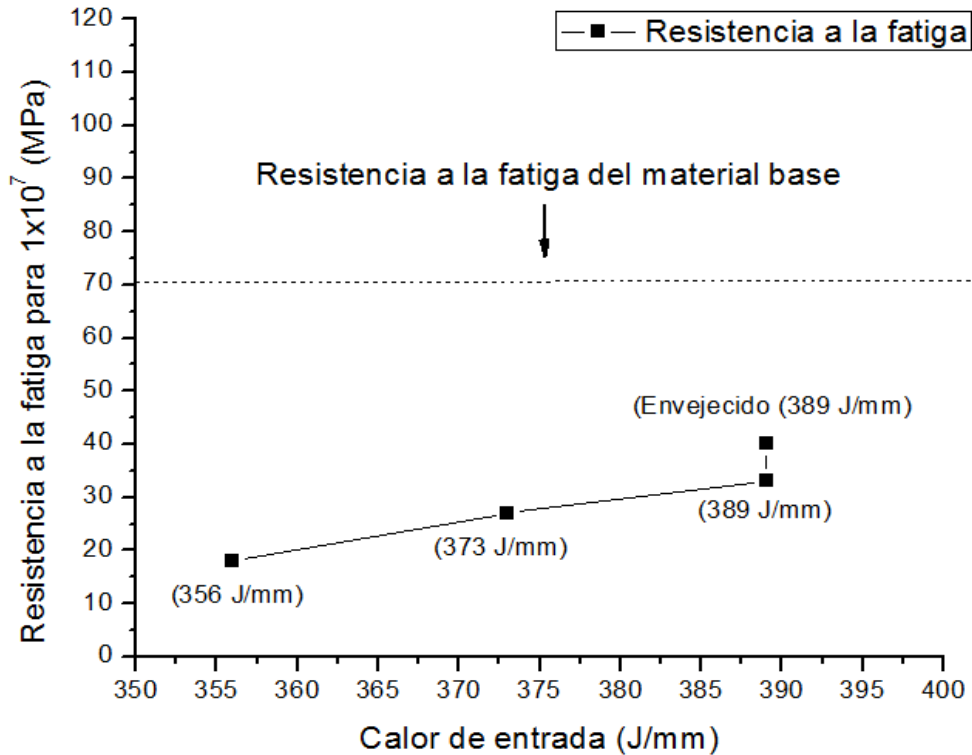


Figura 4-10 El efecto del calor de entrada en la resistencia a la fatiga de las uniones soldadas.

El efecto del calor de entrada en la resistencia a la fatiga de la unión soldada TIG se representa en la figura 4.10. Es evidente la reducción de la resistencia a la fatiga conforme se limita el calor de entrada, obteniendo para las probetas soldada a 220 A (356 J/mm) una reducción del 85 %, para la probetas soldadas a 230 A (373J/mm) del 84% y para las probetas soldadas a 240 A (389 J/mm) del 60 % todas ellas con respecto a los valores obtenidos en el material base. En este estudio, se encontró como constante la introducción de defectos de soldadura los cuales se fueron reduciendo conforme el incremento en la entrada de calor, (ver figura 4.11).



En las condiciones de calor de entrada más bajas (356 J /mm) y (373 J/mm), se observó falta de penetración entre (1.7mm-1.52mm) (ver figura 4.11(a)) de acuerdo a los resultados de profundidad de soldadura reportados anteriormente en este trabajo. Este defecto se debe principalmente al calor de aporte que es el responsable en mayor medida de la profundidad de soldadura y la falta de fusión, así como el aire introducido en el baño de fusión, lo que da como resultado la formación de poros e inclusiones en la unión soldada (ver figura 4.11 (b)). El valor más alto de resistencia a la fatiga de las juntas soldadas, fue de un 40% del BM y se obtuvo a un calor de entrada de (389 J / mm), debido a una disminución de defectos de soldadura (como la penetración parcial, poros e inclusiones) en las uniones soldadas.

Así mismo es evidente la mejoría que hubo en los valores de resistencia a la fatiga posterior al tratamiento de envejecido a las probetas que presentaron mejores propiedades mecánicas con el fin de comparar y evaluar su efecto en estas después de un proceso de soldadura TIG. Obteniendo un incremento del 33 % con respecto a las probetas soldadas a 240 A (389J/mm). Se puede inferir que el tratamiento de envejecimiento es beneficioso para mejorar la resistencia a la fatiga de las uniones soldadas con TIG.

Finalmente se determinó que con un aumento en la entrada de calor, la resistencia a la fatiga de las uniones soldadas aumentó. Sin embargo, el aporte excesivo de calor impone múltiples problemas, como contracción, socavaciones y distorsión, especialmente en la soldadura de láminas de aluminio delgadas. Por lo cual es de suma importancia mantener controlado este parámetro y comprender su efecto que tiene en el comportamiento a la fatiga de uniones soldadas.

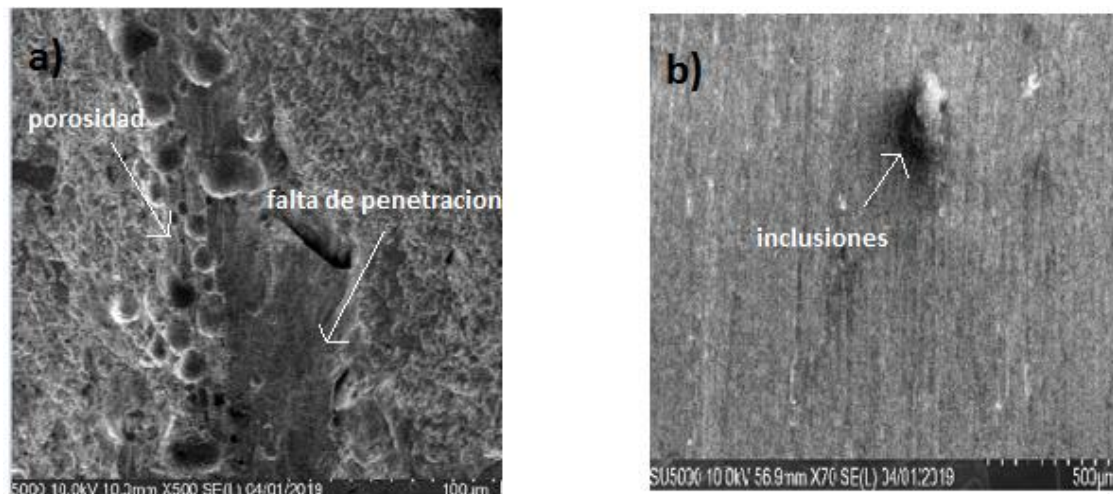


Figura 4-11 Defectos en soldadura (a) (356 J/mm) (b) (373 J/mm).

Se presentan algunas imágenes de las fracturas obtenidas de algunas probetas ensayadas por fatiga y analizadas en el microscopio electrónico de barrido (ver figuras 4.12 y 4.13). En la figuras 4.12 se muestra el avance de grieta en las probetas del material base ocasionada por el proceso de fatiga en la que se identifican diversas zonas. En la figura 4.12 (a) se hace un acercamiento a la zona de inicio de grieta en la que se observa en el borde de la superficie diminutas grietas con orientación aproximada de 45°, lo cual las definen como grietas por esfuerzos cortantes [78] esto puede ser debido a la concentración de esfuerzos generados por el maquinado y un mal procedimiento de pulido. La zona de propagación de las grietas por fatiga se identifican por una superficie de apariencia lisa, plana, con pocas líneas visibles (figura 4.12 (b)), el límite de esta zona se define por una línea que marca la propagación catastrófica de la grieta, una vez que alcanzó un tamaño crítico (figura 4.12 (c)).

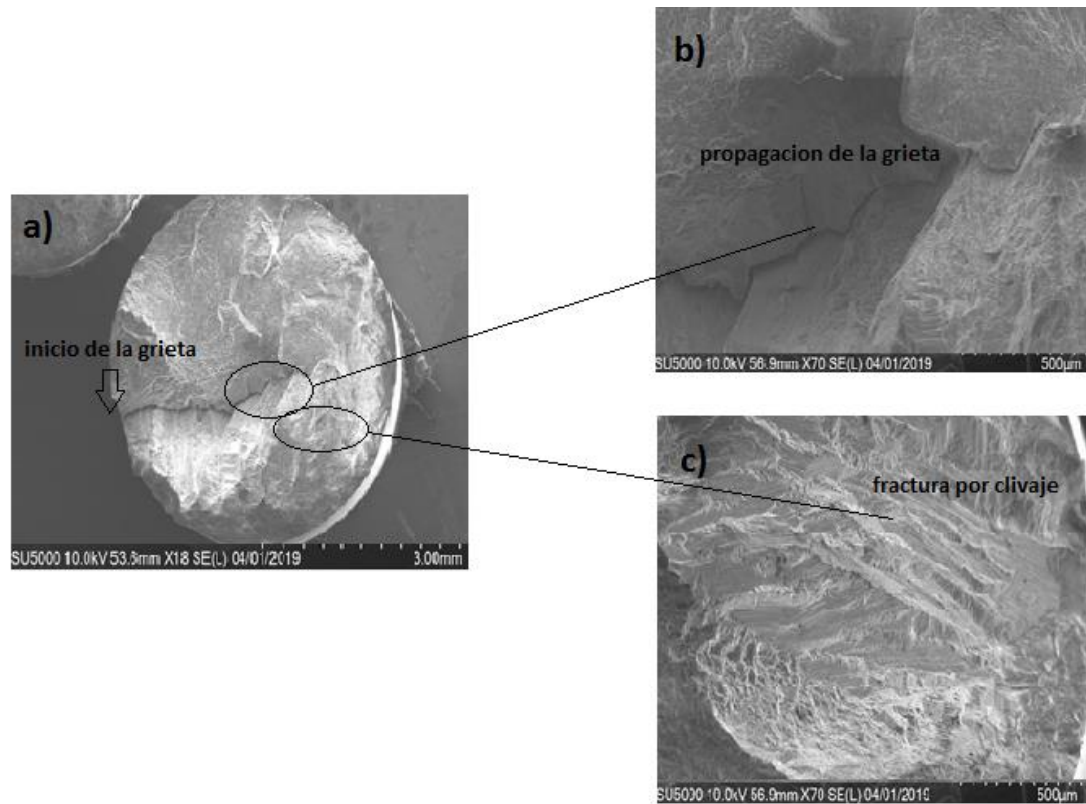


Figura 4-12 Imágenes del mecanismo de fractura por fatiga obtenidas del material base (a) inicio de grieta (b) propagación de grieta (c) fractura final.

Mientras tanto en las probetas soldadas bajo diferentes condiciones de entrada de calor y las tratadas térmicamente se encontró un mecanismo de fractura diferente (ver figura 4.13 (a)), donde el inicio de grieta se pudo haber originado tanto en la superficie como internamente dentro del material debido a los defectos e imperfecciones llamados macrodefectos que actúan como elevadores de esfuerzo para el inicio de la grieta producidos por el proceso de soldadura, acelerando la etapa de nucleación de grietas y acortando el tiempo de vida a la fatiga. En la zona de propagación de grieta se pudieron apreciar estrías de fatiga características de este mecanismo de fractura (figura 4.13 (b)).

Por último se puede observar una zona de fractura final más amplia donde se puede apreciar una fractura por clivaje (ver figura 4.13 (c)) que es el mecanismo responsable de la mayoría de las roturas rápidas. Se produce por la separación de planos cristalográficos bien definidos [77] por lo que se le atribuye a esto los bajos ciclos de vida sometidos a bajos esfuerzos.

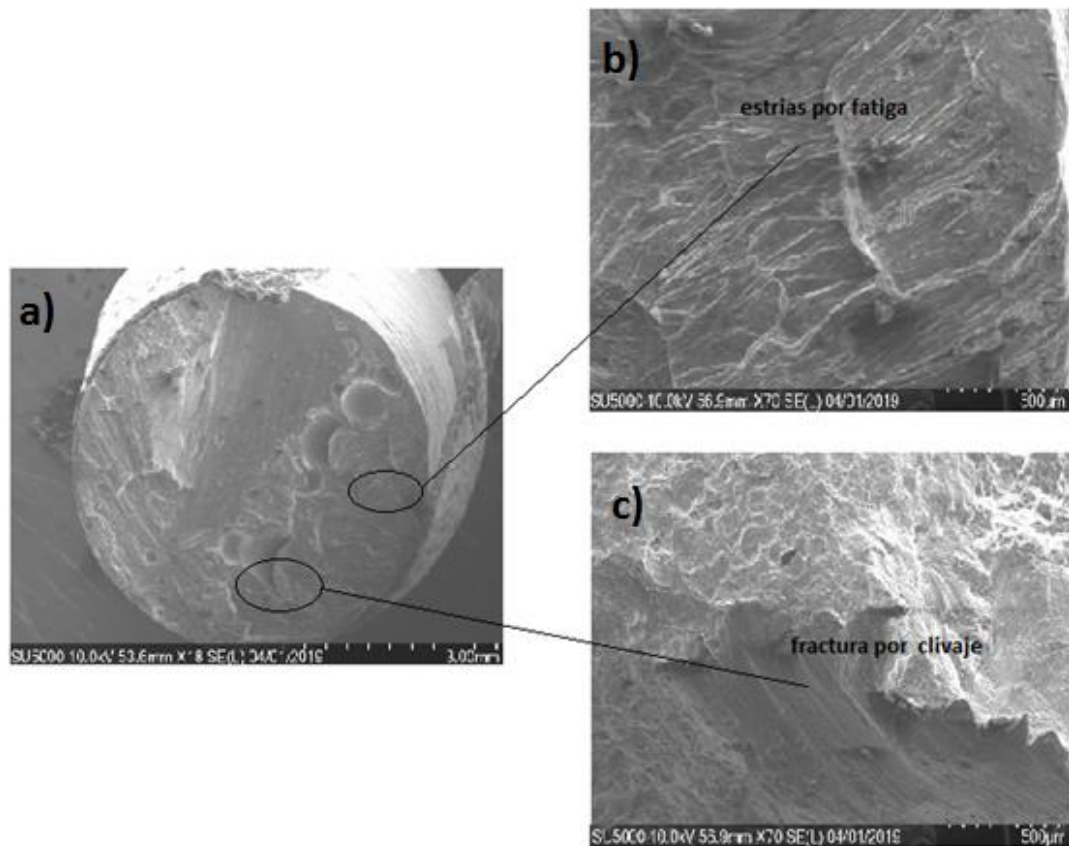


Figura 4-13 Imágenes del mecanismo de fractura por fatiga obtenidas de las juntas soldadas (a) fractura por fatiga (b) estrías de fatiga (c) fractura final.



CAPÍTULO V

5. Conclusiones y recomendaciones

5.1 Conclusiones

- Los cambios microestructurales fueron evidentes debidos al aporte térmico utilizado durante el proceso de soldadura, viéndose afectadas drásticamente tanto las propiedades mecánicas como el comportamiento a la fatiga de las juntas soldadas.
- Un incremento en la entrada de calor da como resultado un aumento en el ancho de la HAZ y en el tamaño de grano de la FZ de las juntas de soldadas. Se ha observado también cambios relevantes en el tamaño del grano después del tratamiento de envejecimiento posterior a la soldadura regresando al tamaño de grano que inicialmente tenía el material de llegada.
- La dureza en la FZ es menor que la de la HAZ y el BM, a esta pérdida de dureza entre sus límites, se le atribuye la disminución tanto de la resistencia a la tracción como a la resistencia a la fatiga.
- En general, el UTS de las juntas soldadas aumentó con un incremento de la entrada de calor ya que un aporte de calor demasiado bajo condujo a la presencia de penetración parcial y poros.
- El ciclo térmico de soldadura origina un efecto de ablandamiento en la HAZ en estas aleaciones. No obstante, este efecto es recuperable por tratamiento térmico de envejecimiento.



- El tratamiento de envejecimiento posterior a la soldadura aplicado a las uniones produjo un aumento notable en la dureza, la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga de las uniones soldadas.
- Los defectos de soldadura en juntas soldadas por TIG de Al6061 T6 tienen un efecto significativo en la resistencia a la fatiga. Con poros presentes, el periodo de nucleación de grieta del tiempo total de vida de las probetas es muy corto, lo que genera fracturas rápidas a bajos número de ciclos.
- La nucleación de grietas por fatiga se inicia cerca o alrededor de los poros, una razón de esto es la alta concentración de esfuerzos debido al proceso de soldadura.
- La falta de penetración está íntimamente relacionada con el calor de entrada es por eso que se obtuvo una mejor profundidad de soldadura en la condición más alta de aporte de calor (389 J/mm).
- Finalmente el desarrollo de este trabajo permitió conocer la influencia del calor de entrada en juntas soldadas por TIG de la Al6061T6 para poder así construir productos confiables derivados de estas aleaciones mediante esta técnica de soldadura, para así minimizar el fenómeno de fatiga en uniones soldadas sometidas a cargas dinámicas cíclicas.



5.2 Recomendaciones

- Delimitar aún más los parámetros de calor de entrada para encontrar cuales son los límites críticos, como por ejemplo, encontrar el valor en donde el incremento de la intensidad produce efectos negativos en la unión soldada como la deformación producida por un exceso de aporte térmico.
- Las pruebas con 1×10^7 millones de ciclos para este material no son suficientes, para tener un valor más acertado de resistencia a la fatiga es recomendable llevarlo hasta 2×10^7 ciclos como mínimo o inclusive hasta su fractura total por fatiga.
- Para lograr una mayor confiabilidad en los resultados de las pruebas de fatiga es recomendable realizar una mayor cantidad de ensayos por cada prueba o variables. La cantidad de ensayos puede oscilar alrededor de los 30 ensayos por cada prueba de escalón.
- Desarrollar pruebas variando las condiciones ambientales tales como alta temperatura, ambiente corrosivo, acabado superficial con el fin de ver la variación del límite de fatiga en diferentes condiciones.
- Diseñar una prueba de tensión controlada para las probetas que no son fracturadas por fatiga y someterlas a ésta, con el fin de que los resultados que se obtengan puedan ser tomados en cuenta para un análisis y determinar o cuantificar si existe, endurecimiento por deformación.

APÉNDICES

Apéndice A. Gráficas Esfuerzo vs Deformación

A continuación se muestran las gráficas originadas con los datos de tensión de cada una de las probetas del material base, las juntas soldadas bajo diferentes condiciones de calor de entrada, así como a las tratadas térmicamente, promediando sus valores en tablas para poder obtener un promedio general y una desviación estándar de los valores.

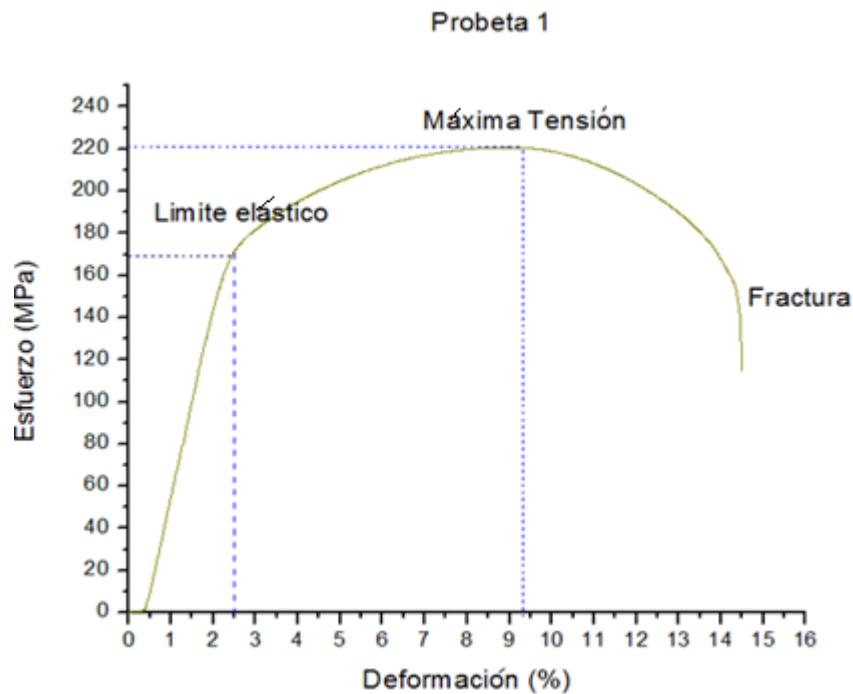


Figura 5.1 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Material base Probeta 1.

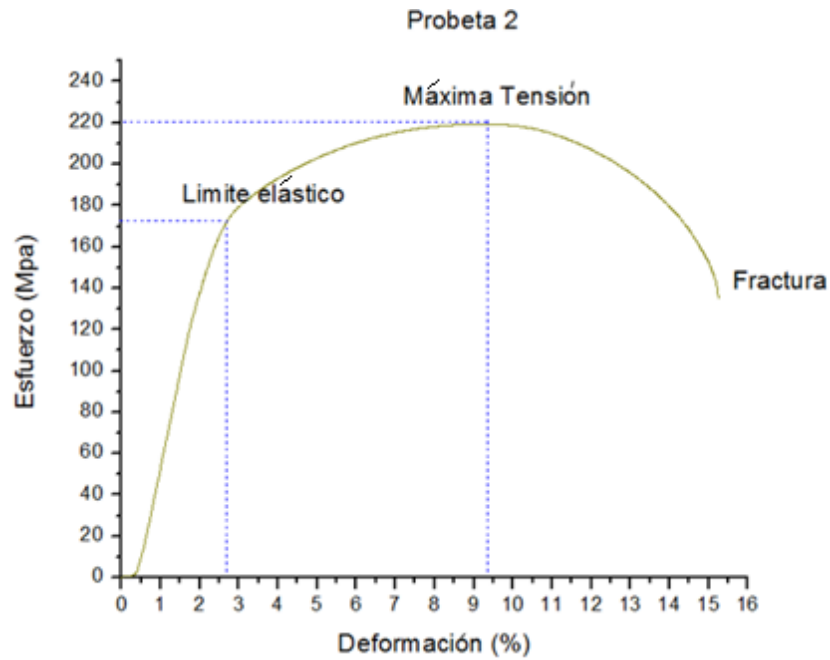


Figura 5.2 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Material base Probeta 2.

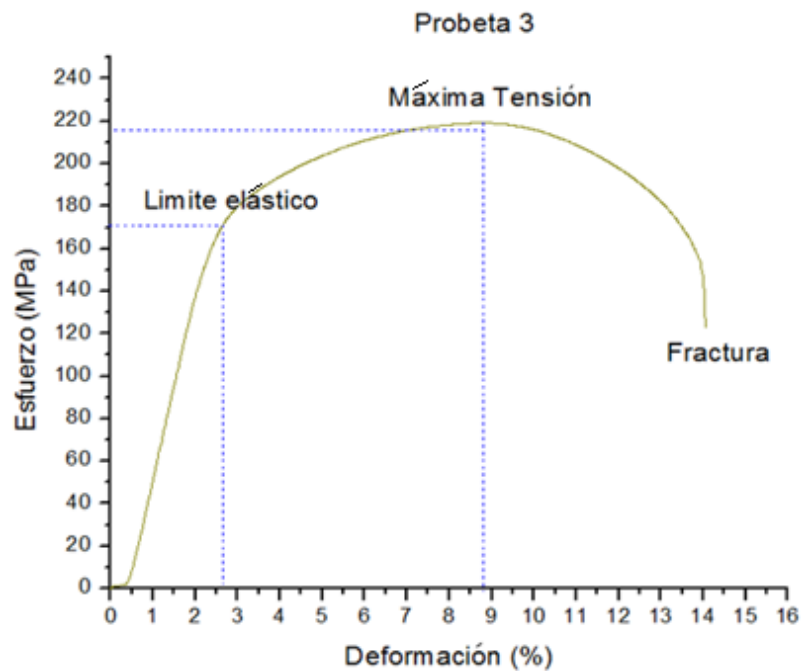


Figura 5.3 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Material base Probeta 3.

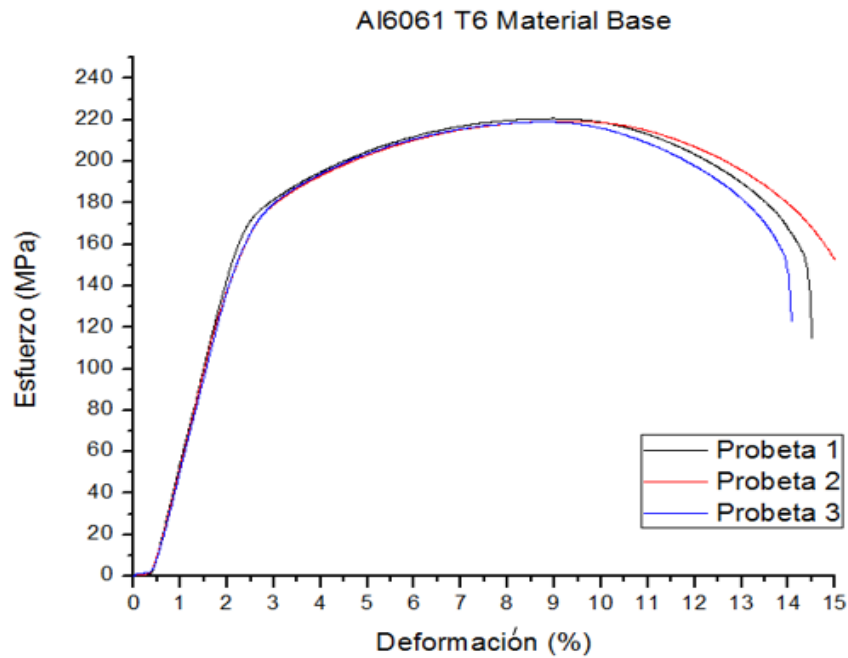


Figura 5.4 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Material base Promedio.

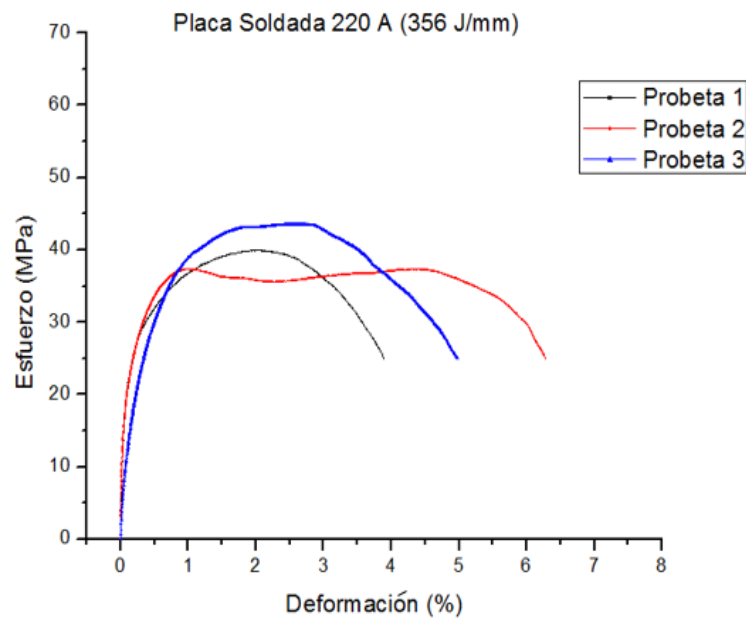


Figura 5.5 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Soldadura (356 J/mm).

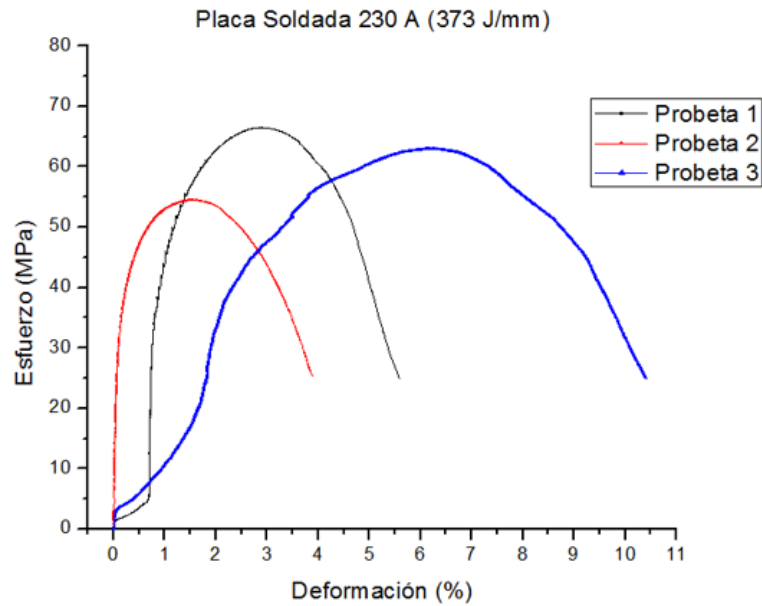


Figura 5.6 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Soldadura (373 J/mm).

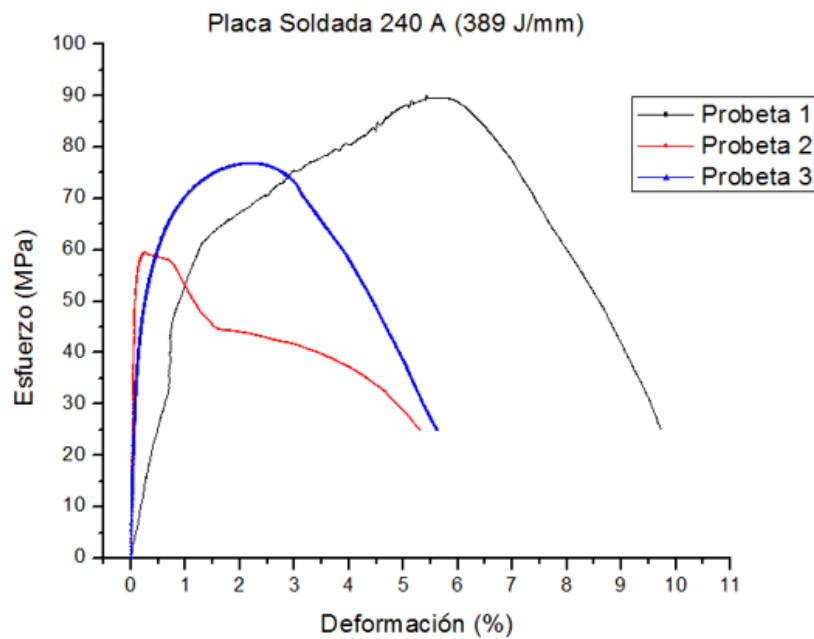


Figura 5.7 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Soldadura (389 J/mm).

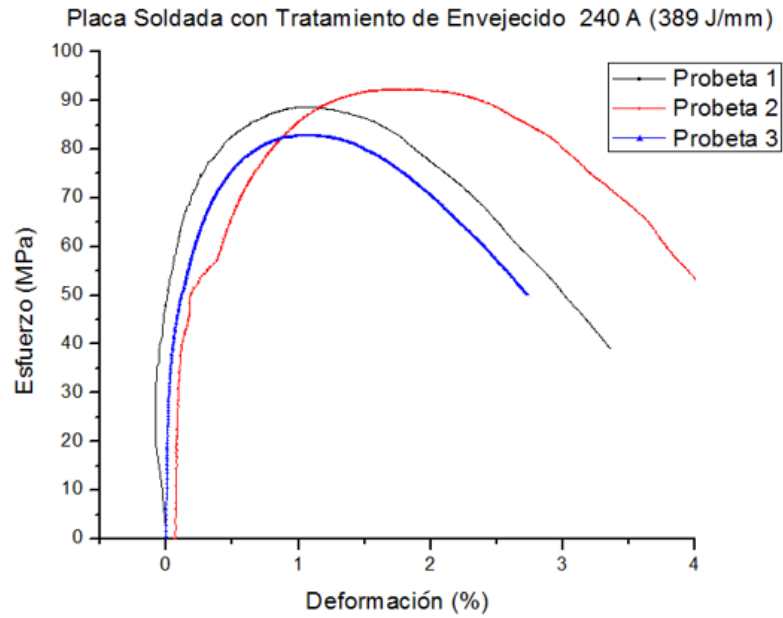


Figura 5.8 Gráfica Esfuerzo-Deformación, Soldadura con TT (389 J/mm).



Apéndice B. Curvas S-N

Por último se muestran las gráficas obtenidas y los cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga de cada una de las probetas del material base, las juntas soldadas bajo diferentes condiciones de calor de entrada, así como a las tratadas térmicamente.

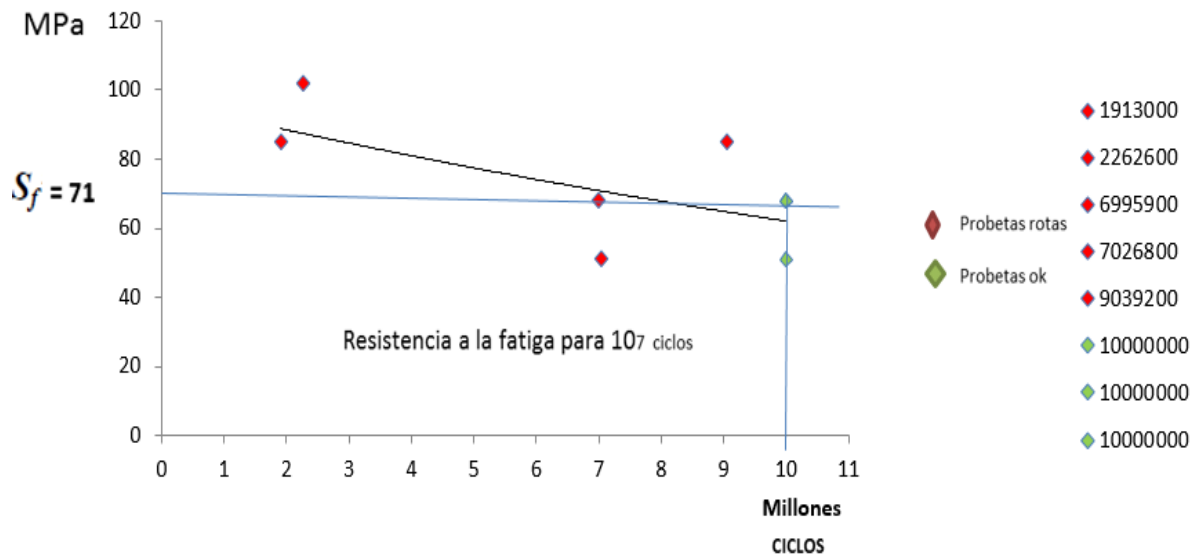


Figura 5.9 Curva S-N Material Base.

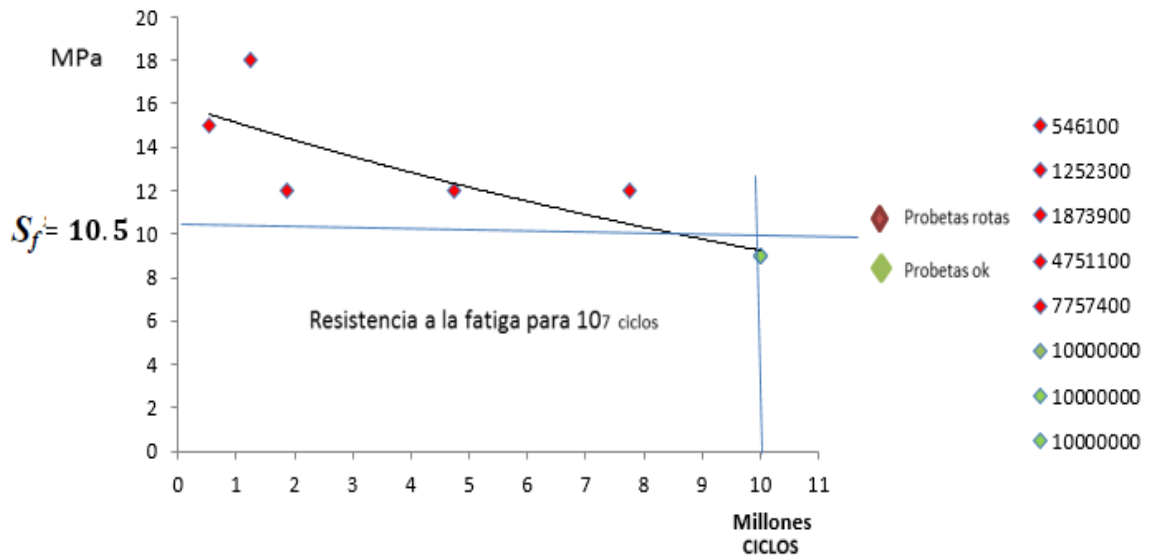


Figura 5.10 Curva S-N Juntas Soldadas a 220 A (356 J/mm).

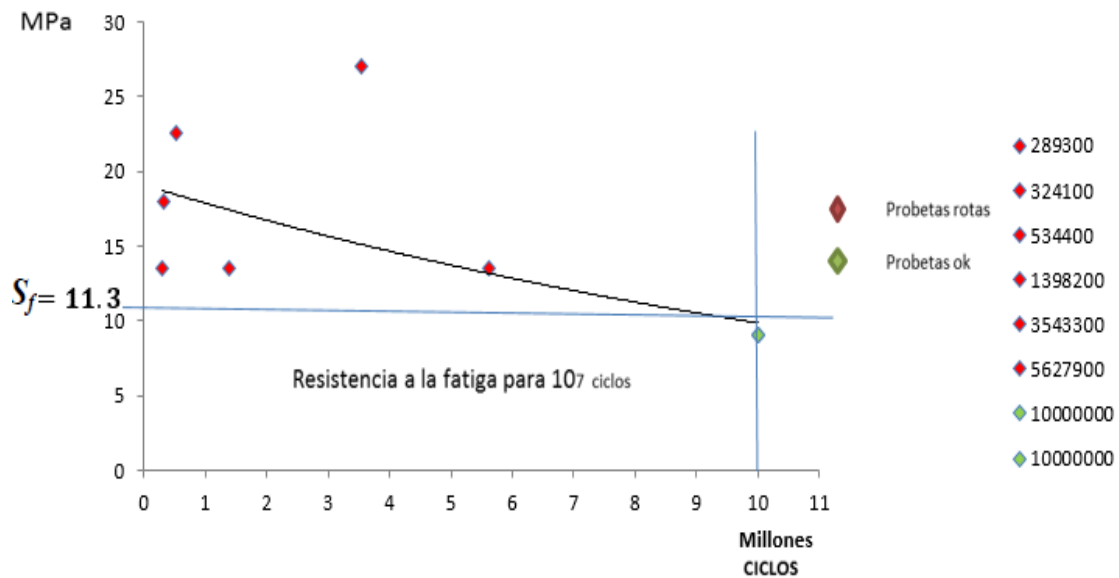


Figura 5.11 Curva S-N-Juntas Soldadas a 230 A (373 J/mm).

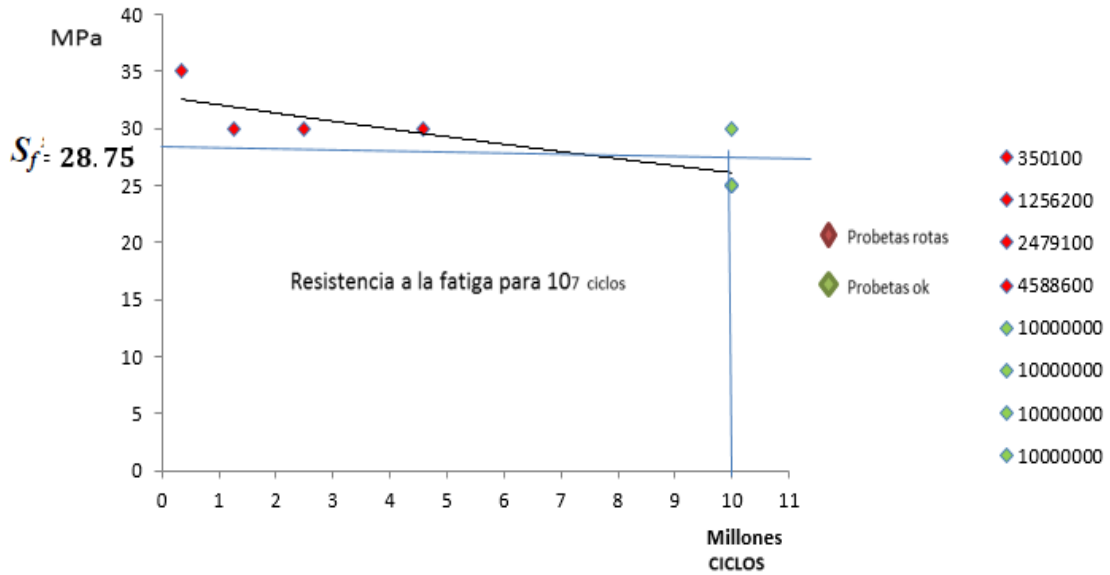


Figura 5.12 Curva S-N-Juntas Soldadas a 240 A (389 J/mm).

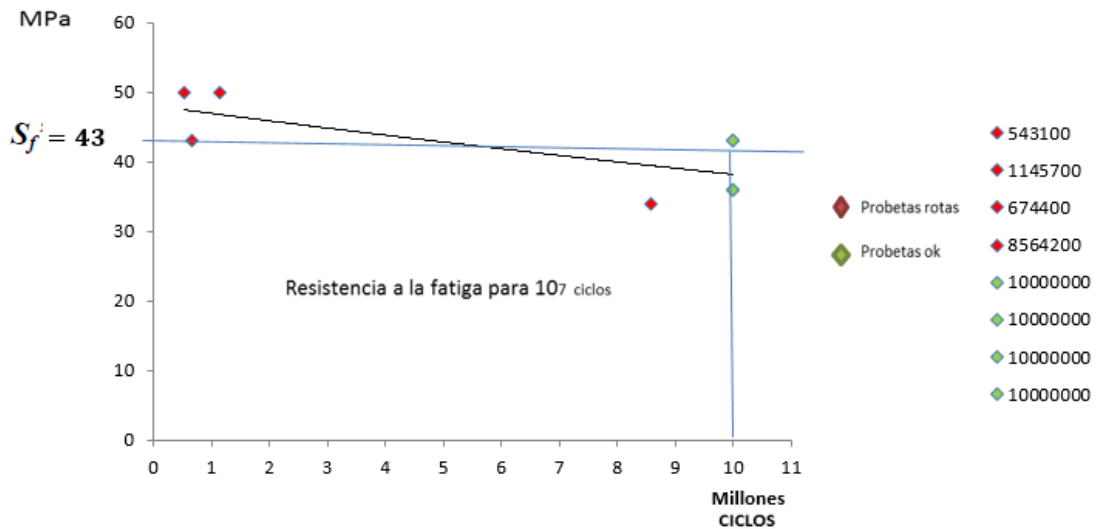


Figura 5.13 Curva S-N-Juntas Soldadas con tratamiento térmico (389 J/mm).

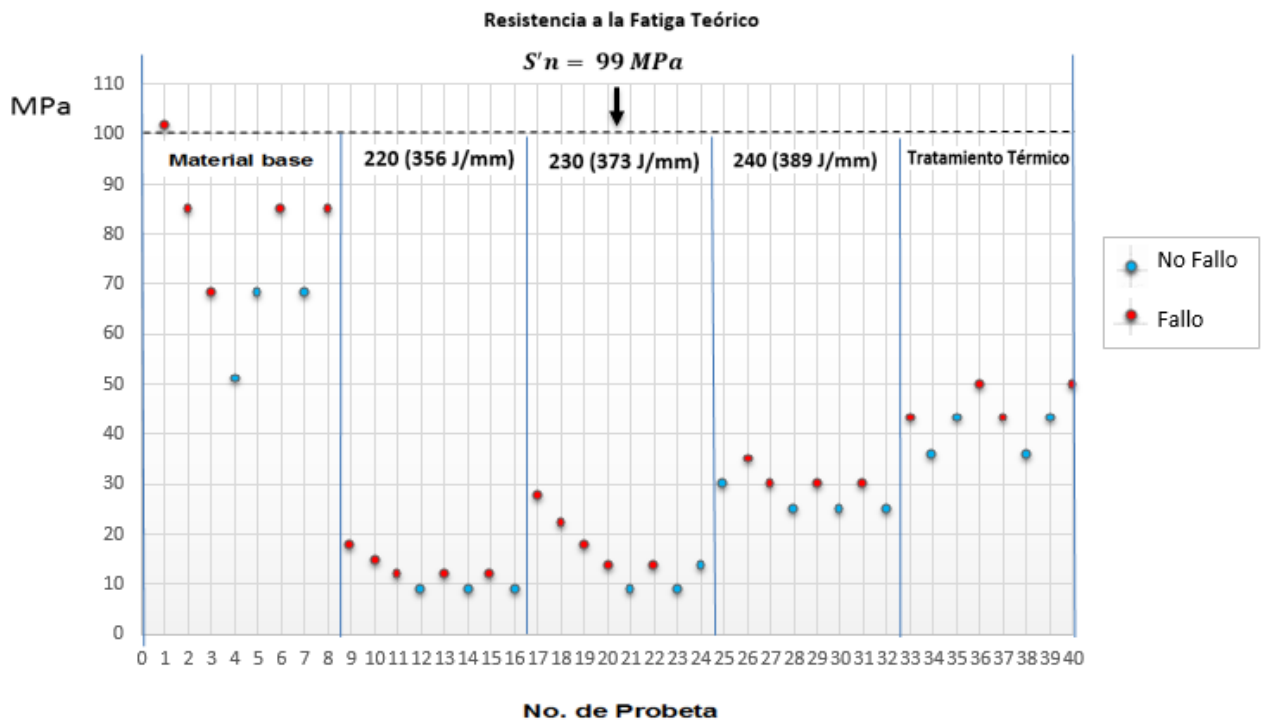


Figura 5.14 Gráfica Escalón Al6061 T6, Material Base- Soldadura-TT

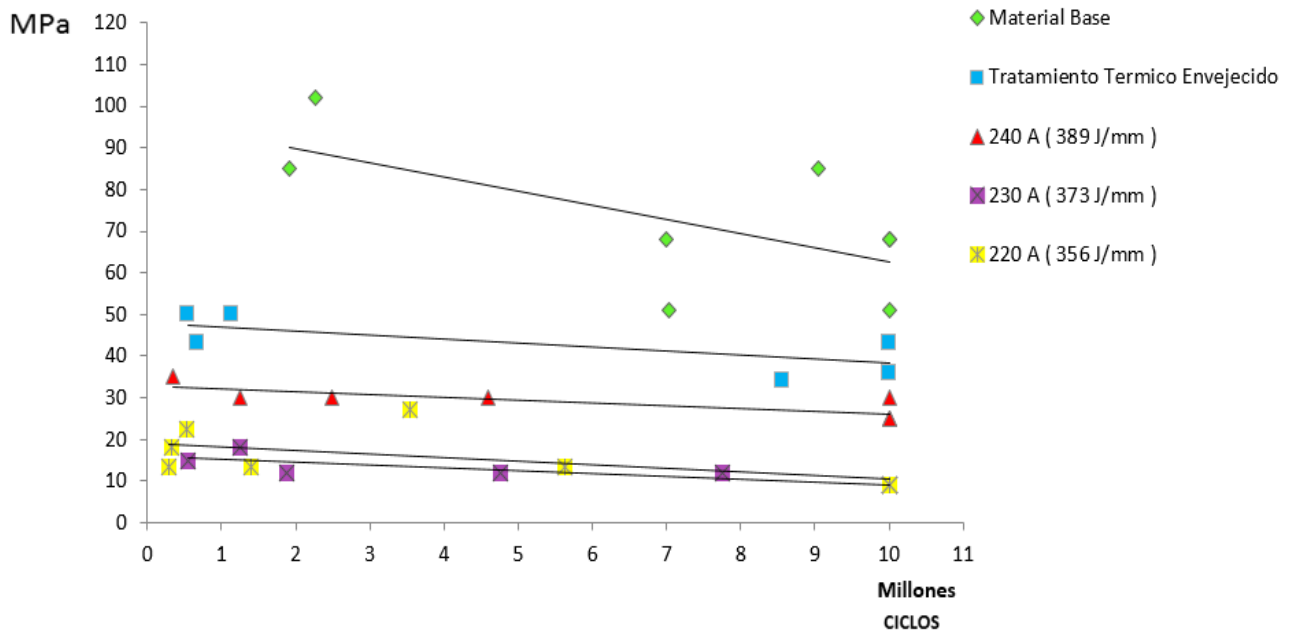


Figura 5.15 Curvas S-N, Comparativo; Material Base-Soldadura-TT.



Tensión, S [MPa]	Nivel de tensión, i	Número de fallos, f	Número de Run-outs, r	$\sum i.r$
101	2	1	0	0
85	1	3	0	0
68	0	1	2	0
51	-1	0	1	-1
				$\sum = -1$

Tabla 5.1 Tabla de cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga del material base

Tensión, S [MPa]	Nivel de tensión, i	Número de fallos, f	Número de Run-outs, r	$\sum i.r$
18	2	1	0	0
15	1	1	0	0
12	0	3	0	0
9	-1	0	3	-3
				$\sum = -3$

Tabla 5.2 Tabla de cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga de las juntas soldadas a (356 J/mm).

Tensión, S [MPa]	Nivel de tensión, i	Número de fallos, f	Número de Run-outs, r	$\sum i.r$
27	3	1	0	0
22.5	2	1	0	0
18	1	1	0	0
13.5	0	3	0	0
9	-1	0	2	-2
				$\sum = -2$

Tabla 5.3 Tabla de cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga de las juntas soldadas a (373 J/mm).



Tensión, S [MPa]	Nivel de tensión, i	Número de fallos, f	Número de <i>Run-outs</i> , r	$\sum i \cdot r$
35	1	1	0	0
30	0	3	1	0
25	-1	0	3	-3
				$\sum = -3$

Tabla 5.4 Tabla de cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga de las juntas soldadas a (389 J/mm).

Tensión, S [MPa]	Nivel de tensión, i	Número de fallos, f	Número de <i>Run-outs</i> , r	$\sum i \cdot r$
50	1	2	0	0
43	0	2	2	0
36	-1	0	2	-2
				$\sum = -2$

Tabla 5.5 Tabla de cálculos realizados para la obtención de la resistencia a la fatiga de las juntas soldadas a (389 J/mm) tratadas térmicamente.



ANEXOS

Anexo A. Publicaciones y participaciones en congresos.



SOCIEDAD MEXICANA DE MATERIALES, A.C.

Mexico DF, June 4th, 2014

Sergio Alonso Serna Barquera
UAEM- CIICAp

I am pleased to inform you that your contribution "FATIGUE STUDY OF ALUMINIUM ALLOY TIG WELDING ZONES VARYING PROCESSING VARIABLES" by Sergio Alonso Serna Barquera, Hugo Rojas, Iván Puente, Jan Mayen, Bernardo Fabián Campillo Illanes, Arturo Molina Ocampo, has been accepted to be presented in the symposium 5B, Structural and Chemical Characterization of Metal Alloys and Compounds at the XXIII International Materials Research Congress, to be held in Cancun in August 17 - 21, 2014.

The presentation has been accepted in the Poster Presentation modality. Remember that in order that your abstract is included in the program book you must preregister before June 27th, 2014.

Organizer of the Simposium
"Structural and Chemical Characterization of Metal Alloys and Compounds"



Mexico City, April 18th, 2018

Hugo Rojas
Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas

I am pleased to inform you that your contribution "FATIGUE STUDY AND EFFECTS OF HEAT INPUT ON THE MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF TIG-WELDED 6061-T6 ALLOY JOINTS." by *Hugo Rojas, Arturo Molina Ocampo, Sergio Serna, Socorro Valdez, Bernardo Campillo*, has been accepted in symposium D7, *Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys* at the XXVII International Materials Research Congress, to be held in Cancun in August 19 - 24, 2018.

The presentation has been accepted in the Poster modality. Remember that in order to include your abstract in the program book you must register before June 10th, 2018.

Organizers of the Symposium

"Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys"

Ramiro Perez Campos, Jesús Angel Arenas Alatorre, Carlos Alberto León Patiño



REFERENCIAS

- [1] Bejarano, U., de Soldadura, A. C., & no Destructivos, E. (2007). Consideraciones de diseño y factores que afectan el desempeño de las uniones soldadas bajo carga cíclica. In Memorias del 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica (p. 9).
- [2] Balasubramanian, V., Ravisankar, V., & Reddy, G. M. (2008). Effect of pulsed current welding on fatigue behaviour of high strength aluminium alloy joints. *Materials & Design*, 29(2), 492-500.
- [3] Miki, C., & Sukano, M. (1990). A survey of fatigue cracking experience steel bridges. *Int. Inst. Weld. Doc*, 1383-1390.
- [4] M.I. Khan, *Welding Science and Technology*, New Age International, Lucknow, 2008, p. 42.
- [5] Totten GE, Mackenzie S. *Handbook of aluminum vol. 1 physical metallurgy and processes*. USA; Marcel Dekker INC.; 2003.
- [6] Kaufman JG. *Introduction to aluminium alloys and tempers*. ASM International; 2000.
- [7] Matters G. *The welding of aluminium and its alloys*. Cambridge (UK): Woodhead Publishing Limited; 2002.
- [8] Taban, E., & Kaluc, E. (2007). Comparison between microstructure characteristics and joint performance of 5086-H32 aluminium alloy welded by MIG, TIG and friction stir welding processes.



- [9] Ambriz, R. R., Barrera, G., García, R., & López, V. H. (2010). Effect of the weld thermal cycles of the modified indirect electric arc on the mechanical properties of the AA6061-T6 alloy. *Welding International*, 24(4), 321-328.
- [10] Ambriz, R. R., Barrera, G., García, R., & López, V. H. (2011). Thermal efficiency in welding of AA6061-T6 alloy by modified indirect electric arc and digitalization of current signals. *Welding International*, 25(02), 86-93.
- [11] Fahimpour, V., Sadrnezhad, S. K., & Karimzadeh, F. (2013). Microstructure and mechanical property change during FSW and GTAW of Al6061 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(5), 2187-2195.
- [12] Chandler, H. (Ed.). (1996). *Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys*. ASM international, p. 204.
- [13] Fahimpour, V., Sadrnezhad, S. K., & Karimzadeh, F. (2013). Microstructure and mechanical property change during FSW and GTAW of Al6061 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(5), 2187-2195.
- [14] Chandler, H. (Ed.). (1996). *Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys*. ASM international, p. 204.
- [15] Cavalli, M. N., & Mandava, V. (2008, June). Effect of temperature and aging time on 2024 aluminum behavior. In *Proc. the 6th International Congress and Exposition, Orlando, Florida-USA* (pp. 674-687).



- [16] Aluminum Association. (1984). Aluminum: properties and physical metallurgy. ASM international.
- [17] J.P. Sancho Martinez, J.J. del Campo. (1994). Gorostidi and K.G. Grjotheim, Dusseldorf. "La Metalurgia del Aluminio"
- [18] Society of Automotive Engineers. (1986) Metals & Alloys in the Unified Numbering System, 4th edition.
- [19] Metals Handbook, 9a edition. Vol. 15 CASTING, 1988, ASM International, The Materials Information Society.
- [20] Aluminum: Properties, physical metallurgy and phase diagrams, edited by Kent R. Van Horn. 1967 by the American Society for metals.
- [21] El aluminio y sus aleaciones, Frank King, M.I.M. Limusa, Grupo Noriega Editores, 1992.
- [22] Handbook, A. S. M. (1991). ASM Handbook, Volume 4, Heat Treating, ASM International Heat Treating of Nonferrous Alloys. ASM Handbooks Online, <http://www.asmmaterials.info> ASM International.
- [23] Whitenberger D., Jones W. (1984). Handbook Heat Treating, ASM International , June Volumen 4, p 871.
- [24] G. W. Lorimer. (1990). Precipitation in Aluminum Alloys. Joint University of Manchester, UMIST. Department of Metallurgy.
- [25] C.R. Brooks. (1992). American Society for Metals. Heat Treatment,



Structure and Properties of Nonferrous Alloys.

- [26] Mat Web - On line Material Data sheet,
<http://www.tecniaceros.com/productos4.htm>
- [27] Fullmecanica 2014. Definiciones y conceptos de Mecánica. Dureza.
Recuperado de: <http://www.fullmecanica.com/definiciones/d/1031-dureza-vickers>.
- [28] J. Gere-B. Goodno. Mecanica de Materiales. Septima edición .
Capitulo 1
- [29] ASTM E 1150-1987, Standard Definitions of Fatigue, 1995 Annual
Book of Standards, ASTM, 1995, p 753-762.
- [30] Norton, Robert L. Diseño de Máquinas. México: Ed. Prentice-Hall
(Pearson), 1999.
- [31] Schijve, J. (2001). Fatigue of structures and materials. Springer
Science & Business Media.
- [32] Faires, V. M. Diseño de Elementos de Máquinas. México: Editorial
Limusa, 1995. 4ª Reimpresión.
- [33] González Velázquez J.L. (2003). Metalurgia Mecánica. Editorial
Noriega Limusa. 1º Edición. México.
- [34] Colangelo. V. J. Heiser. (1987). Analysis of metallurgical failures. New
York. John Wiley and Sons Cap. 6.



- [35] Madayag. (1969). Metals Fatigue. Teory and Design. New York. John Wiley and Sons.Cap. 1
- [36] Manual de Sistemas y Materiales de Soldadura. INDURA, Grupo air products,Julio 2013.
- [37] Rodríguez – Pérez, O. H. (2014). Soldadura de aluminio. Recomendaciones tecnológicas, Ciencias Holguin, 20(3).
- [38] Zárate Monje, J. L. (2007). Comparación de las características en el soldeo de las aleaciones de aluminio con materiales de aporte ER4043 y ER5356 mediante el proceso MIG.
- [39] Bejarano, U., de Soldadura, A. C., & no Destructivos, E. (2007). Consideraciones de diseño y factores que afectan el desempeño de las uniones soldadas bajo carga cíclica. In Memorias del 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica (p. 9).
- [40] Araque de los Ríos, O. J., & Arzola de la Peña, N. (2013). Estado del arte sobre la integridad estructural de uniones soldadas y modelos de propagación de grietas para la gestión de vida en estructuras. Ingeniare. Revista chilena de ingeniería, 21(2), 279-292.
- [41] Ortiz, G. (2014). Defectos y discontinuidades de la soldadura. Venezuela: Universidad Fermín Toro. Recuperado de: <https://es.scribd.com/doc/273952693/defectos-en-soldaduras>.
- [42] La fractura frágil de soldaduras. Welding Workbook datasheet No 192



a Welding Journal, American Welding Society, 1996.

- [43] Peng, D., Shen, J., Tang, Q., Wu, C. P., & Zhou, Y. B. (2013). Effects of aging treatment and heat input on the microstructures and mechanical properties of TIG-welded 6061-T6 alloy joints. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 20(3), 259-265.
- [44] Temmar, M., Hadji, M., & Sahraoui, T. (2011). Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints. *Materials & Design*, 32(6), 3532-3536.
- [45] Juang, S. C., & Tarng, Y. S. (2002). Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel. *Journal of materials processing technology*, 122(1), 33
- [46] De Salazar, J. G., Ureña, A., Villauriz, E., Manzanedo, S., & Barrena, I. (1998). Soldadura TIG y MIG de las aleaciones de aluminio 6061 y 7020. Estudios microestructurales y de propiedades mecánicas. *Revista de Metalurgia*, 34(Extra), 276-280.
- [47] Min, D., Shen, J., Lai, S., & Chen, J. (2009). Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates. *Materials Characterization*, 60(12), 1583-1590.
- [48] Cavaliere, P., Squillace, A., & Panella, F. (2008). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by TIG welding. *Journal of materials processing*



technology, 200(13), 364-372.

- [49] Moreira, P. M. G. P., De Figueiredo, M. A. V., & De Castro, P. M. S. T. (2007). Fatigue behaviour of TIG and MIG weldments for two aluminium alloys. *Theoretical and applied fracture mechanics*, 48(2), 169-177.
- [50] Ericsson, M., & Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12), 1379-1387.
- [51] Manti, R., Dwivedi, D. K., & Agarwal, A. (2008). Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(5), 667-673.
- [52] R. Manti and D.K. Dwivedi, Microstructure of Al-Mg-Si Weld Joints Produced by Pulse TIG Welding, *Mater. Manuf. Process.*, 2007, 22, p 57–61.
- [53] Reactivos de ataque micrográfico/Reactivo Keller/Pdf.
- [54] Herrmann, K. (Ed.). (2011). *Hardness testing: principles and applications*. ASM International. ASTM E-18.
- [55] Standard, A. S. T. M. (2004). E8M-04. *Stand Test Methods Tens Test* Met Mater West Conshohocken ASTM Int.
- [56] *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Test of Metallic Materials*, ASTM designation: E 466-96.



- [57] Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials, ASTM designation: E 468-90.
- [58] Fatigue Data Analysis, Handbook Vol. 8, Mechanical Testing, novena edición, ASM International, The Materials Information Society.
- [59] Martín Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J. M., & Gil Sevillano, J. (2009). Cálculo del límite de fatiga mediante el método de máxima verosimilitud. In Anales de Mecánica de la Fractura (Vol. 26).
- [60] www.shav.ecn.purdue.edu/~ee595tp/lecturenotes2002/ppl00102.pdf
- [61] T. Oppenheim, S. Tewfic, T. Scheck, V. Klee, S. Lomeli, W. Dahir, P. Youngren, N. Aizpuru, R. Clark Jr., E.W. Lee, J. Ogren, and O.S. Es-Said, On the correlation of mechanical and physical properties of 6061-T6 and 7249-T76 aluminum alloys, Eng. Fail. Anal., 14(2007), No. 1, p. 218.
- [62] Ganaha, T., Pearce, B. P., & Kerr, H. W. (1980). Grain structures in aluminum alloy GTA welds. Metallurgical Transactions A, 11(8), 1351-1359.
- [63] Askeland, D. R., Fulay, P. P., & Wright, W. J. (2011). Ciencia e ingeniería de materiales (p. 952). EUA: Cengage learning.
- [64] Ram, G. J., Mitra, T. K., Shankar, V., & Sundaresan, S. (2003). Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al-Zn-Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties. Journal



of Materials Processing Technology, 142(1), 174-181.

- [65] Nikseresht, Z., Karimzadeh, F., Golozar, M. A., & Heidarbeigy, M. (2010). Effect of heat treatment on microstructure and corrosion behavior of Al6061 alloy weldment. *Materials & Design (1980-2015)*, 31(5), 2643-2648.
- [66] Kupczyk, J. (2006). Application of significance tests in quantitative metallographic analysis of a C–Mn–B steel. *Materials characterization*, 57(3), 171-175.
- [67] Handbook of Aluminum Alloy Production and Materials Manufacturing
D. Scott Mackenzie, George E. Totten, April 25, 2003.
- [68] Yan, S., Chen, H., Zhu, Z., & Gou, G. (2014). Hybrid laser-metal inert gas welding of Al–Mg–Si alloy joints: microstructure and mechanical properties. *Materials & Design*, 61, 160-167.
- [69] Kumar, A., & Sundarrajan, S. (2009). Effect of welding parameters on mechanical properties and optimization of pulsed TIG welding of Al-Mg-Si alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 42(1-2), 118-125.
- [70] Fahimpour, V., Sadrnezhad, S. K., & Karimzadeh, F. (2013). Microstructure and mechanical property change during FSW and GTAW of Al6061 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(5), 2187-2195.
- [71] Fundamentos de manufactura moderna: materiales, procesos y



sistemas. Editorial PEARSON, Autor MIKELL P. GROOVER, pag. 60.

- [72] Kostrivas A, Lippold JC (2000) A method for studying weld fusion boundary microstructure evaluation in aluminum alloys. *Welding J* 79(1):1s–8s
- [73] Hirose A, Todaka H, Yamaoka H, Kurosawa N, Kobayashi K (1999) Quantitative evaluation of softened region in weld heat affected zones of 6061-T6 aluminum alloy – characterizing of the laser beam welding process. *Metallurgical Mater Trans A* 30A (8):2115–2124, DOI 10.1007/s11661–999–0022-z.
- [74] HUSSAIN, H.P., GHOSH, K., GUPTA, P.C. y POTLURI, N.B.J. *Weld. Res. Supp.* 1996: 209s-215 s.
- [75] Vázquez Calvillo, N. E. (2004). Metodología para el estudio de las pruebas de fatiga en una aleación trabajada en aluminio (Doctoral dissertation, Universidad Autónoma de Nuevo León).
- [76] *Handbook of Aluminum Alloy Production and Materials Manufacturing* D. Scott Mackenzie, George E. Totten, April 25, 2003.
- [77] Pyttel, B., Schwerdt, D., & Berger, C. (2011). Very high cycle fatigue—Is there a fatigue limit?. *International Journal of fatigue*, 33(1), 49-58.
- [78] Ipohorski, M., & Acuña, R. J. (1988). *FRACTOGRAFIA. Aplicaciones al Análisis de Fallas.*



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS



Instituto de
Investigación en
Ciencias
Básicas y
Aplicadas

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS

Defensoría de Posgrado en Ingeniería y Ciencias Aplicadas



"1919-2019: en memoria del General Emiliano Zapata Salazar"

Cuernavaca, Morelos, a 22 de noviembre de 2019.

DR. ROSENBERG JAVIER ROMERO DOMÍNGUEZ
COORDINADOR DEL POSGRADO EN
INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
P R E S E N T E

Atendiendo a la solicitud para emitir DICTAMEN sobre la revisión de la TESIS titulada "Efecto del envejecimiento y del calor de entrada del proceso de soldadura TIG sobre la microestructura en una aleación Al 6061 T6 sometida a cargas dinámicas" que presenta el alumno **HUGO ALBERTO ROJAS HERNÁNDEZ**, para obtener el título de **DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**.

Nos permitimos informarle que nuestro voto es:

NOMBRE	DICTAMEN	FIRMA
DR. JUAN CARLOS GARCÍA CASTREJÓN	Aprobado	
DR. JOSÉ ALFREDO RODRÍGUEZ RAMÍREZ	Aprobado	
DR. RENE GUARDIÁN TAPIA	Aprobado	
DR. ÁLVARO TORRES ISLAS (FCQeI-UAEM)	Aprobado	
DRA. SOCORRO VALDEZ RODRÍGUEZ (ICF-UNAM)	Aprobado	
DR. ARTURO MOLINA OCAMPO	Aprobado	
DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA	Aprobado	

PLAZO PARA LA REVISIÓN 20 DÍAS HÁBILES (A PARTIR DE LA FECHA DE RECEPCIÓN DEL DOCUMENTO)

NOTA. POR CUESTION DE REGLAMENTACIÓN LE SOLICITAMOS NO EXCEDER EL PLAZO SEÑALADO, DE LO CONTRARIO LE AGRADECEMOS SU ATENCIÓN Y NUESTRA INVITACIÓN SERÁ CANCELADA.