



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

Centro de Investigación e Innovación Tecnológica

COMPORTAMIENTO A LA FATIGA EN UNIONES DE ALUMINIO

**6061-T6 CON TRATAMIENTO TÉRMICO POSTERIOR A
LA SOLDADURA**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL

G R A D O D E

DOCTORADO EN TECNOLOGÍA AVANZADA

P R E S E N T A

M. en C. JAVIER SERRANO PÉREZ

ASESORES:

Dr. Ricardo Rafael Ambríz Rojas

Dr. David Jaramillo Viguera





INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la Ciudad de México siendo las 12:00 horas del día 23 del mes de julio del 2015 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de la Tesis, designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación del CIITEC-IPN para examinar la tesis titulada:

“COMPORTAMIENTO A LA FATIGA EN UNIONES DE ALUMINIO 6061-T6 CON TRATAMIENTO TÉRMICO POSTERIOR A LA SOLDADURA”

Presentada por el alumno:

 SERRANO
Apellido paterno

 PÉREZ
Apellido materno

 JAVIER
Nombre(s)

Con registro:

B	1	2	0	2	9	1
---	---	---	---	---	---	---

aspirante de:

 Doctorado en Tecnología Avanzada.

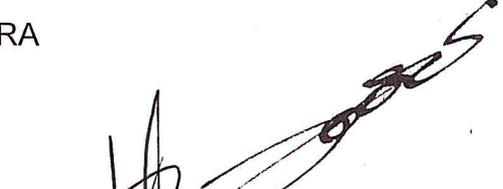
Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **APROBAR LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISIÓN REVISORA

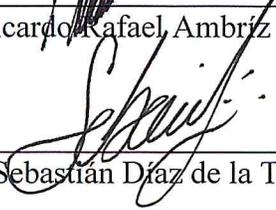
Directores de tesis



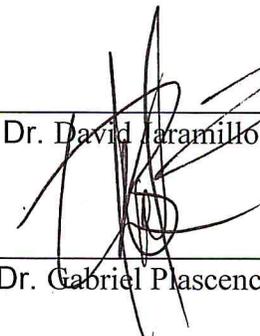
Dr. Ricardo Rafael Ambríz Rojas



Dr. David Jaramillo Viguera



Dr. Sebastián Díaz de la Torre



Dr. Gabriel Plascencia Barrera

Dr. Francisco Fernando Curiel López

(externo)

PRESIDENTE DEL COLEGIO DE PROFESORES
INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
CENTRO DE INVESTIGACIÓN E
INNOVACIÓN TECNOLÓGICA
DIRECCIÓN



Dr. David Jaramillo Viguera



SEP
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

CARTA CESIÓN DE DERECHOS

En la Ciudad de México, D.F. el día 24 del mes de julio del año 2015, el que suscribe Javier Serrano Pérez alumno del Programa de Doctorado en Tecnología Avanzada, con número de registro B120291, adscrito al Centro de Investigación e Innovación Tecnológica (CIITEC), manifiesto que es el autor intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección del Dr. Ricardo Rafael Ambríz Rojas y el Dr. David Jaramillo Vigueras y cede los derechos del trabajo titulado Comportamiento a la fatiga en uniones de aluminio 6061-T6 con tratamiento térmico posterior a la soldadura, al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y directores del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a las siguientes direcciones: ingjavi@hotmail.es; ricraf74@gmail.com. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.



Javier Serrano Pérez

Índice General

	Pág.
Índice de tablas	8
Resumen	9
Introducción	12
Justificación	16
Objetivo general	17
Hipótesis	17
1. Antecedentes	18
1.1. Generalidades	18
1.2. Características físicas, mecánicas y químicas del aluminio	18
1.3. Aleaciones de aluminio	19
1.4 Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio	21
1.4.1. Difusión en aleaciones	22
1.4.2. Ley de Fick de difusión	22
1.4.3. Efecto del tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio	23
1.4.4. Designación de tratamientos térmicos	24
1.1.5. Tratamiento de solubilización	27
1.1.7. Secuencia de precipitación de la aleación de aluminio 6061-T6	28
1.2. Fatiga	38
1.2.1 Definición de fatiga	40
1.2.2. Ciclos de esfuerzo	44
1.2.3. Fractura por fatiga	46
1.2.4. Curva de Wöhler	47

1.2.5. Crecimiento de grietas por fatiga	49
1.2.6. Daño por fatiga	51
1.2.7. Acumulación lineal de la degradación	52
1.2.8 Curvas de daño no lineal	53
1.2.9. Aspectos fundamentales de mecánica de la fractura	54
1.2.10. El factor de intensidad de esfuerzos	54
1.2.11 Caracterización de la rapidez de crecimiento de grieta	56
1.2.12 Superficie de la fractura por fatiga	56
1.2.13 Aleaciones de aluminio de la serie 6xxx y su comportamiento a la fatiga	58
2. Desarrollo Experimental	63
2.1. Materiales	63
2.1.1 Uniones soldadas mediante el proceso AEIM	63
2.2. Obtención de las muestras para caracterización mecánica	66
2.3. Tratamiento térmico postsoldadura de las uniones soldadas	67
2.4. Dimensiones de las probetas para caracterización mecánica	68
2.4.2. Ensayo de tensión	69
2.4.3. Ensayo de fatiga de alto número de ciclos	71
2.4.4. Ensayo de crecimiento de grietas por fatiga	76
2.5. Análisis de superficies de fractura	83
3. Análisis y discusión de resultados	84
3.1. Análisis químico del material base y electrodo	84
3.2. Perfil macroestructural de las uniones de aluminio 6061-T6	85
3.3. Ensayos de microdureza	91
3.4. Propiedades mecánicas a la tensión	95

3.5. Comportamiento a la fatiga	99
3.5.1 Modelo matemático para rapidez de crecimiento de grietas	100
3.5.4 Mecanismo de falla por fatiga	105
3.5.5 Curvas de Wöhler experimentales	109
3.5.6 Curva de rapidez de crecimiento de grieta por fatiga	113
3.6. Análisis de superficies de fractura	119
4. Conclusiones	127
5. Recomendaciones y trabajos futuros	130
6. Referencias	131

Índice de Figuras

Figura 1.1. Evolución esquemática de la dureza y resistencia de una aleación de aluminio de endurecimiento estructural.	26
Figura 1.2. Diagrama esquemático de fases binario de un tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial para una aleación de aluminio.	31
Figura 1.3. Secuencia del tratamiento térmico.	32
Figura 1.4. Diagrama pseudo binario Al-Mg ₂ Si.	34
Figura 1.5. Diagrama esquemático de la secuencia de precipitación en las aleaciones Al-Si-Mg [61].	36
Figura 1.6. Dispositivo de prueba a la fatiga del Boeing 757 para ensambles de ala y fuselaje [82].	40
Figura 1.7. Curvas de esfuerzo amplitud contra número de ciclos a la falla (curva de Wöhler).	41
Figura 1.8. Curvas de Wöhler para dos materiales diferentes, a) sin presencia de límite a la fatiga y b) presencia de límite a la fatiga.	42
Figura 1.9. Representación esquemática de la aplicación sinusoidal de una carga cíclica a una relación constante.	43
Figura 1.10. Formas de amplitud de carga para aplicación en fatiga.	45
Figura 1.11. Esquema de ciclos de amplitud constante en función de la relación de carga R .	46
Figura 1.12. Falla por fatiga en eje de ferrocarril [85]	46
Figura 1.13. Curva S-N o curva de Wöhler	48
Figura 1.14. Modos de fatiga: Modo I: Apertura S-N (tensión)	49
Figura 1.15. Representación esquemática de la rapidez de crecimiento de grietas por fatiga en función del rango del factor de intensidad de esfuerzos [87].	50
Figura 1.16. Esfuerzos generados en la punta de la grieta de un material elástico.	55
Figura 1.17. Curva de Wöhler para aleación de aluminio 6061-T6.	58
Figura 1.18. Curva $\sigma - \epsilon$ para metal base, metal de soldadura y ZAT [96].	60
Figura 1.19. Curva de Wöhler para uniones de aluminio 6061-T6 por AEIM [96].	60
Figura 1.20. Curva $\sigma - \epsilon$ para uniones de aluminio 6061-T6 con daño previo por fatiga [96].	61

Figura 2.1. Preparación de junta AEIM.....	65
Figura 2.2. Diagrama esquemático de probetas de a) tensión, b) fatiga y c) crecimiento de grietas por fatiga de uniones de aluminio	67
Figura 2.3. Ciclo de calentamiento y enfriamiento empleado para realizar el tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial.	68
Figura 2.4. Esquema del perfil de soldadura y malla virtual para la medición de microdureza.	69
Figura 2.5. Probetas para ensayos de tensión.	69
Figura 2.6. Probeta de fatiga con radio continuo entre los extremos	72
Figura 2.7. Dimensiones de probetas tipo CT (ASTM E647).	77
Figura 2.8. Medición de crecimiento de la grieta empleando la cámara de un boroscopio.	80
Figura 2.9. a) Sensor tipo CPD, b) instrumentación el sensor en la probeta tipo CT para medición de crecimiento de grieta por fatiga.	81
Figura 2.10. Circuito rectificador para medir el diferencial de potencial del sensor tipo CPD, durante el crecimiento de la grieta.	82
Figura 2.11. Programa en Labview® para adquisición de señal del sensor CPD	83
Figura 3.1. Perfil macroestructural de la unión soldada, a) junta tipo V, b) junta AEIM.	85
Figura 3.2. Diagrama esquemático del efecto térmico de la soldadura por fusión sobre la unión soldada de la aleación de aluminio 6061-T6 [110].	86
Figura 3.3. Representación esquemática para el cálculo del %dilución	87
Figura 3.4. Curva de endurecimiento por envejecido artificial en una aleación 6061 [110].	88
Figura 3.5. Combinación de precipitados en forma cilíndrica β' y partículas en forma de agujas finas β'' después de aplicar un ciclo térmico a 315 °C durante 10 segundos.	89
Figura 3.6. Perfil de microdureza, a) condición de soldadura [119], b) condición de soldadura con TTPS.	91
Figura 3.7. Microdureza en uniones soldadas de aluminio, a) mapa en condición inicial de soldadura, b) mapa después del tratamiento térmico posterior a la soldadura (T6).	93
Figura 3.8. Porcentaje en peso de Si y Mg en la zona de fusión.	94
Figura 3.9. Curva esfuerzo-deformación convencional para metal base, metal fundido, ZAT y uniones de aluminio con TTPS.	96
Figura 3.10. Curva esfuerzo-deformación verdadero para metal base y uniones de aluminio con TTPS.	97

Figura 3.11. Zona de fractura frágil, a) Probetas de fatiga de alto número de ciclos, b) Probetas tipo CT compactas	101
Figura 3.12. Escalones de clivaje en la zona de fractura frágil de uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS.	102
Figura 3.13. Clivajes en forma de río en la zona de fractura frágil de uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS.	103
Figura 3.14. Microhuecos en zona de fractura dúctil en uniones de aleación de aluminio con TTPS.	104
Figura 3.15. Defectos superficiales en probetas de fatiga de alto número de ciclos	106
Figura 3.16. Microgrietas en aleaciones de aluminio 6061-T6 con TTPS observadas por MEB a 1000 aumentos.	107
Figura 3.17. Zonas de fractura frágil de uniones de aluminio 6061-T6 con TTPS a 200x.	108
Figura 3.18. Configuraciones para ensayos de fatiga uniaxial, a) metal base, b) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM con TTPS, c) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM sin corona y d) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM con corona.	109
Figura 3.19. Curvas de Wöhler, a) metal base (6061-T6), b) unión soldada con TTPS, c) unión soldada sin corona, y d) unión soldada con corona.	110
Figura 3.20. Porosidad en la zona de fractura de probetas sometidas a fatiga de alto número de ciclos.	112
Figura 3.21. Probetas sometidas a fatiga de alto número de ciclos a un nivel de esfuerzo de 140 MPa, a) Probeta con múltiples defectos superficiales, b) Probeta con un defecto superficial.	113
Figura 3.22. Longitud de grieta en función del número de ciclos	114
Figura 3.23. Rapidez de crecimiento de grietas para uniones de aluminio por AEIM con TTPS.	115
Figura 3.24. Planos de crecimiento de grietas por fatiga.	117
Figura 3.25. Zona de iniciación de grieta, a) Fatiga de alto número de ciclos en probeta cilíndrica, b) Crecimiento de grietas por fatiga en probetas tipo CT.	120

Figura 3.26. a) Vista global de la probeta tipo CT fracturada, b) Magnificación del recorrido de la grieta, y c) vista general de la superficie de fractura mostrando la pre-grieta, zona de propagación y zona de falla final	122
Figura 3.27. Estrías de fatiga en la zona de soldadura de uniones de aleación de aluminio con TTPS	123
Figura 3.28. Formación de microhuecos en zona de fractura dúctil.	124
Figura 3.29. Formación de superficies libres a inclusiones en zona de fractura dúctil.	125
Figura 3.30. Fractografía por MEB que muestra fractura dúctil en la zona de fusión de uniones de aleación de aluminio con TTPS.	126

Índice de tablas

Tabla I.1. Clasificación de las aleaciones de aluminio	19
Tabla I.2. Aleaciones tratables y no tratables térmicamente por solubilización y precipitación.	20
Tabla I.3. Designación de tratamientos térmicos de aluminio [27].	24
Tabla I.4. Evolución de fases en la aleación cuasibinaria Mg – Si [54]	30
Tabla I.5. Características de precipitados en las aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si [28].	35
Tabla II.1. Composición química de los materiales empleados (% en peso).	64
Tabla II.2. Dimensiones de las probetas ensayadas a tensión.	70
Tabla II.3. Dimensiones de las probetas ensayadas a fatiga de alto número de ciclos.	72
Tabla II.4. Niveles de esfuerzo para ensayos de fatiga uniaxial de material base.	73
Tabla II.5. Niveles de carga para ensayos de fatiga de alto número de ciclos de material base.	74
Tabla II.6. Niveles de esfuerzo para ensayos de fatiga uniaxial de uniones de aluminio con TTPS.	74
Tabla II.7. Niveles de carga para ensayos de fatiga de alto número de ciclos de uniones de aluminio con TTPS.	75
Tabla II.8. Parámetros para el ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.	79
Tabla III.1. Composición química nominal y real (% en peso) de los materiales empleados.	84
Tabla III.2. Propiedades mecánicas de material base y uniones soldadas de aluminio con tratamiento térmico postsoldadura	98
Tabla III.3. Vida a la fatiga a Nf = 106 de metal base y uniones soldadas por AEIM con TTPS, uniones soldadas por AEIM sin corona y uniones soldadas por AEIM con corona	111
Tabla III.4. Exponente <i>m</i> y coeficiente <i>C</i> de la ecuación de Paris.	116
Tabla III.5. Comparación de los resultados de crecimiento de grietas por fatiga para uniones de aluminio 6061-T6 por AEIM	118

Resumen

En el presente trabajo se reportan los resultados en términos de resistencia a la fatiga y crecimiento de grietas en uniones de aluminio 6061-T6. Las uniones se llevaron a cabo por la técnica de soldadura por arco eléctrico indirecto modificado (AEIM). Estas uniones fueron sometidas a procesos de calentamiento y enfriamiento bajo condiciones controladas de temperatura y tiempo de permanencia (T6) con el fin de mejorar su resistencia y vida a la fatiga. Se observó que debido al porcentaje de dilución en la zona de fusión después del tratamiento térmico, se encontraron los elementos de aleación necesarios para favorecer el tratamiento térmico –T6 observándose un efecto de endurecimiento. Además, usando la técnica AEIM se reduce el daño microestructural en la zona afectada térmicamente (ZAT) y con el tratamiento térmico fue posible revertir el daño debido al efecto térmico durante el proceso de soldadura. Incrementar las propiedades mecánicas en la zona de fusión más la recuperación de las propiedades mecánicas en la ZAT, incrementaron la vida a la fatiga de las uniones de aluminio. El incremento de la vida a la fatiga se cuantificó en función del modelo de Basquin. En las uniones soldadas por AEIM con material de aporte sobre la corona y raíz, se generan concentradores de esfuerzos que en este caso son cambios geométricos en la sección transversal, por tanto, limitan la vida a la fatiga. Cuando se elimina la corona y la raíz, la vida a la fatiga se incrementa, sin embargo, ahora existen otros defectos superficiales que limitan la vida a la fatiga y son conocidos como porosidad. La porosidad tiene un efecto importante en la vida a la fatiga, es decir, una gran cantidad de defectos superficiales propicia el decremento de la vida a la fatiga en las uniones. Se observó que la porosidad es muy difícil de controlar, es decir, siempre existirán estos defectos debido al proceso de soldadura, sin embargo, la vida a la fatiga en uniones de aluminio con tratamiento térmico post-soldadura (TTPS) pudo mejorarse.

Para cuantificar la rapidez de crecimiento de grietas, se realizaron ensayos en probetas CT en la zona de fusión con tratamiento térmico post-soldadura y se observó que la rapidez de crecimiento de grietas en el material soldado con tratamiento térmico post-soldadura fue más lenta disminuyendo aproximadamente el 3% comparada con material base y un 49% con respecto la unión soldada sin tratamiento térmico. Esto se atribuye a que el tratamiento térmico

en placas unidas por AEIM promueve la formación de intermetálicos finos, duros y dispersos como consecuencia de la dilución de Mg y Si presentes en la zona de fusión. El análisis de las superficies de fractura reveló que probetas con múltiples defectos superficiales (poros) disminuyen sustancialmente la vida a la fatiga del material y que el espaciamiento entre estrías (1.07 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$) corresponde con el valor teórico calculado de rapidez de crecimiento de grieta (0.38 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$).

Abstract

This thesis reports the fatigue behavior and crack growth rate in 6061-T6 postwelded heat treatment joints (PWHT). Aluminum joints were performed by the modified indirect electric arc (MIEA). These joints were subjected to heating and cooling processes under controlled conditions of temperature, to obtain a precipitation hardening T6, in order to improve fatigue life. It was observed that due to the percent of dilution in weld metal after heat treatment, the tensile mechanical properties and fatigue resistance increased about 30%. Also structural damage generated by MIEA technique in the heat affected zone (HAZ) was eliminated and mechanical properties were restored due to PWHT. The increase in fatigue strength was quantified in terms of Basquin's model. In a welded joint by MIEA the filler material on the crown and root, the fatigue resistance decreases to 60% respect to base material. When filler material was removed, the fatigue strength decreases 45%. Removing the welding bead reinforcement and root in conjunction with a PWHT has an effect in terms of resistance to fatigue, causing 25% decrease in terms of fatigue life compared with fatigue life of material base.

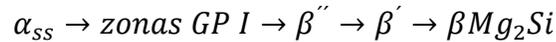
To quantify the crack growth rate, tests were performed on compact type specimens in the weld metal, and it was observed that the crack growth rate was approximately 3% lowered compared to the base material and 49% compared to the welding zone without PWHT. This was attributed to PWHT in welded joints generated by MIEA due to the formation of fine, hard and dispersed precipitates (intermetallics) due to the dilution of Mg and Si present in the welding zone. The analysis of the fracture surfaces revealed that specimens with multiple defects, i. e. porosity, substantially decrease the fatigue life and the spacing between striations (1.07 $\mu\text{m}/\text{cycle}$) measured by scanning electron microscope (SEM) corresponds to the theoretical value calculated (0.38 $\mu\text{m}/\text{cycle}$).

Introducción

Las aleaciones de aluminio se emplean en la industria automotriz y aeronáutica desde 1930. En general, la industria aeronáutica depende en gran medida de las aleaciones de aluminio de la serie 2xxx, 6xxx y 7xxx [1]. Sin embargo, otras aleaciones de aluminio también son utilizadas en trenes, puentes, estructuras marítimas y barcos de alta velocidad, debido a sus propiedades mecánicas y físicas que se reflejan en una alta relación resistencia-peso [2]. En los últimos años, las aleaciones de la serie 6xxx (Al-Si-Mg) se han convertido en un material de interés para aplicaciones en el fuselaje de aviones en el caso de la industria aeronáutica y partes de carrocería, partes de chasis y parachoques en el caso de la industria automotriz, debido a su buena resistencia, conformabilidad y alta resistencia a la corrosión [3]. En la industria automotriz la mayor parte de las aplicaciones requieren procesos de unión convencionales como el remachado. Las principales desventajas del remachado son: i) peso extra en la estructura, ii) concentración de esfuerzos, iii) corrosión y iv) grietas debido a las vibraciones mecánicas. Además, consume tiempo y mano de obra, lo que vuelve a este proceso una tarea compleja. Por lo tanto, la soldadura convencional tomó el lugar de estos procesos disminuyendo el peso de los vehículos y aumentando su eficiencia de combustible, que se observa en la disminución de emisiones contaminantes [4].

Es por eso que las aleaciones de aluminio (Al-Si-Mg) son utilizadas en diferentes campos de la Industria. El Mg es uno de los elementos que constituyen a la aleación y se encuentra en cantidades de 0.8 al 1.2 % en peso. El Si es otro elemento aleante y se encuentra en cantidades del 0.4 al 0.8 % en peso. Al combinarse el Si y Mg dentro de la matriz de aluminio se genera un compuesto intermetálico conocido como siliciuro de magnesio (Mg_2Si). Las partículas de Mg_2Si proporcionan a la aleación la propiedad de ser tratables térmicamente ya que al ser finas, dispersas y existentes en gran cantidad, impiden el movimiento de las dislocaciones proporcionándole a la aleación una considerable resistencia mecánica, comparada incluso con la de algunos aceros. La aleación 6061-T6 posee una densidad de 2700 kg m^{-3} , resistencia a la tensión de 310 MPa, fluencia mínima de 276 MPa, módulo de Young de 68.9 GPa, porcentaje de alargamiento del 12% y una dureza Vickers de 107 [5].

El endurecimiento de este tipo de aleaciones se debe a un fenómeno complejo de precipitación, el cual ha sido estudiado por G. A. Edwards [6], el cual involucra la formación de dos fases metaestables, de acuerdo con la siguiente secuencia:



Primeramente, se lleva a solución sólida donde se disuelven los elementos aleantes a una alta temperatura. Para conservar esa solución sólida homogénea se enfría rápidamente, obteniendo una solución sólida sobresaturada. Posteriormente, se inicia la difusión a baja temperatura que da lugar a la formación de las zonas de Guinier-Preston (GP) y precipitados de la fase β' , finalmente, el proceso termina cuando se forma la fase estable de equilibrio β , la cual tiene una composición Mg_2Si .

La soldadura de aleaciones de aluminio presenta algunas dificultades debido a la capa de óxido que se genera en la superficie, su alta conductividad térmica, el alto coeficiente de expansión térmica, contracción durante la solidificación, la alta solubilidad de hidrógeno en estado líquido, agrietamiento por licuación y reblandecimiento o degradación de las propiedades mecánicas en la zona afectada térmicamente (ZAT) [7, 8]. El reblandecimiento es uno de los principales problemas de las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx [8-13], además del agrietamiento en caliente, resultado del efecto combinado de la concentración térmica característica de cualquier proceso de soldadura que involucra calentamiento localizado y enfriamiento rápido. Estas grietas se pueden presentar en la etapa final de la solidificación de la piletta líquida en el metal de soldadura, denominándose grietas de solidificación, o pueden ocurrir en la ZAT, y se denominan grietas de licuación, ya que se produce por licuación de fases segregadas en borde de grano muy próximas a la línea de fusión [14].

Los procesos de unión más utilizados son la soldadura de arco eléctrico con electrodo de tungsteno y gas de protección (GTAW por sus siglas en inglés) y la soldadura de arco eléctrico con material de aporte y gas de protección (GMAW por sus siglas en inglés). Durante el proceso de arco eléctrico convencional, el calor producido por el proceso de fusión puede ser suficiente para fundir fases de bajo punto de fusión, lo que puede provocar agrietamiento en caliente en la zona de fusión o en la ZAT [15-17]. Los procesos de arco eléctrico deterioran las

propiedades mecánicas de las uniones soldadas debido a las altas temperaturas que se alcanzan durante el proceso de fusión [18].

Además de los problemas que se presentan debido al efecto térmico del proceso de soldadura, existen otros fenómenos a los que son expuestos los materiales. Uno de ellos es el fenómeno de fatiga.

La fatiga es un proceso de degeneración de un material sometido a cargas cíclicas a las que se les aplica valores de esfuerzo por debajo de aquellos que serían capaces de provocar su fractura mediante la aplicación de esfuerzo cuasiestático. Durante dicho proceso se genera un daño que provoca una grieta, la cual si se dan las condiciones adecuadas crecerá hasta producir la fractura de la pieza al aplicar un número de ciclos de carga. El número de ciclos necesarios dependerá de varios factores, tales como: la carga aplicada, presencia de entallas o defectos superficiales.

El mecanismo de propagación de grietas por fatiga tiene su origen en la superficie cerca de los granos más favorablemente orientados. Conforme el número de ciclos de carga aplicados se incrementa, se generan intrusiones y extrusiones que generan microgrietas. Después, las microgrietas continúan propagándose perpendicularmente con el eje de la carga aplicado hasta que ocurre una fractura súbita en el material.

Se ha observado que en más del 90%, las fallas de elementos estructurales son ocasionadas por el fenómeno de fatiga [19]. El estudio convencional de la fatiga se realiza asumiendo un esfuerzo de amplitud constante aplicado sobre el material. Sin embargo, en gran variedad de condiciones de servicio, los componentes están sometidos a historiales de esfuerzo en donde las cargas no poseen una amplitud constante, es decir, el daño progresivo del material se produce a diferente nivel de esfuerzo, el cual produce un daño sobre el mismo. El deterioro de los materiales bajo estas condiciones es conocido como daño acumulado por fatiga.

El problema de la predicción de la vida de los componentes en servicio sometidos a condiciones de daño acumulado, motivó el estudio de este fenómeno y de los mecanismos que este mismo implica. Fue entonces cuando en 1945 Miner [20] basado en el concepto de daño acumulativo lineal de Palmgren [21, 22], postuló el primer modelo matemático respecto al daño acumulado lineal (LDR). Luego de Miner se han formulado más de 50 modelos para

abordar este problema. Algunos de ellos con una base netamente fenomenológica, otros desarrollados tanto analítica como semi-analíticamente y varios de ellos con formulaciones matemáticas no-lineales. Lo cierto es que sin importar su fundamento los modelos formulados hasta ahora, presentan soluciones al problema de daño acumulado bajo condiciones sumamente específicas, y ninguno de ellos ha podido mejorar la simplicidad y aplicabilidad del modelo propuesto por Miner en 1945. Razón por la cual a pesar de la conocida inexactitud bajo gran variedad de condiciones de la LDR, la misma sigue siendo aún el modelo matemático más utilizado a nivel industrial para la predicción de la vida de componentes sometidos a condiciones de daño acumulado por fatiga.

Bajo este contexto el presente trabajo de tesis doctoral plantea como objetivo principal la recuperación en las propiedades mecánicas de uniones de aluminio 6061-T6 por medio de un tratamiento térmico post-soldadura (TTPS).

Justificación

Existen elementos estructurales y mecánicos utilizados en Ingeniería como estructuras, chasis de autos, componentes aéreos, estructuras marinas, válvulas, etc., son fabricados con la aleación de aluminio 6061-T6.

Para la fabricación de dichos elementos se requieren procesos de unión, uno de ellos es la soldadura. La soldadura es un proceso metalúrgico que requiere el entendimiento del comportamiento del material durante su producción ya que la mayoría de los procesos de soldadura, al igual que en la fundición de metales, requieren de altas temperaturas para hacer posible la unión de los materiales involucrados.

En la aleación de aluminio 6061-T6 se presenta una degradación en las propiedades mecánicas debido al efecto térmico del proceso de soldadura. Además, la alta solubilidad del hidrógeno en el aluminio líquido que cuando ocurre el proceso de solidificación queda atrapado, generando porosidad en el material.

También se sabe que es posible reducir el efecto térmico ya que con la técnica AEIM [23] al utilizar un solo paso de soldadura reduce el efecto en la microestructura final. Para este caso la aleación a unir se encuentra en un estado de solubilización y envejecido artificial (-T6) pero cuando alcanza temperaturas muy elevadas se obtiene un sobre-envejecido en la aleación, lo cual disminuye las propiedades mecánicas. Sin embargo, el tratamiento térmico T6 es un proceso reversible, por lo tanto, se puede considerar como alternativa para mejorar las propiedades mecánicas de las uniones de aluminio soldadas con un tratamiento térmico post-soldadura.

Una mejora en las propiedades mecánicas de uniones de aluminio soldadas se aprecia en un incremento en la resistencia a la fatiga para elementos estructurales que son sometidos a cargas cíclicas. Al incrementar la resistencia a la fatiga se retarda la aparición de grietas por fatiga. Por lo anterior surge la necesidad de hacer uniones soldadas que permitan aumentar la resistencia a la fatiga y retardar el crecimiento de grietas por fatiga en aleaciones de este tipo con la implementación de la técnica AEIM y un tratamiento térmico post-soldadura.

Objetivo general

Evaluar la resistencia a la fatiga y crecimiento de grietas bajo la aplicación de una carga cíclica (fatiga uniaxial) en una unión soldada de aluminio 6061-T6 por medio del proceso de soldadura AEIM con tratamiento térmico post-soldadura.

Hipótesis

Es posible modificar la microestructura de una unión de aluminio 6061-T6 por medio del tratamiento térmico, debido a que los elementos presentes en el electrodo ER4043 (material de aporte), Al y Si se diluyen con el material base. Con lo anterior, es posible la generación de intermetálicos de Si y Mg mediante la técnica AEIM y obtener un incremento en la resistencia mecánica con un TTPS.

1. Antecedentes

1.1. Generalidades

El aluminio es un elemento químico, de símbolo Al y número atómico 13. Se trata de un metal no ferromagnético. Como metal se extrae únicamente del mineral conocido con el nombre de bauxita, por transformación primero en alúmina mediante el proceso Bayer y a continuación en aluminio metálico mediante electrólisis. Este metal posee una combinación de propiedades que lo hacen muy útil en Ingeniería de materiales, tales como su baja densidad (2700 kg m^{-3}) y su alta resistencia a la corrosión. Mediante aleaciones adecuadas se puede aumentar su resistencia a la tensión por encima de los 600 MPa. Es buen conductor de la electricidad y del calor y se mecaniza con facilidad. Por ello, desde mediados del siglo XX es el metal que más se utiliza después del acero.

1.2. Características físicas, mecánicas y químicas del aluminio

Se trata de un metal ligero, con un módulo de elasticidad de 68.9 GPa y con un bajo punto de fusión ($660 \text{ }^\circ\text{C}$). Su color es blanco y refleja bien la radiación electromagnética del espectro visible y el térmico. Es buen conductor eléctrico (entre 35 y $38 \text{ m } \Omega^{-1} \text{ mm}^{-2}$) y térmico (80 a $230 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$).

Es un material blando y maleable. En estado puro tiene un límite de resistencia a la tensión de 40-50 MPa. Todo ello lo hace adecuado para la fabricación de cables eléctricos y láminas delgadas, pero no como elemento estructural. Para mejorar estas propiedades se alea con otros metales, lo que permite realizar sobre él operaciones de fundición y forja, así como la extrusión del material.

La capa de valencia del aluminio está poblada por tres electrones, por lo que su estado normal de oxidación es III y su estructura cristalina es cúbica centrada en las caras. Reacciona con el oxígeno de la atmósfera formando con rapidez una fina capa gris mate de alúmina (Al_2O_3), que recubre al material, aislándolo de ulteriores corrosiones.

1.3. Aleaciones de aluminio

El Aluminio es un metal no ferroso de gran importancia, dada su combinación poco usual de ligereza y resistencia por lo que tiene muchos usos en los que otros metales no son adecuados. Considerado sobre la base de peso por peso, el aluminio tiene el doble de conductividad del Cu y tiene también una alta ductilidad a temperaturas elevadas. El aluminio esta aleado, por lo general con otros metales como Cu, Mg, Zn, Si, Cr y Mn, lo que aumenta su utilidad y aplicabilidad. Las aleaciones de aluminio se desarrollaron a partir de la Segunda Guerra Mundial, siendo actualmente las aleaciones 2024, 6061 y 7075 las de mayor aplicación en la industria automotriz y aeronáutica [24].

La clasificación de las aleaciones de aluminio según la ANSI [25] y la ASM [26] se clasifican en aleaciones de aluminio de colada y de forja. Estas aleaciones se dividen en aleaciones no tratables y tratables térmicamente, tal como se indica en la Tabla I.1. Cada serie consta de cuatro dígitos, el primero indica el grupo de la aleación, el segundo el cambio de la aleación original o límite de impurezas, el cero hace referencia a la aleación original y los enteros del uno al nueve las modificaciones de la aleación. A partir de la serie 2xxx a la 8xxx, los dos últimos dígitos son las diferentes aleaciones de aluminio en cada grupo.

Tabla I.1. Clasificación de las aleaciones de aluminio

<i>Serie</i>	<i>Designación</i>	<i>Aleante</i>	<i>Principales compuestos de Aleación</i>
Serie 1000	1xxx	99% al menos de aluminio	Aluminio
Serie 2000	2xxx	Cobre (Cu)	Al ₂ Cu- Al ₂ CuMg
Serie 3000	3xxx	Manganeso (Mn)	Al ₆ Mn
Serie 4000	4xxx	Silicio (Si)	-
Serie 5000	5xxx	Magnesio (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Serie 6000	6xxx	Magnesio (Mg) y	Mg ₂ Si

		Silicio (Si)	
Serie 7000	7xxx	Zinc (Zn) y Magnesio (Mg)	MgZn ₂
Serie 8000	8xxx	Otros elementos	-

El endurecimiento del aluminio se obtiene a partir de la adición de otros elementos, modificando un poco la microestructura. Se distinguen principalmente al endurecimiento de la solución sólida y al endurecimiento estructural (por precipitación) (Tabla I.2).

Para las series 1xxx, 3xxx (Al-Mn) y 5xxx (Al-Mg) el modo principal de endurecimiento es el endurecimiento por solución sólida. Los átomos de soluto (elemento de adición) puede ser en sustitución o en inserción de la matriz (red cristalina de solvente, aluminio), dependiendo de si se llevan a cabo en los nodos de red o en los sitios entre los átomos de la red, llamados intersticios. Los átomos en solución sólida que están en posición de inserción o de sustitución, crean distorsiones que generan concentración de esfuerzos debido a la diferencia del tamaño de los átomos de soluto y los átomos de solvente. Existe un campo de esfuerzos que está asociado a las dislocaciones; los átomos de soluto se oponen al movimiento de dislocaciones y por consecuencia, la fuerza necesaria para que las dislocaciones se desplacen aumenta.

Tabla I.2. Aleaciones tratables y no tratables térmicamente por solubilización y precipitación.

Clasificación	Designación	Tipo de Tratamiento	Aplicaciones
1xxx	Al	No tratable por T6	Componentes eléctricos
2xxx	Al-Cu	T6	Estructuras aeronáuticas
3xxx	Al-Mn	No tratable por T6	Recipientes a presión
4xxx	Al-Si	No tratable por T6	Material de aporte en soldadura
5xxx	Al-Mg	No tratable por T6	Material de aporte en soldadura

6xxx	Al-Si-Mg	T6	Estructuras de media resistencia
7xxx	Al-Zn-Mg	T6	Estructuras aeronáuticas y aeroespaciales

Por otra parte, para las series 2xxx (Al-Cu), 4xxx (Al-Si), 6xxx (Al-Si-Mg) y 7xxx (Al-Zn-Mg) y 8xxx (otros tipos de elementos aleantes), el endurecimiento predominante es conocido como endurecimiento por precipitación. Este se obtiene por tratamientos térmicos y consiste en poner en solución todo el soluto y el solvente. El endurecimiento por precipitación se basa en cambios en la solubilidad sólida con la temperatura para producir partículas finas de una que impiden el movimiento de las dislocaciones

1.4 Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio

Los principios que gobiernan los tratamientos térmicos para metales y aleaciones son aplicables para metales ferrosos y no ferrosos. De cualquier forma en la práctica hay suficientes diferencias que hacen conveniente enfatizar como casos por separado las particularidades de cada aleación para la respuesta del tratamiento térmico.

Un tratamiento térmico, en su mejor sentido, se refiere a cualquier operación de calentamiento y enfriamiento, los cuales se han impartido ante la necesidad de cambiar las propiedades mecánicas, microestructura o esfuerzos residuales de un producto metálico. Cuando el término es aplicado a aleaciones de aluminio su uso es frecuentemente restringido a aplicaciones específicas empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de aleaciones que son trabajadas y fundidas endurecibles por precipitación. Estas usualmente son referidas como aleaciones tratables térmicamente para distinguir a aquellas aleaciones a las que se les puede dar un incremento significativo en la resistencia por calentamiento o enfriamiento.

Examinando los tratamientos térmicos usados en aleaciones no ferrosas se encuentra una amplia variedad de procesos utilizados. Por ejemplo, el recocido después de un trabajo en frío, es un tratamiento térmico muy importante para aleaciones no ferrosas ya que ayuda al proceso de precipitación. También, es importante el proceso de difusión ya que es el mecanismo por el cual se acelera el movimiento de las vacancias al incrementarse la temperatura.

1.4.1. Difusión en aleaciones

Cuando dos metales o aleaciones se ponen en contacto, las vacancias comienzan a migrar a través del contacto con la interfaz y se da el fenómeno de difusión. Tiene que haber cierta solubilidad entre un metal y otro, de tal modo que, cuando la cantidad de un metal fundido en el otro sobrepasa el límite máximo de solubilidad comienza a darse la precipitación de una segunda fase.

1.4.2. Ley de Fick de difusión

La relación matemática que conecta la concentración de la difusión de especies (concentración de sustancia o temperatura) con la distancia es la ley de Fick, la cual es una ecuación fenomenológica que enlaza los datos de difusión. La primera ley de Fick establece que el flujo de difusión (J , en $\text{mol cm}^{-2} \text{ s}^{-1}$) que atraviesa una superficie es directamente proporcional al gradiente de concentración.

La rapidez de difusión por unidad de área de sección transversal en una dirección determinada es proporcional al cambio de la concentración del soluto en esa dirección. La ecuación para esta ley es:

$$\frac{\Delta m}{\Delta t} = -DA \frac{\Delta C}{\Delta x} \quad \text{Ec. 1.1}$$

donde $\Delta m / \Delta t$ es la masa del soluto que difunde a lo largo de esa dirección por unidad de tiempo, A es el área de la sección transversal, C es la concentración del soluto (que se supone constante sobre cualquier sección transversal del tubo), D es el coeficiente de difusión, y $\Delta C / \Delta x$ se denomina gradiente de concentración.

Al introducir la variable de temperatura como dependiente de la velocidad de difusión se encuentra un comportamiento de forma exponencial, el cual está dado por:

$$D = D_0 e^{\frac{-B}{T}} \quad \text{Ec. 1.2}$$

donde D_0 y B son constantes y T es la temperatura absoluta. La ecuación anterior puede reescribirse de la siguiente manera:

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{RT}} \quad \text{Ec. 1.3}$$

donde R es la constante de los gases ideales y Q es la energía de activación para el proceso de difusión. Q refleja la energía requerida para mover una vacancia sobre una barrera de un sitio de la red a otro. La barrera está asociada de tal forma que los átomos deben vibrar con suficiente amplitud para romper la barrera vecina más cercana con el objetivo de moverse a nuevas posiciones atómicas.

1.4.3. Efecto del tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio

Cuando se aplica un tratamiento térmico a aleaciones de aluminio [27], se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de forja o de colada endurecibles por precipitación. La solubilización de las segundas fases, capaces de precipitar durante el envejecimiento [28], no es el único cambio microestructural que tiene lugar en las aleaciones de fundición al ser tratadas térmicamente. Diferentes trabajos indican que tanto las agujas de fase β en una aleación de la serie 6xxx [29, 30], como distintos tipos de silicio eutéctico [31], pueden sufrir modificaciones durante el tratamiento térmico. La morfología de los compuestos intermetálicos y del silicio eutéctico cambia cuando la aleación se trata a altas temperaturas y durante largos periodos de tiempo, por una serie de mecanismos, siendo el más aceptado el de fragmentación y redondeo de la agujas de silicio.

El tratamiento térmico utilizado para incrementar la resistencia en las aleaciones de aluminio consiste en tres pasos:

- Tratamiento de solubilización: disolución de los elementos solubles.
- Enfriamiento rápido: obtención de una solución sólida sobresaturada.
- Endurecimiento por envejecimiento: precipitación de fases metaestables a partir de la solución sobresaturada a temperatura ambiente (envejecido natural) o a temperaturas superiores a la ambiente (envejecimiento artificial o tratamiento de precipitación).

1.4.4. Designación de tratamientos térmicos

En este apartado se analiza el efecto que algunos tratamientos térmicos tienen sobre las aleaciones de aluminio convencionales y sobre las aleaciones de aluminio conformadas por colada.

En la Tabla I.3 aparecen las designaciones que se utilizan en los tratamientos de las aleaciones de aluminio.

Tabla I.3. Designacion de tratamientos térmicos de aluminio [27].

Designación del tratamiento térmico	Descripción
F	Operación de fabricación
W	Tratamiento de solubilización
O	Recocido
H	Endurecimiento por deformación (sólo para productos de forjado)
H1	Solamente endurecido por deformación.
H2	Endurecimiento por deformación y recocido parcialmente.
H3	Endurecimiento por deformación y estabilizado.
T	Tratado térmicamente
T1	Enfriamiento desde una temperatura elevada, provocando un proceso de envejecimiento
T2	Enfriado desde una alta temperatura durante el proceso de conformado, trabajado en frío y envejecido naturalmente.
T3	Tratamiento de puesta en solución, trabajo en frío

T4	Tratamiento de puesta en solución, envejecimiento natural
T5	Enfriamiento desde una temperatura elevada en el proceso de conformado y envejecimiento artificial (tratamiento térmico de precipitación)
T6	Tratamiento térmico de solución y envejecido artificialmente
T7	Tratamiento térmico de solución y envejecido artificialmente
T8	Puesta en solución, trabajo en frío, envejecimiento artificial
T9	Puesta en solución, envejecimiento artificial, trabajo en frío
T10	Enfriamiento desde una temperatura elevada, envejecimiento artificial, trabajo en frío
<p><i>Originalmente, esta tabla fue desarrollada por The Aluminium Association, pero el sistema de designación tiene la aprobación de la American Standard Association</i></p>	

Cuando ciertas aleaciones de aluminio se mantienen a temperaturas inferiores a 250 °C, después del enfriamiento desde altas temperaturas (350 °C o más), aumenta su resistencia mecánica [32] (Figura 1.1). El descubrimiento del endurecimiento estructural por envejecimiento, en 1906, condujo al desarrollo de la primera aleación industrial, el Duraluminio, en 1916. Desde entonces, las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación han adquirido una importancia práctica considerable, gracias a las mejoras continuas en sus características físicas y mecánicas específicas, y capacidad para la conformación (moldeo o colada continua o semicontinua), forja en caliente o en frío, etc. [33].

Este fenómeno de endurecimiento estructural no es específico de las aleaciones de aluminio, sino que se da también en aleaciones base cobre, magnesio, plomo o las aleaciones base cobalto o níquel [34, 35].

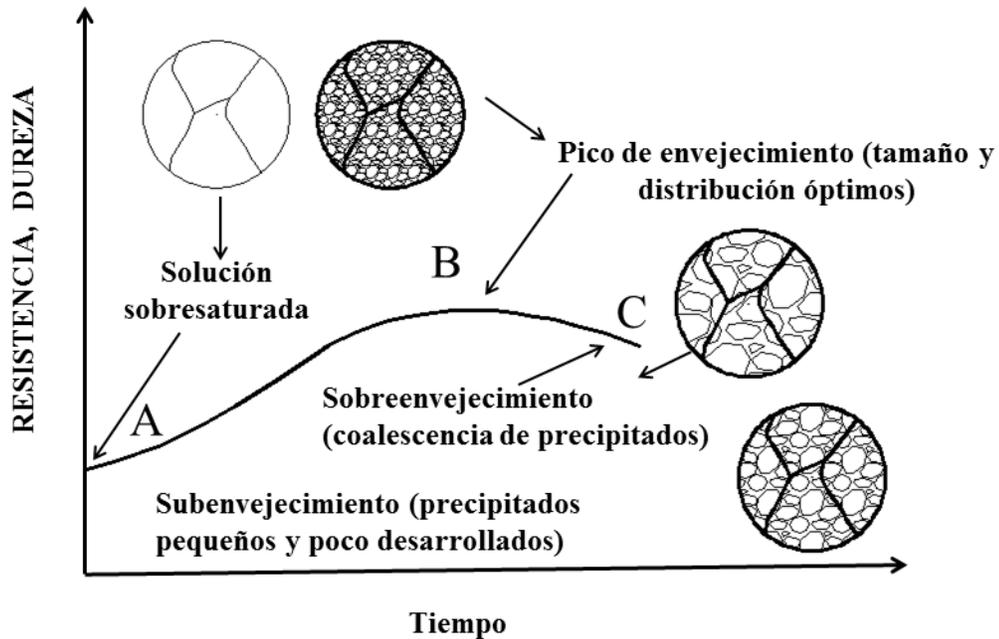


Figura 1.1. Evolución esquemática de la dureza y resistencia de una aleación de aluminio de endurecimiento estructural.

Desde un punto de vista teórico, la primera aproximación al mecanismo de envejecimiento de aleaciones templadas fue propuesta en 1919, que explicaba el endurecimiento por la precipitación de una nueva fase a baja temperatura a partir de una solución sólida sobresaturada.

En 1938, Guinier y Preston, en base a trabajos de difracción de rayos X [36], presentaron el primer modelo estructural, explicando las primeras etapas de la descomposición de la solución sólida, en aleaciones aluminio-cobre y aluminio-plata, donde se forman agrupaciones planares de átomos de la misma naturaleza, llamadas zonas de Guinier-Preston o zonas GP.

Se han hecho investigaciones sobre el endurecimiento por envejecimiento donde se estudian las interacciones entre dislocaciones y precipitados, así como los mecanismos de precipitación [37, 38].

1.1.5. Tratamiento de solubilización

La reacción de endurecimiento por precipitación se produce a partir de una solución sólida. El proceso por el cual esto se lleva a cabo se denomina tratamiento de solubilización y su objetivo es llevar a solución las cantidades máximas disponibles de los elementos aleantes que permiten incrementar la dureza de dicha aleación. El proceso consiste en calentar a la aleación a una temperatura suficientemente alta y por un tiempo determinado para establecer una homogeneidad a la solución sólida.

La temperatura nominal de un tratamiento de solubilizado está determinada por los límites de composición de la aleación y una variación permitida de temperatura no intencional. Aunque los intervalos normalmente listados permiten variaciones de ± 6 °C de la temperatura nominal, algunas aleaciones altamente aleadas de dureza controlada o de alta resistencia, requieren que la temperatura sea controlada dentro de los límites más estrictos.

El tiempo requerido a la temperatura del tratamiento de solubilizado para un grado satisfactorio de solución de los elementos no disueltos, o de los constituyentes de la fase precipitada para lograr una buena homogeneidad es función de la microestructura previa al tratamiento térmico. Este tiempo puede variar desde menos de un minuto para láminas de aluminio delgadas hasta por 20 horas para fundiciones en grandes moldes de arena o yeso.

1.1.6. Enfriamiento rápido

El enfriamiento rápido es en ocasiones el paso de operación más crítico. El objetivo del enfriamiento es preservar la solución sólida formada a la temperatura del tratamiento de solubilización a través de una rápida caída de temperatura que es usualmente la temperatura ambiente. Esto no solo aplica a átomos de soluto retenidos, sino también a un cierto número mínimo de sitio vacantes en la red que ayudan a promover la difusión a baja temperatura requerida para la formación de zonas y precipitados. Los átomos que precipitan en cualquier borde de grano, dispersos u otras partículas que migran tal como las vacancias con extrema rapidez a regiones desordenadas se pierden y no ayudan al reforzamiento de la aleación.

En algunos casos, para evitar aquellos tipos de precipitados que son perjudiciales para las propiedades mecánicas o la resistencia a la corrosión, la solución sólida formada durante el

tratamiento de solubilizado debe de ser enfriada muy rápidamente (sin interrupción) para producir una solución sólida sobresaturada a temperatura ambiente, que es la condición óptima para el endurecimiento por precipitación.

Después de un tratamiento de solubilización y de un enfriamiento rápido, el endurecimiento se realiza a temperatura ambiente (envejecido natural) o con un tratamiento térmico de precipitación (envejecido artificial) el cual tiene un intervalo usualmente de los 100 °C a 200 °C. Las temperaturas y tiempos de envejecimiento artificial son generalmente menos críticos que en la operación de solubilizado y dependen de cada aleación en particular.

En algunas aleaciones se presenta precipitación suficiente en pocos días a temperatura ambiente para permitir productos estables con propiedades que son adecuadas para varias aplicaciones. Estas aleaciones a veces son tratadas térmicamente por precipitación para proveer un incremento en la resistencia y dureza. A otras aleaciones con baja reacción de precipitación a temperatura ambiente se les proporciona siempre un tratamiento térmico de precipitación antes de usarse.

En algunas aleaciones el trabajo en frío de materiales solubilizados y enfriados rápidamente hasta la temperatura ambiente incrementa ampliamente su respuesta a tratamientos térmicos de precipitación posteriores. Se ha tomado ventaja de este fenómeno laminando o extruyendo para producir mejores propiedades mecánicas.

1.1.7. Secuencia de precipitación de la aleación de aluminio 6061-T6

Las aleaciones de Al-Mg-Si son un grupo importante de aleaciones, ampliamente usadas tanto en fundición como en trabajado en frío. Las aleaciones son envejecidas y tratadas térmicamente rutinariamente en la condición T6 para obtener una resistencia adecuada.

La respuesta al tratamiento de envejecido de las aleaciones es muy significativa, por lo tanto, el control de la precipitación durante un tratamiento térmico es crítico para lograr un resultado óptimo en la aleación.

En el siguiente estudio [39] se propone que la secuencia de precipitación es:

Aglomeraciones de átomos de Si \rightarrow zonas GP – I \rightarrow zonas GP – II/ β'' \rightarrow β' \rightarrow $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$

La aglomeración de átomos disueltos de Si es propuesta para explicar las observaciones indirectas de una reacción de precipitación que ocurre inicialmente en la secuencia de envejecimiento. La reacción libera calor que puede ser detectado con técnicas de análisis térmico produciendo picos exotérmicos en temperaturas del orden de 20 °C y 120 °C. Esto también cambia la resistencia eléctrica de las aleaciones y, por lo tanto, puede detectarse usando medidores de resistividad. Se observa un incremento en la resistencia en un intervalo de temperatura similar a la del pico exotérmico.

Dutta y Allen [40] propusieron que los efectos observados son el resultado de la aglomeración de átomos de Si. De cualquier forma, esto varía con respecto a las observaciones para aleaciones de Al- Si, en las cuales ni el pico exotérmico ni el incremento en la resistividad fue observado. Es más aceptable que átomos de Mg se muevan a aglomeraciones de Si que se forman inmediatamente después del enfriamiento, produciendo los efectos térmico y de resistencia observados. En aleaciones de Al- Si se piensa que los átomos de Si van acompañados de vacancias y son condensados durante e inmediatamente después del enfriamiento y es probable que el proceso también ocurra en aleaciones Al-Si-Mg. Gupta y Lloyd [41] encontraron que el pico exotérmico puede consistir de dos picos superpuestos, indicando la posible presencia de una segunda reacción de precipitación.

Existen también dudas con respecto a los precipitados que se forman en la siguiente etapa de precipitación. Smith [42] y Cordier Gruhl [43] reportaron que los precipitados son de forma esférica, de cualquier forma Dutta y Allen [40] designaron las zonas de GP – I de precipitación, sin embargo, no se ha obtenido evidencia concerniente a la estructura cristalina de estos precipitados. La composición de estas aglomeraciones iniciales y precipitados es desconocida.

Los precipitados β'' han sido tema de mucho interés. Los precipitados que tienen forma de aguja y se alinean a lo largo de la dirección $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$, primero fueron descubiertos por análisis de Rayos X y subsecuentemente observados por microscopía electrónica de transmisión (MET) [42-51]. Varían entre 200 y 1000 Å de largo y son de ~ 60 Å de diámetro [44]. Forman líneas paralelas a la dirección $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ en patrones de difracción obtenidos con el haz paralelo

a $\langle 100 \rangle_{Al}$ [44]. Este precipitado es predominante en aleaciones endurecidas al máximo [49-51].

Varias estructuras cristalinas han sido propuestas para el precipitado β'' ; monoclinica con $a = c = 6.16 \text{ \AA}$, $b = 7.1 \text{ \AA}$ y $\beta = 82^\circ$ [52]; monoclinica con $a = 3.0 \text{ \AA}$, $b = 3.3 \text{ \AA}$ y $c = 4.05 \text{ \AA}$ [9].

Los precipitados β' se forman después de los precipitados β'' en la secuencia de precipitación. Tienen forma cilíndrica y se alinean a lo largo de $\{100\}_{Al}$ [53].

Esto se comprobó subsecuentemente por microscopía electrónica de transmisión de alta resolución y microdifracción de Rayos X [54-56]. Se ha intentado obtener la composición de esta fase también, aunque los resultados no son concluyentes.

Lynch y coautores [53], usando espectrometría por dispersión de energías de rayos X (EDS), determinaron que la proporción atómica de Mg: Si era mucho menos que 2:1 y posiblemente tan bajo como 0.44. Matsuda [55] usó EDS para obtener la proporción de Mg: Si de 1.68.

La fase Mg_2Si se forma como plaquetas, permaneciendo en los planos $\{100\}_{Al}$ [11]. La estructura ha sido bien caracterizada como la estructura antifluorita c.c.c con $a = 6.39 \text{ \AA}$.

La Tabla I.4 muestra la secuencia de transformación de precipitación.

Tabla I.4. Evolución de fases en la aleación cuasibinaria **Mg – Si** [54]

Secuencia de transformación de precipitación	Tipo de estructura cristalina	Tamaño (nm)	Composición
Aglomeración de Si y un poco de Mg	desconocida	desconocido	Si(Mg)
Aglomeración conteniendo Si y Mg	desconocida	desconocido	Mg/ Si < 1
Zonas GP – I	desconocida	~1-3	Mg/ Si ~ 1

esféricas coherentes

Zona GP – II			
semicoherentes (β'' agujas)	monoclínica	$\sim 4 \times 4 \times 50$	$Mg/Si \leq 1$
Barras β'	hexagonal	$\sim 20 \times 20 \times 500$	$Mg/Si \sim 1.7$
Placas $\beta - Mg_2Si$	cúbica	micrones	$Mg/Si = 2$

La fase β' es observada en aleaciones con exceso de Si en la relación de Al – Mg_2Si .

Para el entendimiento del efecto térmico de esta aleación binaria, se utiliza un diagrama de equilibrio como el de la Figura 1.2. Para que la aleación sea apta para el endurecimiento por precipitación, es necesario que el elemento de aleación en la matriz de aluminio, presente solubilidad en estado sólido creciente con la temperatura. En la Figura 1.3 se representa la secuencia del tratamiento térmico para una aleación de aluminio.

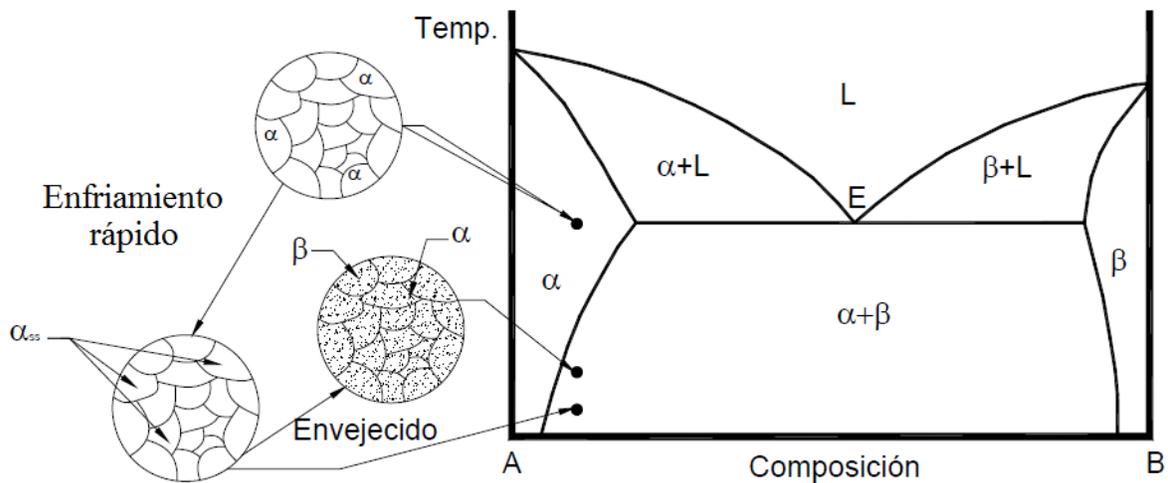


Figura 1.2. Diagrama esquemático de fases binario de un tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial para una aleación de aluminio.

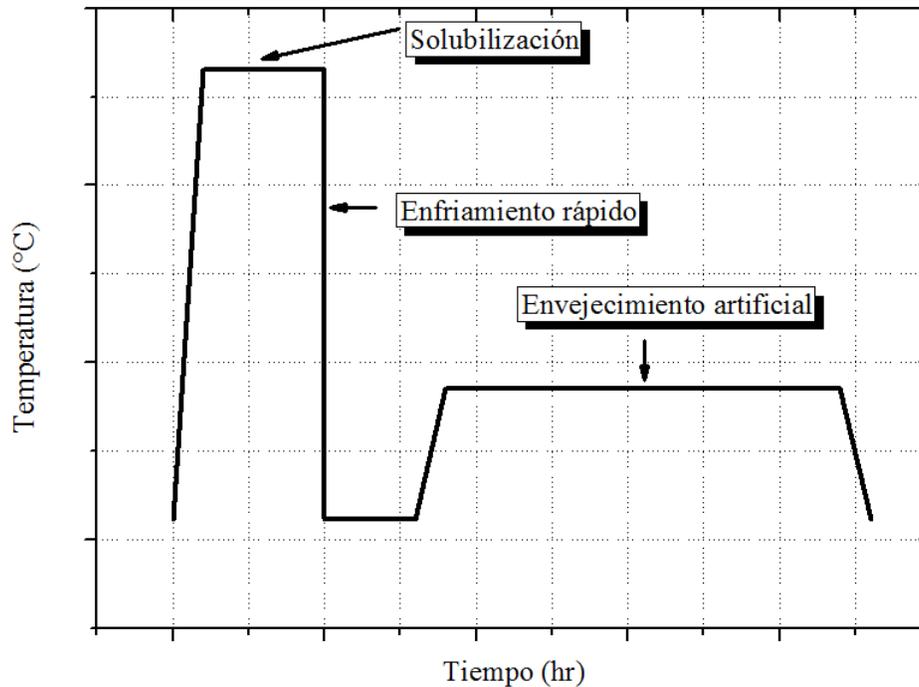


Figura 1.3. Secuencia del tratamiento térmico.

Si la aleación se enfría lentamente desde la temperatura de solución (T_s) hasta una temperatura ambiente (T_a), la solución sólida α tiende a precipitar partículas de intermetálico Mg_2Si , pero no contribuye al endurecimiento de la aleación por lo grueso del precipitado (del orden de 1000 nm) y por la escasa cantidad de precipitados por unidad de volumen.

Si la aleación se enfría rápidamente hasta una temperatura T_a después de la puesta en solución, se obtiene una solución sólida sobresaturada de soluto, con los átomos de soluto colocados de manera aleatoria en los vértices de la red cúbica de caras centradas del aluminio, formando una solución sólida sustitucional. Después de la puesta en solución a 530 °C el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada.

Durante la etapa de envejecimiento natural, la aleación endurece progresiva y espontáneamente y la solución sólida se descompone para dar lugar a la formación de pequeñas zonas o agrupaciones de átomos de soluto (zonas de Guinier- Preston o zonas GP). Estas agrupaciones están siempre situadas en los vértices de la red de aluminio, y están constituidas por pequeñas porciones de planos cristalográficos de la red de aluminio enriquecidas en átomos de soluto.

Estas zonas GP introducen distorsiones elásticas en la red de la matriz. En ciertos casos, esta precipitación se ve facilitada por la presencia de defectos en la red, tales como dislocaciones, que favorecen una difusión más elevada de átomos de soluto o acomodan los campos de deformación elástica.

Un calentamiento posterior o temperatura de envejecido artificial (T_{art}) moderada acentúa todavía más la descomposición de la solución sólida por la precipitación de más átomos, produciendo precipitados más finos (tamaño comprendido entre 2 y 50 nm) que endurecen todavía más la aleación, hasta un máximo de dureza (Figura 1.1). Estos precipitados coherentes o semicoherentes son compuestos intermetálicos que poseen una red cristalina y una composición química propias. La fracción volumétrica de precipitados aumenta con el grado de sobresaturación y con la concentración relativa en aluminio del precipitado.

La aparición nuevamente del precipitado de equilibrio sólo es posible mediante un sobrevejecimiento efectuado a alta temperatura, durante un tiempo superior al de máximo endurecimiento. El ablandamiento de la aleación se presenta, entonces, regido por la coalescencia de precipitados, y los más grandes (del orden de 1000 nm) se hacen visibles al microscopio óptico. El sobrevejecimiento se presenta en las aleaciones de aluminio 6061-T6 después de un proceso de soldadura. La zona donde se produce este cambio microestructural se conoce como zona afectada térmicamente (ZAT) y es la zona donde hay un decremento en las propiedades mecánicas (zona blanda).

El diagrama de equilibrio del sistema aluminio- Mg_2Si aparece en la Figura 1.4. El conocimiento de los límites de solubilidad en este sistema aleado tiene gran importancia. El hecho de que en estado sólido se produzca una notable disminución de la solubilidad del soluto con la temperatura, permite que estas aleaciones sean susceptibles al tratamiento térmico para mejorar las propiedades mecánicas.

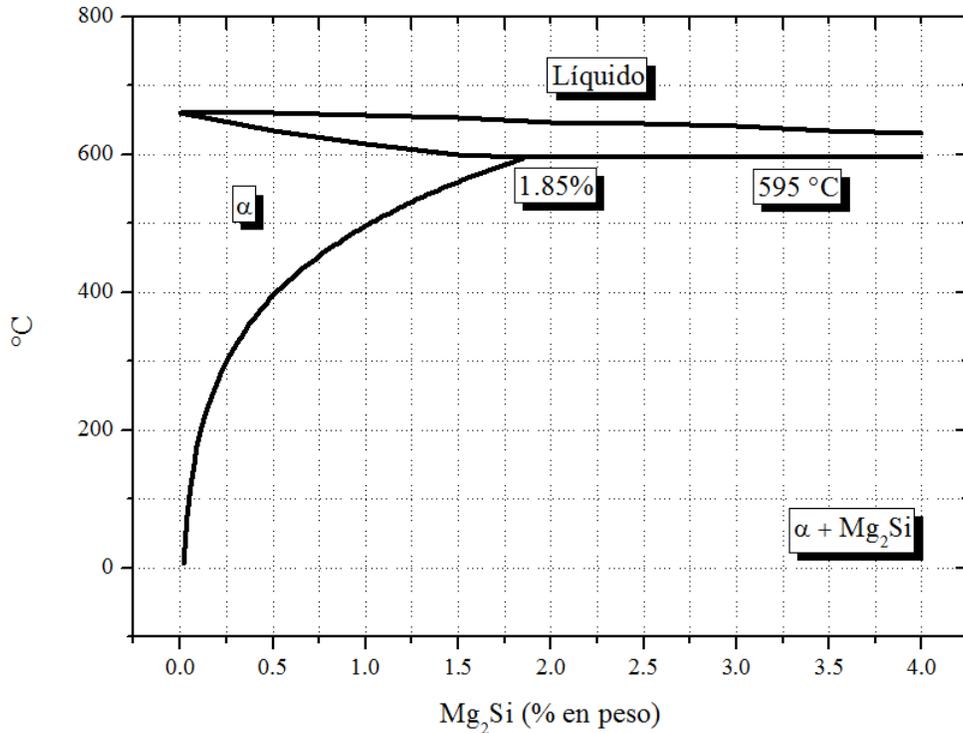


Figura 1.4. Diagrama pseudo binario Al-Mg₂Si.

En la Figura 1.5 se muestra una representación esquemática de la evolución de estos precipitados desde las estructuras GP hasta las condiciones de equilibrio.

En la Tabla I.5 se describen las características morfológicas, cristalográficas y estructurales de las zonas GP, precipitados de transición metaestables y los precipitados de equilibrio, por orden de aparición en la solución sólida, para el sistema Al-Mg-Si. La composición química y la estructura cristalográfica de numerosas fases de transición están aún por conocerse en muchos sistemas.

En el sistema que nos ocupa, el mecanismo de precipitación tiene lugar por nucleación y crecimiento. Estas secuencias se discuten con detalle en los textos de Mondolfo [38], Lorimer [57], Hatch [58, 59], Porter y Sterling [60] y Polmear [28].

La mayoría de los autores antes mencionados sólo describen los precipitados GP, β' y β'' y observaron que los precipitados tienen forma de aguja, organizadas en capas de átomos de silicio rodeadas de capas de átomos de magnesio [32].

Tabla I.5. Características de precipitados en las aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si [28].

Sistema	Precipitados	Parámetros		
		cristalográficos de los precipitados	Orientación	Red cristalina
Al-Mg-Si	Clusters de Mg y Si, zonas GP. La línea solvus GP aparece a temperaturas más altas que la temperatura de envejecimiento	Invisible por TEM	Zonas/ [001]Al	
	β''	a=1.533nm b=0.305nm c=0.683nm $\beta=106^\circ$	Agujas coherentes a lo largo de [001]Al	monoclínico
	β' Mg ₂ Si	a=0.705nm c=0.305nm	Barras semicoherentes a lo largo de [001]Al	hexagonal
	β'	a=1.03nm	Barras	hexagonal

		$c=0.305\text{nm}$	semicoherentes a lo largo de $[001]\text{Al}$, se forma siempre con β'' ,	
	$\beta \text{Mg}_2\text{Si}$	$a=0.639\text{nm}$	Plaquetas en $[001]\text{Al}$, puede transformarse en β'	ccc
Al-Si	silicio	$a=0.532\text{nm}$	Plaquetas en $(001)\text{Al}$, $(111)\text{Al}$, $(112)\text{Al}$	Cúbica del diamante

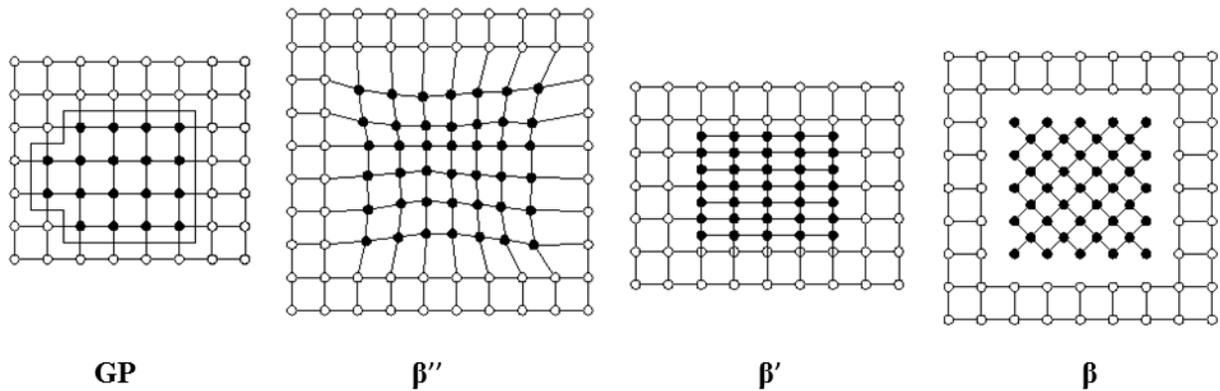


Figura 1.5. Diagrama esquemático de la secuencia de precipitación en las aleaciones Al-Si-Mg [61].

Las aleaciones que endurecen por precipitación (Al-Si-Mg) con elevada cantidad de silicio, sólo la parte de silicio libre (no precipitado como silicio eutéctico) tiene participación en el endurecimiento estructural. La descomposición de la solución sobresaturada se inicia con la formación de agrupaciones de átomos (clusters) de silicio [62, 63]. Estas agrupaciones conducen a la formación de zonas esféricas GP coherentes que se alargan en la dirección de la matriz cúbica que forma la aguja.

La etapa de puesta en solución de un tratamiento T6 desempeña varias funciones importantes: disolución del Mg_2Si , homogeneización de la solución sólida y fragmentación, esferoidización y engrosamiento del silicio eutéctico [64].

La selección de las temperaturas de tratamiento es crítica ya que altas temperaturas pueden provocar la fusión parcial mientras que temperaturas bajas no ofrecen una completa homogeneización.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Mg están gobernadas por el nivel de magnesio retenido en la matriz después del tratamiento de puesta en solución y temple, el cual está disponible para la precipitación durante el proceso de envejecimiento. El porcentaje de magnesio disuelto y los parámetros de envejecimiento controlan el límite elástico de la aleación y el grado de endurecimiento. Una matriz con elevado contenido en magnesio tiene un límite elástico y un nivel de endurecimiento mayor, mientras que baja la ductilidad y la tenacidad a fractura [65].

El magnesio hace disminuir la temperatura del eutéctico y provoca que la estructura del silicio sea más heterogénea [66]. El contenido en magnesio también afecta a la forma y a la fracción de volumen de las fases que contienen hierro. Como es sabido, estas fases reducen la resistencia a esfuerzos de tensión [67]. Para un contenido de Si y Mg dados, e ignorando posibles defectos de porosidad, la resistencia a la tensión y la ductilidad de estas aleaciones depende de la microestructura de las partículas de Si y Mg, del tratamiento de puesta en solución y de las condiciones de envejecimiento [66, 68].

1.2. Fatiga

El inicio del estudio de la fatiga empieza en los años 1800, cuando un grupo de investigadores en Europa observaron que ciertos componentes empezaban a fracturarse al ser sometidos a ciclos repetidos de carga. Pero es hasta los años 1900 cuando se tiene un avance significativo en los estudios de los efectos de la fatiga en la Ingeniería de materiales, en investigaciones hechas por Wöhler, en las que se definió el concepto de fatiga como un proceso de agrietamiento gradual.

Hacia 1845, Rankine demostró que la reducción de las concentraciones de esfuerzos alargaban la vida de los ejes de las locomotoras [69].

Posteriormente, hacia 1860, Wöhler [70] desarrolló diversas máquinas de ensayo para el estudio sistemático del fenómeno, una de las cuales, la máquina de ensayos rotatoria, inspira los actuales ensayos de fatiga de materiales. Wöhler extrajo dos conclusiones de aquellos ensayos: la primera, que las fuerzas necesarias para provocar la rotura con cargas dinámicas son muy inferiores a las necesarias en el caso estático, y la segunda, que existe un umbral por debajo del cual las probetas no se rompían (límite de fatiga). Ya en el siglo XX, Humfrey y Ewing observaron que, bajo cargas dinámicas, aparecían deformaciones por deslizamiento, similares a las obtenidas en el caso estático, de modo que el progreso de dichas líneas era el que conducía a la fractura.

Actualmente, se hacen estudios de análisis de esfuerzos como el diseño de elementos sometidos a cargas estáticas, es decir, cargas que no varían con el tiempo. Sin embargo, el comportamiento de las piezas cuando están sometidas a cargas cíclicas en el tiempo es completamente diferente y por ello es necesario hacer un estudio de dicho comportamiento, de tal manera que los elementos diseñados resistan con seguridad tales cargas.

El estudio de la fatiga es muy importante pues muchos elementos de máquinas y elementos estructurales están sometidos durante el trabajo a esfuerzos que varían cíclicamente con el tiempo, por ejemplo, el uso de aleaciones ligeras.

El uso de aleaciones ligeras en el ámbito del transporte continúa creciendo en interés de la reducción de peso, por consiguiente hay un ahorro de energía y reducción de emisiones

contaminantes. Las aleaciones de aluminio han sido utilizadas en la producción de componentes motrices como tapas de bloques de cilindros, monoblocks y componentes estructurales de barcos y aeronaves. Generalmente, estos elementos están sometidos a fatiga de alto ciclaje (FAC) y se puede observar, por ejemplo, en la cámara de combustión de un auto donde existen variaciones de esfuerzos [71, 72].

Para la FAC, estos componentes experimentan más de 10^8 ciclos de esfuerzo alterno durante la vida de servicio esperada, por lo tanto las propiedades de fatiga de ciclo alto son de gran interés.

El análisis teórico de la fatiga presenta varias dificultades. Una de ellas es que la naturaleza de la falla por fatiga es determinada por las particularidades de la microestructura.

Las aleaciones de aluminio fundido contienen porosidad, que es una característica microestructural clave que incide en las propiedades del material cuando es sometido a fatiga [73-81].

La porosidad varía en tamaño y distribución, dependiendo de la rapidez de solidificación. Cuando la solidificación es más rápida generalmente resulta en una baja fracción en volumen de pequeños poros, al contrario de una rapidez de solidificación lenta.

Además de reducir la cantidad de material que puede soportar las cargas aplicadas, la porosidad actúa a menudo como concentradores de esfuerzos y como sitios de iniciación de microgrietas.

Como se aprecia, el fenómeno de fatiga tiene una amplia complejidad dependiendo del número de variables que se pretendan evaluar. De ahí surge el interés por evaluar las propiedades mecánicas a la fatiga en aleaciones de aluminio.

La importancia en el estudio de la fatiga radica en que esta es frecuentemente un factor crítico en la prueba, análisis y diseño de materiales para máquinas, estructuras, aeronaves, motores, etc
Figura 1.6.



Figura 1.6. Dispositivo de prueba a la fatiga del Boeing 757 para ensambles de ala y fuselaje [82].

1.2.1 Definición de fatiga

Es el proceso de degradación progresivo y localizado en una estructura en la que ocurren cambios en el material sujeto a condiciones que producen fluctuaciones de esfuerzo y deformación. En algún punto o puntos superficiales se generan microgrietas y una o algunas microgrietas crecen y comienzan a propagarse hasta que ocurre una fractura completa del material después de un número suficiente de ciclos o fluctuaciones de esfuerzo. Generalmente, el valor máximo de esfuerzo aplicado en ciclos repetidos es menor al esfuerzo de cedencia. Las fluctuaciones ocurren con la combinación de una carga y un tiempo [83].

A pesar de los estudios ya realizados, la fatiga aún no es completamente entendida y muchas investigaciones se realizan con el propósito de predecir la resistencia a la fatiga, desarrollar materiales resistentes a ella y comprender mejor sus mecanismos.

La fatiga es evaluada en términos del tiempo o números de ciclos que tarda en ocurrir la fractura final, a esto se le denomina vida a la fatiga. La vida a la fatiga se determina de esta manera, ya que teóricamente siempre se presenta la fatiga, por lo que se define el tiempo que tarda esta en culminar como fractura final y no solamente si ocurrirá o no el proceso de fatiga.

En cuanto a los efectos que se tiene sobre la vida en fatiga respecto a la amplitud de esfuerzo se sabe que cuanto mayor sea este, el número de ciclos de carga necesarios para producir fatiga y que culmine en fractura se reduce a una relación exponencial. La presencia en el componente de un concentrador de esfuerzos, reducirá drásticamente el número de ciclos antes de la falla (Figura 1.7).

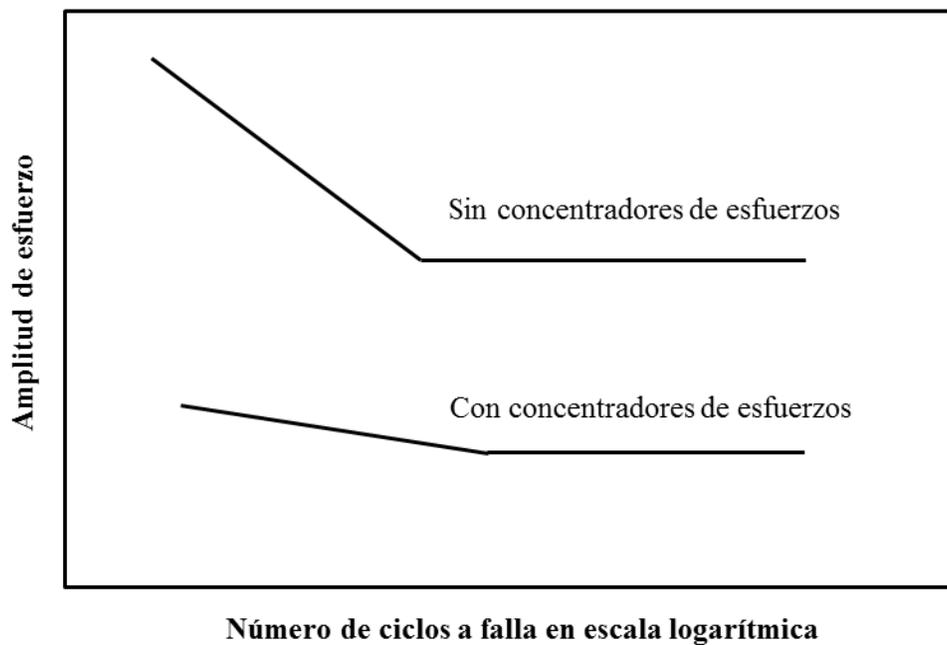


Figura 1.7. Curvas de esfuerzo amplitud contra número de ciclos a la falla (curva de Wöhler).

Las curvas de vida a la fatiga se elaboran por medio de ensayos experimentales de fatiga. Estos ensayos consisten en aplicar una carga de amplitud constante a una probeta sin grietas ni entalladuras con una geometría que produzca un esfuerzo uniforme, dada una relación de carga R , temperatura y frecuencia en condiciones ambientales controladas, determinando así el

número de ciclos a la falla. Los ensayos pueden llevarse a cabo por control de la deformación (fatiga de bajo número de ciclos) y ensayos controlados por esfuerzo (fatiga de alto ciclaje).

Los resultados de las pruebas se presentan en gráficos de esfuerzo contra el número de ciclos a la falla N_f . Cuando en la gráfica, la curva se hace asíntota (Figura 1.8) en el eje X (N_f) se le denomina límite de fatiga o fatiga gigacíclica. No en todos los materiales se observa un límite a la fatiga. En materiales como el aluminio, magnesio y aleaciones de cobre la presencia de concentradores de esfuerzos y ambientes corrosivos, hace que no se presente un límite de fatiga. Por tanto no existe una horizontal con el incremento de los ciclos, para estos casos es común caracterizar las propiedades de fatiga del material obteniendo el esfuerzo de fatiga a un determinado número de ciclos que puede ser por ejemplo: 10^8 ciclos.

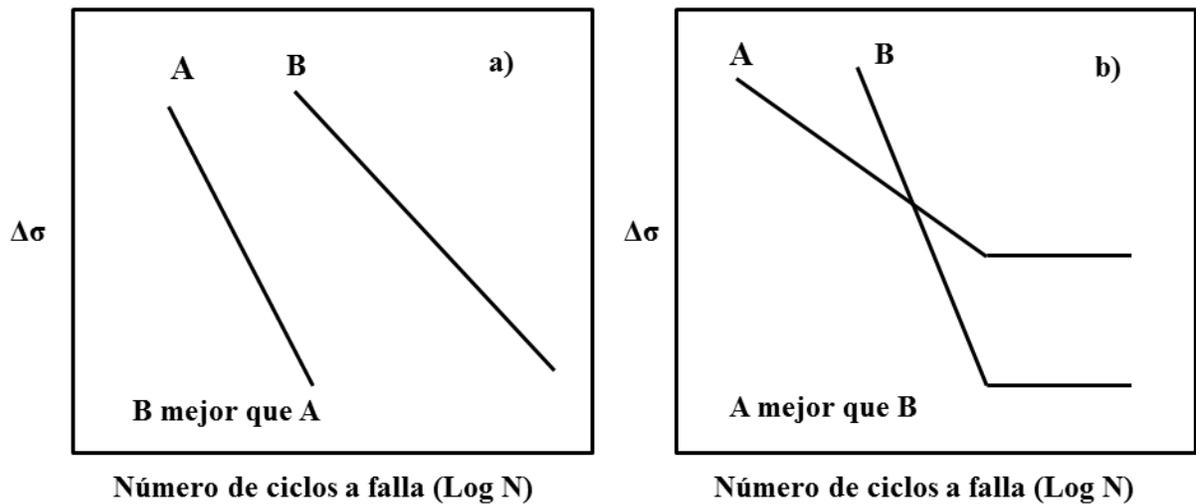


Figura 1.8. Curvas de Wöhler para dos materiales diferentes, a) sin presencia de límite a la fatiga y b) presencia de límite a la fatiga.

Desde el punto de vista de la Ingeniería, la fatiga depende de los ciclos de carga aplicados. Cada ciclo de carga se compone de la amplitud, frecuencia y esfuerzo promedio. Cada ciclo de carga depende de una relación de carga R . Las características mecánicas del ciclo de carga se representan esquemáticamente en la Figura 1.9.

Los principales parámetros cuando se aplica una carga cíclica de fatiga de amplitud constante, se pueden calcular con las ecuaciones siguientes, tomando en consideración una relación de carga constante aplicada en forma sinusoidal [84].

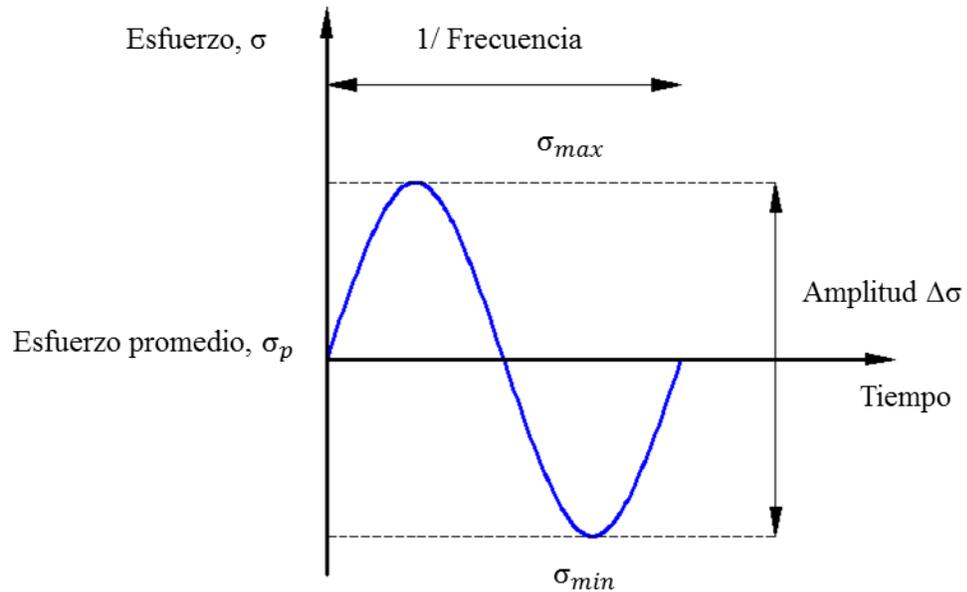


Figura 1.9. Representación esquemática de la aplicación sinusoidal de una carga cíclica a una relación constante.

Esfuerzo de amplitud promedio σ_p :

$$\sigma_p = \frac{(\sigma_{max} + \sigma_{min})}{2} \quad \text{Ec. 1.4}$$

Intervalo de esfuerzos σ_f :

$$\sigma_f = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad \text{Ec. 1.5}$$

Amplitud de esfuerzo σ_a :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad \text{Ec. 1.6}$$

Relación de carga R

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad \text{Ec. 1.7}$$

La vida a la fatiga o el número total de ciclos N_T , se puede considerar como la suma de los ciclos requeridos para la iniciación de grietas N_i más los ciclos necesarios para la propagación de grietas N_p luego:

$$N_T = N_i + N_p \quad \text{Ec. 1.8}$$

El número de ciclos de N_i y N_p dependen del material y de las condiciones del ensayo. A niveles bajos de esfuerzos que están asociados con fatiga de altos ciclos, una fracción de la vida a la fatiga se utiliza en la iniciación de la grieta. Cuando se aumentan los niveles de esfuerzos, N_i disminuye y las grietas se forman rápidamente.

1.2.2. Ciclos de esfuerzo

La forma del ciclo de carga puede dividirse en los siguientes tipos:

- 1.- Sinusoidal. El aumento y la disminución de la carga son paulatinos y siguen la forma de una función seno.
- 2.- Pulsante. El incremento y disminución de la carga es muy rápido y la carga se mantiene fija durante un tiempo en sus valores máximo y mínimo.
- 3.- Triangular. La carga aumenta y disminuye a una rapidez constante, sin tiempo de espera en el nivel máximo o mínimo.

4.- Aleatoria. La variación de carga sigue un patrón de variación aleatorio en amplitud y forma.

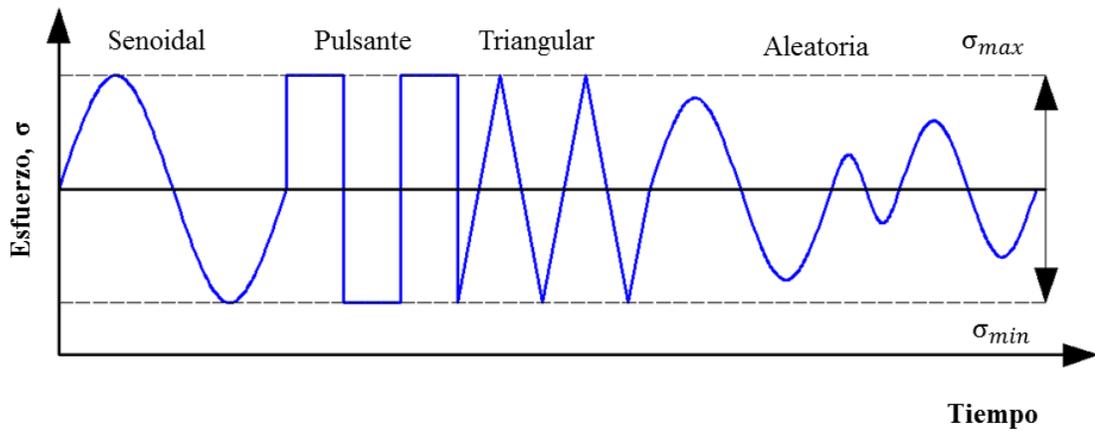
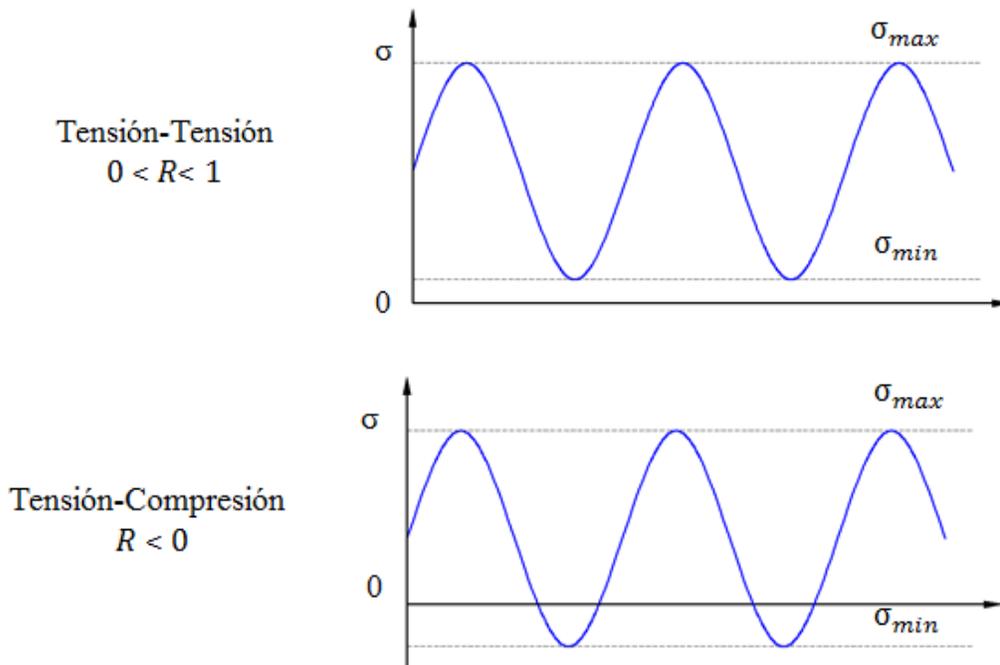


Figura 1.10. Formas de amplitud de carga para aplicación en fatiga.

Dependiendo de la relación de carga R se puede tener un sistema tensión-tensión, tensión-compresión o compresión-compresión como se puede observar en la Figura 1.11.



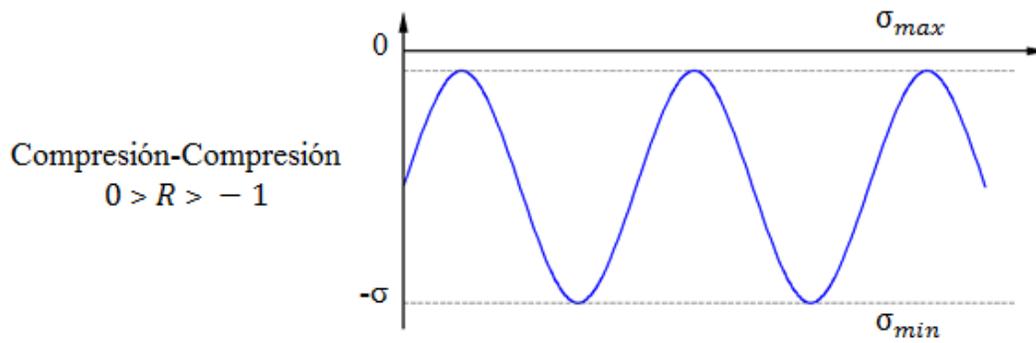


Figura 1.11. Esquema de ciclos de amplitud constante en función de la relación de carga R .

1.2.3. Fractura por fatiga

Las fallas por fatiga son indeseables, estas comienzan a partir de micro-grietas que generalmente no pueden ser observadas sino hasta que falla el componente. La fatiga resulta en la mayoría de los casos en fracturas de apariencia frágil, con muy poca deformación.



Figura 1.12. Falla por fatiga en eje de ferrocarril [85]

En general las superficies de fractura producidas por fatiga se reconocen por su apariencia, donde se pueden apreciar dos o tres zonas. En la primer zona, cercana a la nucleación de la grieta, la superficie de fractura presenta un aspecto plano donde se aprecian marcas conocidas como marcas de playa, que evidencian el avance de la grieta. En esta zona la grieta se propaga con relativa lentitud. En algunas superficies de fractura es posible apreciar también una segunda zona que sigue a la antes mencionada, en donde la grieta se propaga más rápidamente, en algunas ocasiones en varias direcciones a la vez, lo cual brinda una apariencia menos plana que la zona inicial. Por último, se aprecia una tercera zona correspondiente al área donde se produjo la fractura definitiva, cuando la sección restante del material no puede soportar la carga aplicada. Esta zona presenta un aspecto más rugoso indicando que la fractura final ha sido de tipo dúctil. La relación entre la propagación de fractura por fatiga está dada por la rapidez de crecimiento de grieta (da/dN) y el factor de intensidad de esfuerzos (ΔK).

1.2.4. Curva de Wöhler

Friedrich Wöhler fue un ingeniero alemán quien encontró 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 por el 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. Wöhler obtuvo una curva, la cual es conocida como curva $S-N$ (esfuerzo - número de ciclos) o curva de Wöhler. El esfuerzo σ corresponde al valor del esfuerzo al cual se somete la probeta, y N es el número de ciclos de esfuerzo. Las líneas de la curva representan aproximaciones a los puntos reales de falla obtenidos en los ensayos mediante el ajuste de la ecuación [86]. La resistencia a la fatiga se define como el valor máximo de esfuerzo alternante o fluctuante que resistirá sin falla un material para un número dado de ciclos. El procedimiento para determinar la resistencia a la fatiga es ensayar un número de probetas similares, someténdolas a diferentes valores de esfuerzo fluctuante hasta su fractura, así se obtiene la relación existente entre la carga o esfuerzo cíclico y el número de ciclos a la fractura o ciclos a la falla (N_f). El ensayo de fatiga consiste en aplicar una carga

cíclica a una probeta a diferentes niveles de esfuerzo a una frecuencia determinada para obtener el número de ciclos a la falla N_f . La representación del nivel de esfuerzos como una función de N_f es una curva de Wöhler o $S-N$. La representación esquemática de la curva de Wöhler se muestra en Figura 1.13. La curva de Wöhler está representada en 3 dominios. En primer lugar se encuentra la fatiga de bajo ciclaje o fatiga controlada por deformación. En este régimen el número de ciclos es bajo debido a que el nivel de esfuerzos aplicado es elevado y está por encima del esfuerzo de fluencia del material. Al tener gran deformación, el número de ciclos disminuye (entre 10^2 a 10^4 ciclos). En segundo lugar se tiene fatiga de alto número de ciclos. Los ensayos se realizan debajo del esfuerzo de fluencia del material. Debido a esto se espera que transcurra un número de ciclos elevando antes de la falla. En tercer lugar se tiene el límite a la fatiga o fatiga gigacíclica que ocurre cuando se aplica una carga cíclica en el rango de la fatiga de alto número de ciclos y se presenta un límite de fatiga o límite de endurecimiento, el cual es representado por la asíntota de la curva de Wöhler que crece paralelamente al eje x . En algunos materiales este límite puede obtenerse cuando el número de ciclos es del orden de 10^6 a 10^7 . Este dominio corresponde con un muy elevado número de ciclos y ha sido observado que el límite de fatiga tiende a disminuir cuando el número de ciclos se incrementa

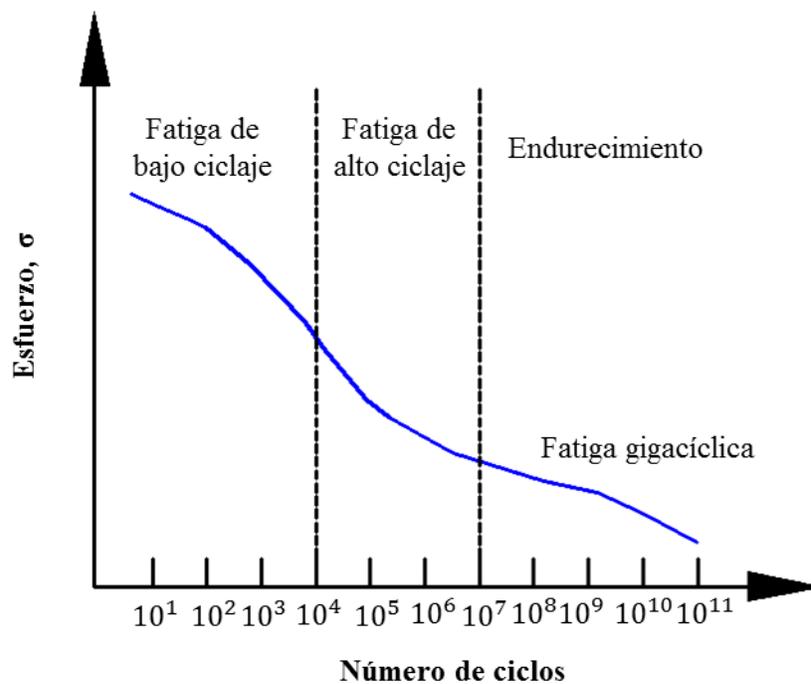


Figura 1.13. Curva S-N o curva de Wöhler

Las cargas cíclicas aplicadas pueden ser axiales (tensión – tensión), (tensión – compresión), de flexión, torsión o combinaciones de ellas. En general las más usadas son las mostradas en las Figuras 1.13a a la 1.13c.

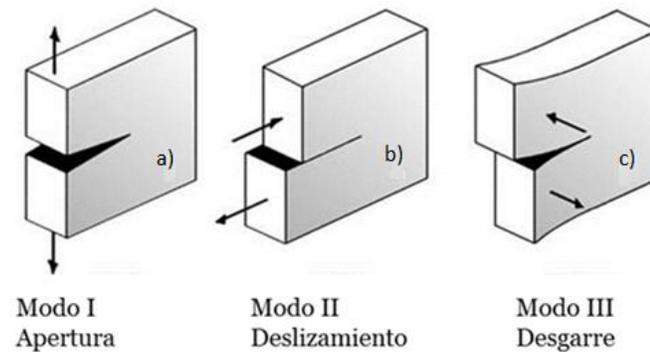


Figura 1.14. Modos de fatiga: Modo I: Apertura S-N (tensión)
Modos II y III: Modo de deslizamiento y desgarre.

1.2.5. Crecimiento de grietas por fatiga

Durante la etapa de nucleación y crecimiento de microgrietas, se presenta la formación de discontinuidades geométricas, que después se desarrollarán como grietas. Estas discontinuidades se deben a la deformación cíclica que produce alteraciones en la subestructura de dislocaciones. Los esfuerzos en esta etapa están debajo del rango del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK), siendo la región donde la propagación de grietas es nula. Esta etapa puede significar en ocasiones hasta el 90% de vida a la fatiga del componente, debido a que depende de la amplitud de esfuerzos, de tal forma que si la amplitud llega a ser muy baja, la nucleación de grietas llevará el tiempo más largo.

En la etapa de propagación de grietas estable se presenta la fractura frágil debida a la amplitud del esfuerzo cíclico en la punta de la grieta. Cuando ésta se encuentra ya en el intervalo de deformación plástica se empezará a propagar una grieta estable en el material, siendo posible que el resto de la probeta esté aun deformándose en forma elástica. La relación entre da/dN y el rango del factor de intensidad de esfuerzos ΔK tiende a ser lineal.

Existe una relación matemática para la rapidez de crecimiento de la grieta, donde es necesario determinar experimentalmente los parámetros a través de los cuales se puede estimar la rapidez de propagación de la grieta. La expresión de crecimiento de la grieta para amplitud constante es [87]:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad \text{Ec. 1.9}$$

Por lo que m es una relación empírica obtenida con el ajuste de la curva y C es el valor encontrado al prolongar la línea recta a $\Delta K = 1 \text{ MPa m}^{1/2}$, donde el valor de m está en un rango entre 3 y 4 para los aluminios [88].

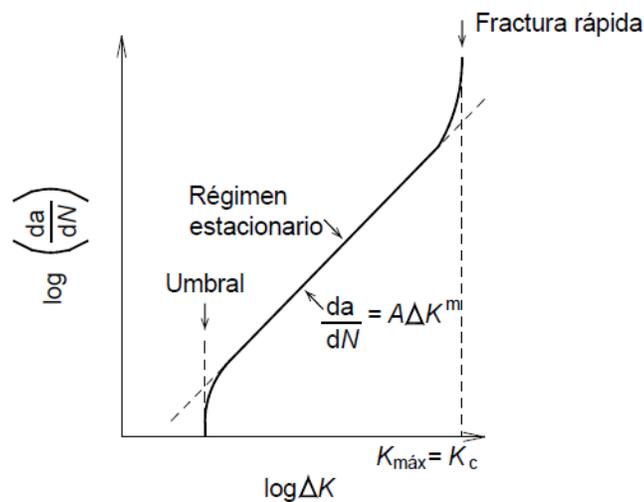


Figura 1.15. Representación esquemática de la rapidez de crecimiento de grietas por fatiga en función del rango del factor de intensidad de esfuerzos [87].

Durante la última etapa (falla final o propagación rápida), la microestructura y el estado de esfuerzos en la probeta influyen ya que la estabilidad de la fractura se ve controlada por la tenacidad a la fractura del material. Durante esta etapa, la grieta alcanza su tamaño crítico y la fractura o falla se presenta en forma súbita. En esta etapa el factor de intensidad de esfuerzos (K) se acerca a su factor de intensidad de esfuerzos crítico (K_c). Existen factores que afectan

ampliamente la vida a la fatiga de los materiales, entre los que están la geometría, estado de esfuerzos y deformaciones, microestructura, propiedades mecánicas, temperatura, ambiente, esfuerzos residuales, combinación de esfuerzos y el acabado superficial.

Existe una relación matemática entre los ciclos y la longitud de la grieta, donde es necesario determinar experimentalmente los parámetros a través de los cuales se puede estimar la velocidad de propagación de la grieta. La expresión de crecimiento de la grieta para amplitud constante es [87]:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m$$

Ec. 1.10

donde a es el tamaño de grieta, ΔK es el rango del factor de intensidad de esfuerzos, A y c son constantes del material. En materiales heterogéneos en ocasiones se utiliza el intervalo del factor de energía total ΔG en lugar de ΔK . Existen también aproximaciones más elaboradas que incluyen modelos de retardo del crecimiento de la grieta. Estas teorías tienen un amplio grado de aceptación ya que el crecimiento de la grieta puede ser directamente relacionado con el proceso físico de daño. En la práctica estas teorías han resultado tan solo eficaces en problemas cíclicos con amplitudes de carga constante en materiales homogéneos [82].

1.2.6. Daño por fatiga

Existen modelos aplicados de predicción de vida para los materiales metálicos que tratan de determinar el tiempo de vida de las dos primeras etapas (nucleación de microgrietas y propagación estable de grietas).

El estudio convencional de la fatiga se realiza sometiendo a especímenes a ensayos a una amplitud de esfuerzo constante. Sin embargo, en una gran variedad de condiciones de servicio los componentes o piezas están sometidos a historiales de esfuerzo en donde las cargas no poseen una amplitud constante. Es decir el daño progresivo del material se produce a diferentes niveles de esfuerzos cíclicos cada uno de los cuales produce un daño sobre el material. El deterioro de los materiales bajo estas condiciones de aplicación de cargas es conocido como daño acumulado por fatiga o simplemente daño acumulado.

Algunos investigadores definen una variable de daño (D) como métrica de la progresión de la degradación a la fatiga del material. La variable D decrece monotónicamente durante el tiempo de vida si el esfuerzo es de amplitud constante. Dado que estas degradaciones pueden presentar valor distinto en las diferentes direcciones del material, debería expresarse como una magnitud tensorial. En la práctica algunos investigadores la toman como una magnitud escalar para simplificar al máximo su implementación. En el caso de amplitud de esfuerzo constante en una formulación general, el ritmo al que crece esta variable de daño depende del nivel de esfuerzo (σ), relación de carga (R), y del daño acumulado hasta ese instante:

$$\frac{dD}{dN} = f(\sigma, R) \quad \text{Ec. 1.11}$$

1.2.7. Acumulación lineal de la degradación

El ejemplo más sencillo y clásico de un modelo de daño acumulado es el de degradación lineal conocida como regla de Palmgren-Miner. Hace más de 80 años que Palmgren (1924) sugirió este concepto y Miner (1945) fue el primero que expresó este concepto de forma matemática:

$$D = \sum_i D_i = \sum_i \frac{N_i}{N_{fi}} \quad \text{Ec. 1.12}$$

donde D es el daño acumulado y N_i y N_{fi} son los ciclos de aplicación de carga y los ciclos hasta la fractura en un nivel de cargas de amplitud constante, respectivamente. La fractura ocurrirá en el momento que el daño acumulado exceda la unidad.

Luego de esto, el tratamiento del daño acumulado ha recibido cada vez más atención y numerosas teorías y modelos han sido presentadas luego de Miner, en la búsqueda de predecir el comportamiento de los materiales al daño acumulado. A pesar de la gran cantidad de teorías y modelos desarrollados en los últimos años para tratar el problema del daño acumulado, ningún modelo ha logrado dar una respuesta de mayor simplicidad y aplicabilidad en condiciones de servicio que el modelo de Miner, razón por la cual a pesar de su conocida falta de exactitud bajo diversas condiciones de servicio, sigue siendo aún el más utilizado para el

tratamiento del problema de componentes cuya solicitud de esfuerzos en servicio implique daño acumulado por fatiga.

1.2.8 Curvas de daño no lineal

Se han desarrollado algunas formulaciones de acumulación no-lineal del daño a la fatiga que tienen en cuenta el efecto de la secuencia u orden de aplicación de las cargas. Uno de los primeros modelos que permite tener en cuenta este efecto es el modelo recursivo de Marco-Starkey [89], el cual puede expresarse como:

$$D_i = \left(\frac{N_i}{N_{fi}} + D_{i-1}^{\gamma_i} \right)^{\gamma_i} \quad \text{Ec. 1.13}$$

donde γ_i es función de la amplitud del esfuerzo y , cuando $i = 0$, $D_0 = 0$ representa el estado inicial, sin daño. Este modelo, que puede considerarse un refinamiento del de Palmgren- Miner, el cual contempla el efecto del daño causado durante la historia de carga sobre el cálculo del daño para el siguiente nivel de esfuerzo. Algunos autores utilizan una modificación de la regla de Miner que consiste en aplicar un exponente empírico a cada sumando de la relación de ciclos para que la acumulación no sea lineal y más acorde con la experimentación. A esta expresión se le denomina regla de Miner modificada que suele formularse como:

$$D = \sum_i \left(\frac{N_i}{N_{fi}} \right)^c \quad \text{Ec. 1.14}$$

o bien como:

$$D = \sum_i A \left(\frac{N_i}{N_{fi}} \right) + \sum_i B \left(\frac{N_i}{N_{fi}} \right)^c \quad \text{Ec. 1.15}$$

donde A , B y C son parámetros de ajuste experimental. Existen algunas publicaciones que presentan aproximaciones no lineales de acumulación del daño a fatiga[90]. Todas ellas ofrecen formulaciones donde aparecen constantes que se obtienen a partir de los resultados experimentales.

1.2.9. Aspectos fundamentales de mecánica de la fractura

Desde que Griffith comienza a hacer investigaciones en este campo, la mecánica de la fractura ha evolucionado consiguiendo avances importantes. Entre los avances más relevantes se encuentra que la resistencia de un material a la propagación de grietas se representa por la tenacidad a la fractura K_{IC} , que generalmente se emplea para predecir una falla en el material.

1.2.10. El factor de intensidad de esfuerzos

La Figura 1.16 muestra un elemento diferencial cerca de la punta de la grieta en un material elástico, cabe notar que cada componente de esfuerzo es proporcional al factor de intensidad de esfuerzos K_I . Si el valor de la constante es conocido la distribución de esfuerzos en la punta de la grieta se puede obtener mediante las siguientes ecuaciones:

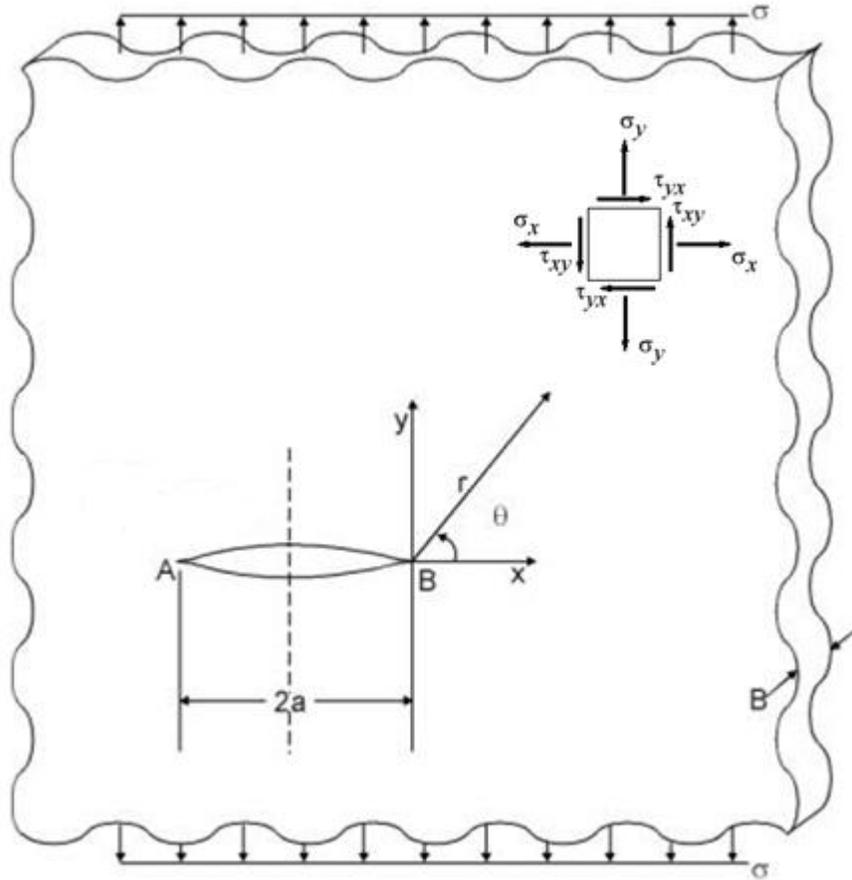


Figura 1.16. Esfuerzos generados en la punta de la grieta de un material elástico.

$$\begin{aligned}
 \sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\
 \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\
 \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)
 \end{aligned}
 \tag{Ec. 1.16}$$

Por tanto, el factor de intensidad de esfuerzos caracteriza a la grieta en un material bajo la condición lineal elástica.

Si se asume que el material falla de manera localizada en alguna combinación crítica de esfuerzo y deformación, entonces ocurre que la falla se presenta cuando existe un factor de intensidad de esfuerzos crítico K_{IC} . Por lo tanto, K_{IC} es una medida alterna para medir la tenacidad a la fractura.

1.2.11 Caracterización de la rapidez de crecimiento de grieta

Desde el punto de vista del diseño en Ingeniería se puede considerar que las grandes estructuras pueden tener grietas. Lo que se debe asegurar es que la longitud inicial de esas grietas sea inferior a un determinado tamaño que pueda detectarse de forma razonable cuando se examina la estructura. Para asegurar la vida estable y/o segura de la estructura se necesita conocer cuánto tiempo (ciclos) podrá soportar la estructura antes de que una de las grietas alcance una longitud tal que conduzca a un crecimiento rápido.

La propagación de grietas por fatiga se puede medir experimentalmente mediante ensayos de carga cíclica sobre probetas con grietas agudas [91]. La fluctuación del factor de intensidad de esfuerzos en un ciclo como:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad \text{Ec. 1.17}$$

Según esta expresión la fluctuación del factor de intensidad de esfuerzos aumenta en función del esfuerzo debido a la carga cíclica (fijando el intervalo de carga) debido a que la longitud de la grieta crece cuando la carga es de tensión. Experimentalmente, se encuentra que el crecimiento de la grieta en cada ciclo, da/dN , aumenta con ΔK .

1.2.12 Superficie de la fractura por fatiga

El aspecto macroscópico global de la rotura por fatiga, en metales, puede ser catalogado como un tipo particular de fractura frágil, en el sentido de que no hay deformación plástica

importante asociada. Si se observa con detalle esta superficie, es posible encontrar detalles que revelan la forma en que se ha producido el avance de la grieta.

Según se ha visto anteriormente, la fractura por fatiga ocurre como resultado de una grieta, que por lo general empieza en alguna discontinuidad en el material o en cualquier lugar que actúa como concentrador de esfuerzos. Según crece la grieta, los esfuerzos en la sección transversal a la aplicación de la carga crecen hasta alcanzar el nivel suficiente para provocar la fractura súbita del material. Esta secuencia queda reflejada en la superficie de fractura, y por lo general se encuentran regiones con aspecto plano y corresponden al crecimiento estable de la grieta, y otras áreas rugosas que corresponden a la etapa de fractura súbita.

La grieta inicial que se forma es transcristalina siguiendo la dirección de los esfuerzos máximos cortantes, es decir, a 45° de los esfuerzos axiales. Por este motivo, la superficie de fatiga que se forma en esta etapa tiene una apariencia plana.

La etapa de crecimiento de grieta o etapa II (Figura 1.15), es la zona de fatiga sobre la superficie de fractura y se caracteriza por dos tipos de marcas, denominadas marcas de playa y estrías de fatiga. Las marcas de playa son de dimensiones macroscópicas, visibles en la superficie de fractura a simple vista, y aparecen cuando se producen cambios en la velocidad de propagación de la grieta debido a cambios en la amplitud del esfuerzo. Las estrías de fatiga son de tamaño microscópico y pueden observarse por microscopía electrónica de barrido (MEB) y representan la progresión del frente de la grieta en cada ciclo [92, 93], su ancho depende y se incrementa con el aumento del rango de esfuerzos. La presencia de marcas de playa y/o estrías sobre la superficie de fractura confirma que la causa de falla ha sido por fatiga, no obstante, la ausencia de una o de ambas marcas no excluye a la fatiga como causa de la fractura.

La etapa III de la fractura de fatiga (Figura 1.16) tiene lugar cuando la grieta de fatiga alcanza una determinada longitud crítica. En esta etapa, la grieta avanza rápidamente durante un ciclo de carga. Como resultado, después de haber cargado el componente con esfuerzos relativamente bajas, se produce de manera imprevista la fractura, sin ningún tipo de cambio en

el aspecto exterior de la pieza. La fractura puede ser dúctil o frágil, cuando hay evidencias de deformación plástica se tomará como dúctil y en su ausencia como fractura frágil.

El tamaño relativo entre la zona de fractura final en comparación con la zona de fatiga está relacionado con la intensidad de las cargas aplicadas a la estructura. Si el nivel de esfuerzos aplicados ha sido muy elevado, el área de la zona de fatiga es muy pequeña en comparación con la zona de fractura final, y en cambio, cuando se aplican niveles de esfuerzos bajos, se observa que en la superficie de fractura la extensión de la zona de fractura final es muy pequeña.

1.2.13 Aleaciones de aluminio de la serie 6xxx y su comportamiento a la fatiga

Existen estudios que describen el comportamiento mecánico (ensayos de tensión) de aleaciones de aluminio 6061-T6 con un daño inducido por el fenómeno de fatiga.

En el trabajo presentado por U. Sánchez Santana [94], se utiliza metal base 6061-T6 y se evalúa el efecto de daño por fatiga bajo diferentes niveles de carga en los ensayos cuasi estáticos, además se aprecia el comportamiento de la ductilidad y el mecanismo de fractura del material. La relación de carga utilizada fue $R = 0.2$. Lo más relevante de esta investigación es la curva la curva de Wöhler para aleación de aluminio 6061-T6 (Figura 1.17), utilizada como antecedente para este proyecto de investigación.

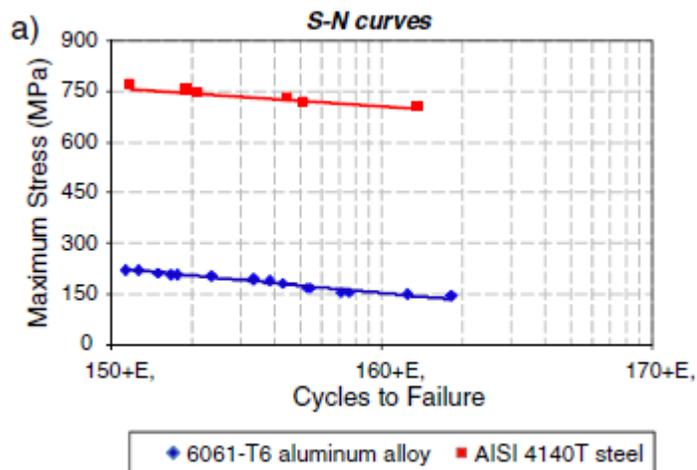


Figura 1.17. Curva de Wöhler para aleación de aluminio 6061-T6.

Posteriormente, Hanson y Gough [95] introdujeron la hipótesis del endurecimiento por deformación para explicar la existencia del límite de fatiga, de modo que con cargas pequeñas el endurecimiento llegaba a compensar y detener el avance del deslizamiento. Actualmente, aunque se acepta la teoría del endurecimiento/deslizamiento, no existe una formulación cuantitativa que permita realizar un cálculo fiable. No obstante, la gran cantidad de datos disponibles, especialmente para materiales ferrosos y otros materiales metálicos, ha permitido desarrollar métodos de cálculo para el diseño de piezas confiables.

El objeto de este tipo de estudios sobre el daño en materiales metálicos consiste en desarrollar un marco conceptual que permita predecir la vida a la fatiga según un estado de cargas, su evolución, su interacción y su influencia sobre las propiedades mecánicas del material. Este conocimiento no sólo permitiría prever la esperanza de vida de un elemento estructural sino que posibilitaría el diseño del material para una vida óptima en una aplicación determinada. Sin embargo, no hay gran cantidad de estudios en esta dirección. Algunos abordan condiciones con pocas variables, sin embargo han servido para aclarar algunas generalidades importantes sobre este tema [82].

En el trabajo presentado por R.R. Ambriz [96] se utiliza el material de aluminio 6061-T6, se llevan a cabo uniones de aluminio con la técnica AEIM (Arco eléctrico modificado indirecto) donde se obtienen las propiedades mecánicas del material base, metal de soldadura y ZAT (Figura 1.18), se hacen ensayos de fatiga utilizando una relación de carga $R = 0.1$, se elaboran diagramas de Wöhler para uniones de aleación de aluminio 6061-T6 en probetas que tienen corona y base en la soldadura (Figura 1.19). Además se observa un efecto de endurecimiento debido a un daño inducido en la curva $\sigma - \varepsilon$ (Figura 1.20).

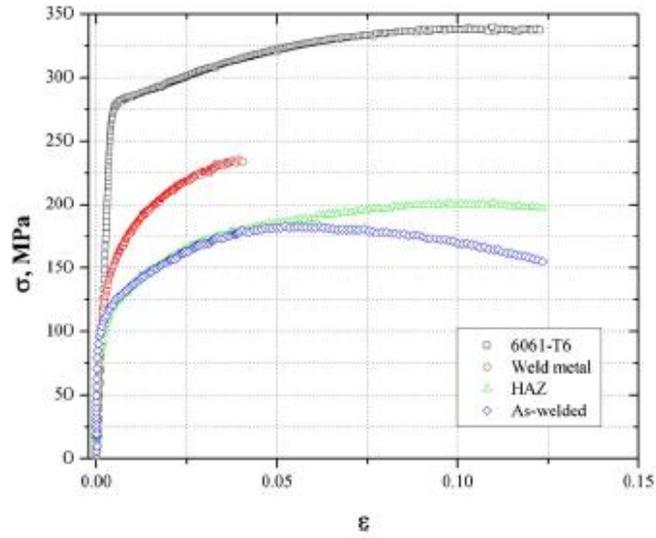


Figura 1.18. Curva $\sigma - \epsilon$ para metal base, metal de soldadura y ZAT [96].

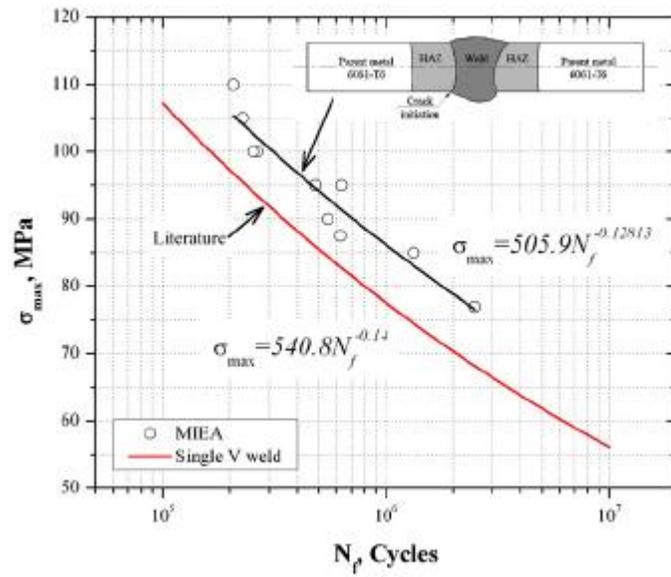


Figura 1.19. Curva de Wöhler para uniones de aluminio 6061-T6 por AEIM [96].

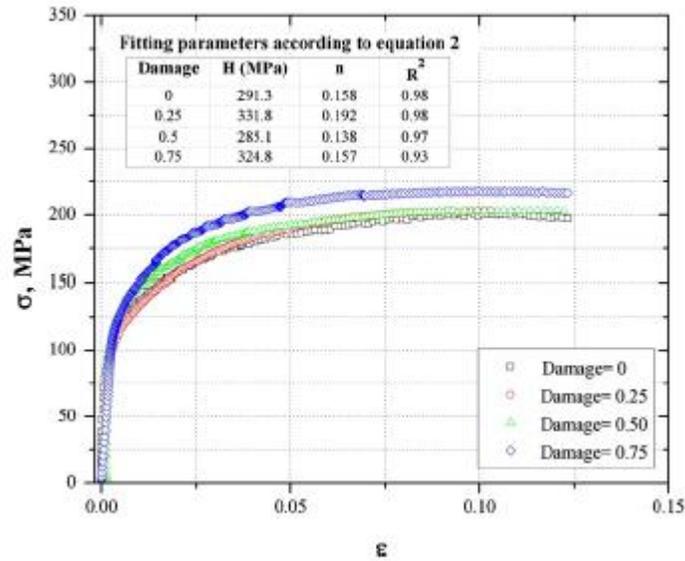


Figura 1.20. Curva $\sigma - \epsilon$ para uniones de aluminio 6061-T6 con daño previo por fatiga [96].

Como antecedente de crecimiento de grietas por fatiga existen algunos trabajos. En [97, 98] se realizaron estudios de crecimiento de grieta en uniones soldadas de acero, y se concluyó que cuando el aporte térmico es elevado, la rapidez de crecimiento de grietas es mayor. Además, los esfuerzos residuales producidos durante el proceso de soldadura tienen a producir una lenta propagación de grietas por fatiga.

De acuerdo al proceso de unión, en soldadura por fricción por ejemplo, se encuentran estudios como [99] donde se utiliza la aleación de aluminio 7075-T651. De este estudio se concluyó que el ΔK_{cr} de las uniones soldadas se reduce $10 \times 10^{-3} \text{ MPa m}^{1/2}$ respecto al material base. Además la vida a la fatiga se reduce en comparación al material base, y esto se atribuye a la disolución de precipitados en la zona de soldadura durante el proceso de soldadura por fricción. En el siguiente estudio [100] se utiliza la aleación de aluminio 6060 y el mismo proceso de soldadura (FSW). De este estudio se concluyó que los parámetros utilizados durante el proceso de soldadura influyen notablemente en las propiedades mecánicas y el comportamiento a la fatiga ya que el ΔK disminuye hasta $12 \text{ MPa m}^{1/2}$ en la ZAT. En cuanto a crecimiento de grietas, la rapidez se incrementa hasta 5 veces más comparada con el material base.

En otro estudio, [101] se utilizó el proceso de GMAW para uniones de aluminio 7075, donde se concluyó que el refinamiento de grano en la zona provocado por el control de los pulsos de corriente aplicados durante el proceso incrementan la resistencia al crecimiento de grietas y la vida a la fatiga. Además un tratamiento térmico post-soldadura tuvo un efecto benéfico en cuanto a crecimiento de grietas por fatiga de uniones soldadas.

Un estudio de crecimiento de grietas por fatiga donde se utiliza el mismo material (6061-T6) y el mismo proceso de soldadura (AEIM) [102], que el crecimiento de grietas por fatiga depende de las propiedades mecánicas del material. La rapidez de crecimiento de grietas fue evaluada en el material base, metal de soldadura y ZAT. Se observó que en la ZAT, ocurre un crecimiento de grieta más lento comparado con el material base y el metal de soldadura. Esto se atribuye a la zona plástica que se forma en la punta de la grieta debido a la transformación microestructural de precipitados β'' a β' . Se concluyó que el metal de soldadura tiene las peores propiedades mecánicas ya que favorecen mucho el rápido crecimiento de grietas. Después se tiene la ZAT y finalmente el metal base en el orden del peor al mejor material con las propiedades mecánicas que retardan el crecimiento de grietas por fatiga.

2. Desarrollo Experimental

En forma general, la caracterización mecánica de uniones de aluminio 6061-T6 por la técnica AEIM se dividió como sigue:

- 1.- Ensayos de Microdureza
- 2.- Ensayos de tensión
- 3.- Ensayos de fatiga de alto número de ciclos
- 4.- Ensayos de crecimiento de grietas por fatiga
- 5.- Análisis de superficies de fractura

2.1. Materiales

2.1.1 Uniones soldadas mediante el proceso AEIM

El material utilizado fue una aleación de aluminio 6061-T6, la cual fue proveída en forma de placa ($2000 \times 500 \times 9$ mm). Posteriormente, se cortaron placas de $300 \text{ mm} \times 150 \text{ mm} \times 9$ mm, para realizar la soldadura mediante el proceso de soldadura de arco eléctrico con gas de protección (GMAW) empleando la técnica de arco eléctrico indirecto modificado (AEIM) [23]. Se empleó una fuente de alimentación de tensión constante de 600 A con un rango de tensión de circuito abierto de 0-50 V.

Para depositar los cordones de soldadura se utilizó un electrodo ER4043 de 1.2 mm de diámetro. La composición química de la aleación de aluminio y material de aporte se presentan en la Tabla II.1. Los parámetros de soldadura fueron ajustados para producir un modo de transferencia de metal por spray, empleando una velocidad de alimentación de 180 mm s^{-1} , corriente directa electrodo positivo (DCEP), voltaje de 24 V, intensidad de corriente de 230 A, argón como gas de protección a un flujo 24 L min^{-1} y una velocidad de desplazamiento de la antorcha de 3.6 mm s^{-1} .

Tabla II.1. Composición química de los materiales empleados (% en peso).

Material	Al	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti
6061-T6	97.63	0.561	0.986	0.310	0.289	0.052	0.024	0.018
Metal de aporte (ER4043)	92.9	5.6	0.05	0.30	0.8	0.05	0.10	0.02

La técnica AEIM [103, 104] se refiere al tipo de junta utilizada. Los métodos tradicionales sugieren que para uniones de aluminio se utiliza la junta tipo bisel en simple V [105]. Sin embargo se utiliza la técnica AEIM por sus ventajas sobre métodos tradicionales las cuales son:

- 1.- La alta eficiencia térmica permite unir placas con un solo paso de soldadura. Como resultado, se reduce el efecto térmico y las propiedades mecánicas en la ZAT se mejoran en comparación con procesos que requieren varios pasos de soldadura.
- 2.- El porcentaje de dilución en el charco de soldadura es mayor, con ello es posible favorecer el endurecimiento de la zona de fusión por solubilización y precipitación [104].
- 3.- El modo de solidificación promueve la nucleación heterogénea reduciendo la formación de porosidades.
- 4.- La geometría del perfil de soldadura mejora la vida a la fatiga de la unión soldada [96].

La técnica AEIM emplea el mismo equipo que se necesita para la soldadura por GMAW, y se refiere al tipo de junta utilizada como en la Figura 2.1.

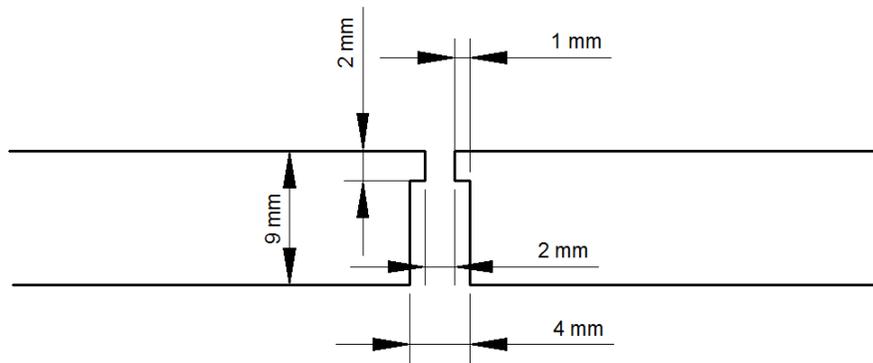


Figura 2.1. Preparación de junta AEIM

La eficiencia térmica en el proceso de soldadura está determinada por la cantidad de calor suministrada durante la unión y es una función directa del proceso de soldadura empleando las variables operativas del mismo, entre las cuales se encuentran en voltaje aplicado, la velocidad de avance de la fuente térmica, la intensidad de corriente, la separación entre la pieza de trabajo y el electrodo o material de aporte. En la literatura se pueden encontrar diferentes valores de eficiencias térmicas para varios procesos de soldadura [106] como el GTAW. En forma general, considerando las variables operativas del proceso de soldadura en un arco abierto sobre una superficie de trabajo y tienen como fundamento, la siguiente expresión matemática:

$$Q = \eta \frac{VI}{v}$$

Ec. 2.1

donde, Q es el calor aportado por el arco eléctrico expresado en $J \text{ mm}^{-1}$, η es la eficiencia térmica, V el voltaje aplicado, I la intensidad de corriente y v la velocidad de avance de la antorcha.

Tabla II.1. Parámetros de soldadura.

Variable	AEIM
Voltage (V)	24
Corriente (A)	230
Velocidad de alimentación del electrodo mm s^{-1}	180
Velocidad de avance de la antorcha en mm s^{-1} (v)	3.6
Cordones de soldadura	1
Eficiencia térmica	0.90[107]
Aporte térmico en cada cordón de soldadura ($J \text{mm}^{-1}$)	1379

2.2. Obtención de las muestras para caracterización mecánica

A partir de las placas soldadas se obtuvieron probetas para el ensayo de tensión, fatiga y crecimiento de grietas por fatiga, tal como se representa esquemáticamente en la Figura 2.2.

El objetivo de esto, fue evaluar las propiedades mecánicas en tensión, vida a la fatiga y crecimiento de grietas por fatiga en la zona de la soldadura.

Para ello las probetas fueron fabricadas de acuerdo a las recomendaciones establecidas en el ASTM B557 [108] para el ensayo de tensión, ASTM E466 [109] para el ensayo de fatiga controlado por esfuerzo o de alto ciclaje y ASTM E647 [91] para el ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.

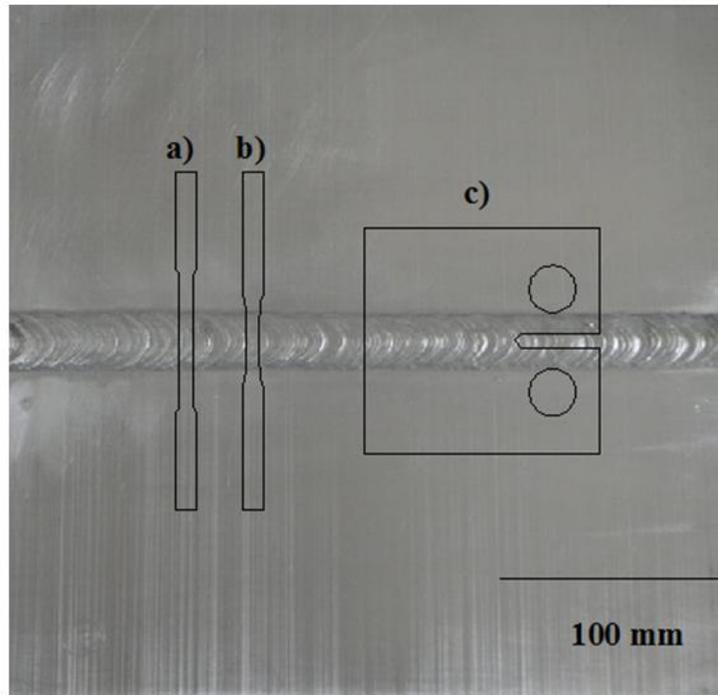


Figura 2.2. Diagrama esquemático de probetas de a) tensión, b) fatiga y c) crecimiento de grietas por fatiga de uniones de aluminio

2.3. Tratamiento térmico postsoldadura de las uniones soldadas

Se realizó a las uniones de aluminio 6061-T6 un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial (-T6). Las temperaturas y tiempo para el tratamiento térmico fueron establecidos previamente [110, 111]. El objetivo del tratamiento térmico postsoldadura fue recuperar las propiedades mecánicas iniciales del material base en la ZAT y en el metal de

La temperatura de solubilización para las uniones de aluminio 6061-T6 fue de 530 °C con un tiempo de permanencia de 1 hora y una velocidad de calentamiento de 8.8 °C min⁻¹ como se muestra en la Figura 2.3. El enfriamiento rápido se llevó a cabo con una velocidad de enfriamiento alta, es decir, la velocidad crítica de enfriamiento debe ser tal que sobrepase el vértice de la curva C de precipitación de la aleación 6061 a partir de la temperatura de solubilización. El medio de enfriamiento fue agua a temperatura ambiente.

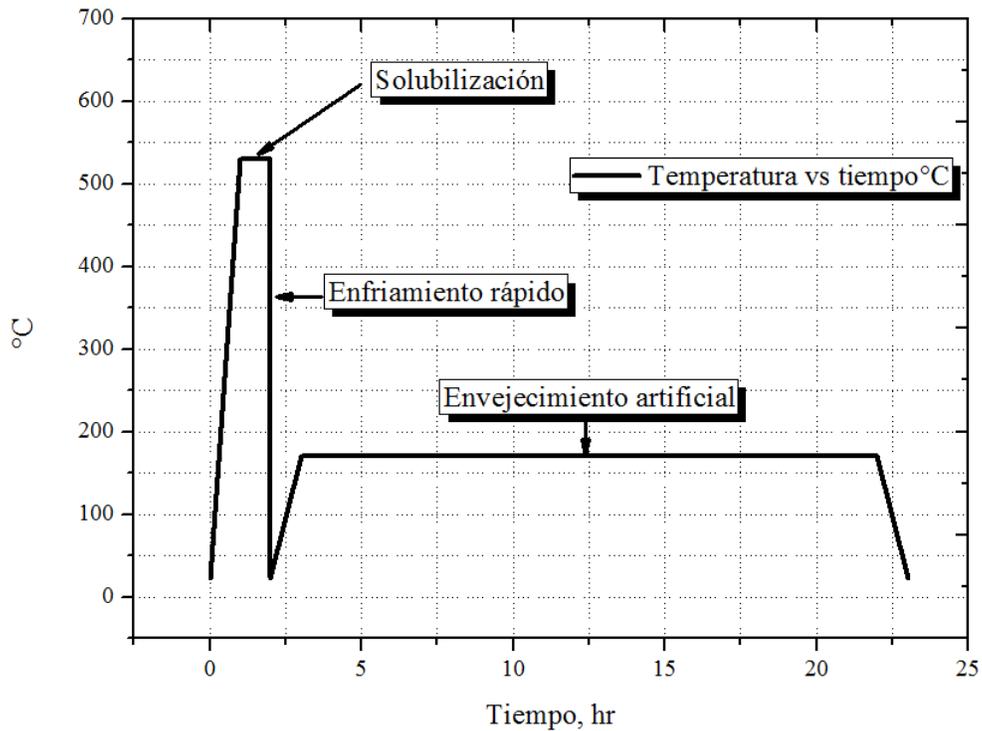


Figura 2.3. Ciclo de calentamiento y enfriamiento empleado para realizar el tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial.

2.4. Dimensiones de las probetas para caracterización mecánica

Posterior al tratamiento térmico se realizaron mediciones de microdureza en un perfil de soldadura de 80 mm de longitud, el cual fue preparado por medio de desbaste y pulido a espejo con pasta de diamante de 3 μm . Para la medición de dureza Vickers se empleó una carga de 0.981 N (0.1 kg) con un tiempo de permanencia del indentador de 15 s. Considerando un plano en 2D, a partir del origen del sistema de coordenadas mostrado en la Figura 3, se realizó un barrido de microdureza Vickers a cada 2 mm en el eje y y a cada 0.5 mm en el eje x, haciendo un total de 800 mediciones. A partir de las mediciones de microdureza en el perfil de soldadura se elaboró un mapa de microdureza, para observar el efecto del tratamiento térmico en la unión.

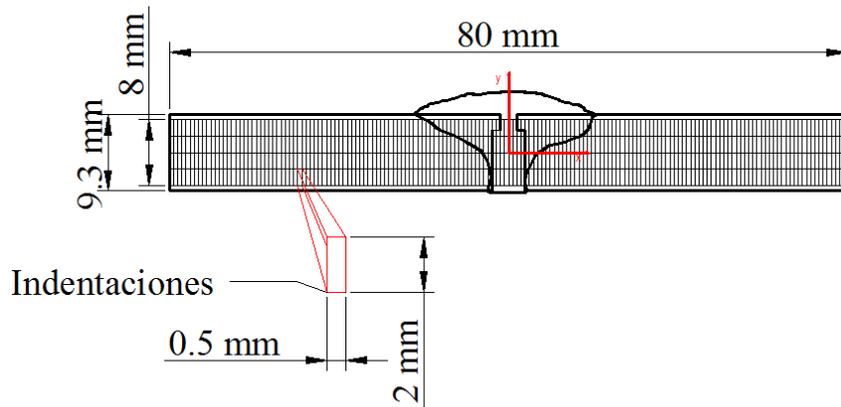


Figura 2.4. Esquema del perfil de soldadura y malla virtual para la medición de microdureza.

2.4.2. Ensayo de tensión

Para el ensayo de tensión se utilizó como referencia la norma ASTM B557 [91], de la cual se determinaron las dimensiones de la unión soldada. Las probetas fueron de sección transversal circular y la geometría de las mismas se presenta en la Figura 2.5, con las dimensiones indicadas en la Tabla II.2.

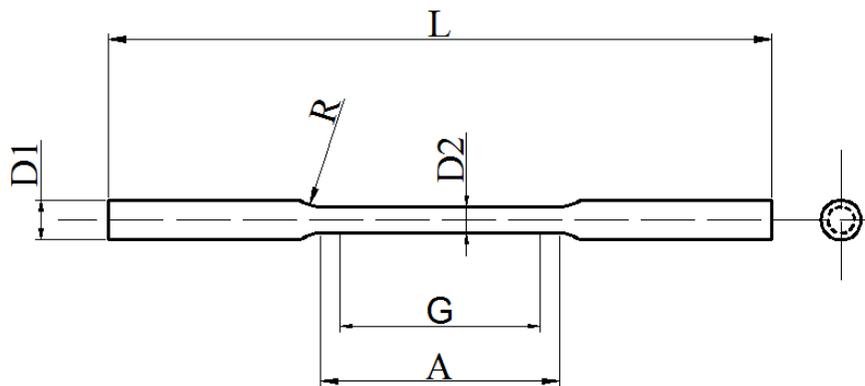


Figura 2.5. Probetas para ensayos de tensión.

Tabla II.2. Dimensiones de las probetas ensayadas a tensión.

	Dimensiones, mm
Longitud calibrada, G	45±0.09
Diámetro sección reducida, D2	6
Diámetro de la sección de sujeción, D1	9
Longitud de la sección reducida, A	54
Radio de filete mínimo, R	8
Longitud total, L	150

El ensayo de tracción fue realizado en una máquina de ensayos universales Zwick/Roell con capacidad de carga de 100 kN y una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1 mm min⁻¹. El incremento de la longitud de la sección reducida de las probetas fue cuantificado por medio de un extensómetro con una longitud calibrada de 25 mm. Con los resultados del ensayo realizados se obtuvieron datos del incremento de longitud (Δl), y la fuerza aplicada F. Con la siguiente expresión se determinó el esfuerzo convencional, para ello se calculó el área de la sección reducida ($A=28.27 \times 10^{-6} \text{ m}^2$) y se utilizaron las siguientes ecuaciones:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad \text{Ec. 2.2}$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_o} \quad \text{Ec. 2.3}$$

A través de los resultados de esfuerzo y deformación convencional, se obtuvieron los valores de esfuerzo y deformación real, antes de la formación de la estricción utilizando las siguientes ecuaciones:

$$\sigma_{real} = \ln(1 + e) \quad \text{Ec. 2.4}$$

$$\varepsilon_{real} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln(1 + e) \quad \text{Ec. 2.5}$$

A partir de las curvas de esfuerzo-deformación real y convencional se obtuvieron las siguientes propiedades mecánicas: esfuerzo de fluencia (σ_0), módulo de elasticidad (E), esfuerzo máximo (σ_{max}), coeficiente de resistencia (H), exponente de endurecimiento por deformación (n), porcentaje de alargamiento y tenacidad. El endurecimiento, considerando la curva esfuerzo-deformación real fue calculado mediante la ecuación de Ludwik-Hollomon para las deformaciones plásticas:

$$\sigma = H\varepsilon^n \quad \text{Ec. 2.6}$$

2.4.3. Ensayo de fatiga de alto número de ciclos

El ensayo de fatiga de alto ciclaje, fue realizado en una máquina MTS con capacidad de aplicación de carga dinámica de 250 kN, se consideró una relación de carga de amplitud constante a $R= 0.1$ con una frecuencia de 25 Hz, onda sinusoidal en aire atmosférico a una temperatura de 20 °C y se utilizó como referencia la norma ASTM E466 [109]. La superficie de la sección reducida de las probetas se pulió a un acabado espejo para obtener una rugosidad aproximada $Ra=0.05 \mu\text{m}$.

Se consideró que las probetas tuvieran con un radio constante entre los extremos, además, el radio de curvatura no debe ser inferior a ocho veces el diámetro mínimo de la sección reducida (DI) para minimizar el factor de concentración de esfuerzos (K_t). También La longitud de la sección reducida debe ser mayor que tres veces el diámetro mínimo de la sección de prueba (Figura 2.6).

. La Tabla II.3 muestra las dimensiones de las probetas ensayadas.

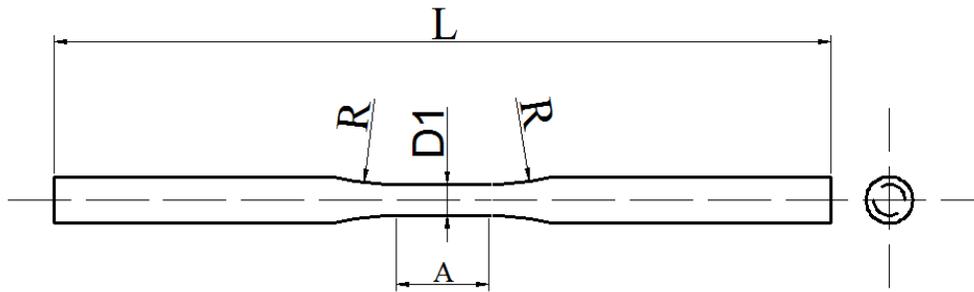


Figura 2.6. Probeta de fatiga con radio continuo entre los extremos

Tabla II.3. Dimensiones de las probetas ensayadas a fatiga de alto número de ciclos.

	Dimensiones, mm
Diámetro sección reducida, D1	6
Longitud de la sección reducida, A	18.1
Radio de filete mínimo, R	48
Longitud total, L	150

Para la preparación de las muestras se estableció el siguiente procedimiento: 1.- Mecanizado de las probetas, 2.- Tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial y 3.- Pulido espejo de la sección reducida de las probetas. Este orden se utilizó debido para evitar que el efecto del mecanizado y el tratamiento térmico influyeran en las pruebas de vida a la fatiga. Una vez que se estableció el procedimiento, fue aplicado para todas las probetas en el mismo orden. La eliminación de metal final se hizo en una dirección paralela al eje largo de la muestra utilizando un paño de algodón, alcohol, pasta de diamante de 3 μm y de 1 μm hasta obtener una rugosidad de 0.05 μm (pulido espejo). Se eliminaron las marcas del mecanizado circunferencial, o cuando menos, no fueron visibles a simple vista. Todo este procedimiento fue

explicado en este apartado a detalle, ya que se sabe que estas variables influyen considerablemente en el comportamiento de vida a la fatiga.

Para los ensayos de fatiga de alto número de ciclos de consideraron los datos de la tabla Tabla II.4 y Tabla II.5 para el caso del material base, los datos de la tabla Tabla II.6 y Tabla II.7 para el caso de uniones de aluminio con tratamiento térmico post-soldadura.

Tabla II.4. Niveles de esfuerzo para ensayos de fatiga uniaxial de material base.

Probeta	Nivel de esfuerzo (MPa)	Diámetro promedio de la sección reducida (mm)	Área mm ²
1	280	5.8420	26.80
2	280	5.9306	27.62
3	260	5.8750	27.10
4	260	5.6393	24.97
5	240	5.8955	27.29
6	240	5.7616	26.07
7	220	5.7196	25.69
8	220	5.8553	26.92
9	200	5.8406	26.79

Tabla II.5. Niveles de carga para ensayos de fatiga de alto número de ciclos de material base.

	σ (MPa)	P_{max} (kN)	P_{min} (kN)	ΔP (kN)	P_{media} (kN)	P_{amp} (kN)
Probeta 1	280	7.50	0.75	6.75	4.12	3.36
Probeta 2	280	7.73	0.77	6.96	4.25	3.51
Probeta 3	260	7.04	0.70	6.34	3.87	3.19
Probeta 4	260	6.49	0.64	5.84	3.57	2.91
Probeta 5	240	6.55	0.65	5.89	3.60	2.96
Probeta 6	240	6.25	0.62	5.63	3.44	2.84
Probeta 7	220	5.65	0.56	5.08	3.10	2.53
Probeta 8	220	5.92	0.59	5.33	3.25	2.69
Probeta 9	200	5.35	0.53	4.82	2.94	2.35

Tabla II.6. Niveles de esfuerzo para ensayos de fatiga uniaxial de uniones de aluminio con TTPS.

Probeta	Nivel de esfuerzo (MPa)	Diámetro promedio de la sección reducida (mm)	Área mm ²
1	240	5.8793	27.14
2	220	5.8240	26.63
3	220	5.9370	27.68
4	220	5.9745	28.03

5	210	5.8843	27.19
6	200	6.5100	33.28
7	200	5.8843	27.19
8	190	5.8230	26.63
9	190	6.0040	28.31
10	190	5.7600	26.05
11	180	5.6100	24.71
12	180	6.0640	28.88
13	160	5.9210	27.53
14	140	5.8960	27.30
15	140	5.8660	27.02
16	120	5.9200	27.52

Tabla II.7. Niveles de carga para ensayos de fatiga de alto número de ciclos de uniones de aluminio con TTPS.

	σ (MPa)	P_{max} (kN)	P_{min} (kN)	ΔP (kN)	P_{media} (kN)	Amplitud (kN)
Probeta 1	240	6.51	0.65	5.86	3.58	2.96
Probeta 2	220	5.86	0.58	5.27	3.22	2.64
Probeta 3	220	6.09	0.60	5.48	3.34	2.73
Probeta 4	220	6.16	0.61	5.55	3.39	2.83
Probeta 5	210	5.71	0.57	5.13	3.14	2.52

Probeta 6	200	6.65	0.66	5.99	3.66	3.05
Probeta 7	200	5.43	0.54	4.89	2.99	2.49
Probeta 8	190	5.05	0.50	4.55	2.78	2.26
Probeta 9	190	5.37	0.53	4.84	2.95	2.44
Probeta 10	190	4.95	0.49	4.45	2.72	2.21
Probeta 11	180	4.44	0.44	4.00	2.44	2.00
Probeta 12	180	5.19	0.51	4.67	2.85	2.59
Probeta 13	160	4.40	0.44	3.96	2.42	2.01
Probeta 14	140	3.82	0.38	3.44	2.10	1.72
Probeta 15	140	3.78	0.37	3.40	2.08	1.72
Probeta 16	120	3.30	0.33	2.97	1.81	1.65

A partir de los resultados obtenidos, se construyeron curvas de Wöhler para la aleación de aluminio 6061-T6, uniones en condición de soldadura y posterior al tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial.

2.4.4. Ensayo de crecimiento de grietas por fatiga

De acuerdo a las recomendaciones establecidas en la designación ASTM E647 [112], se elaboraron probetas tipo compacto (CT) para los ensayos de crecimiento de grietas por fatiga, las cuales se fabricaron con la geometría que se muestra en la Figura 2.7.

Para este caso se utilizó la misma relación de carga y frecuencia utilizada en los ensayos de fatiga de alto ciclaje. Inicialmente se indujo una pre-grieta de 1 mm ($a = 17.0$ mm) empleando

un $\Delta P = 6.0$ kN y un ΔK recomendado para la pre-grieta de $12.8 \text{ MPa m}^{1/2}$ y para la propagación es de $11.48 \text{ MPa m}^{1/2}$ [113]. Posteriormente, se llevó a cabo la propagación de la grieta utilizando un $\Delta P = 5.0$ kN. Las grietas fueron propagadas hasta una longitud de 24 mm ($\alpha = 0.3$) que es la longitud máxima que el sensor puede medir. Además, el ensayo fue llevado a cabo a temperatura ambiente en aire atmosférico.

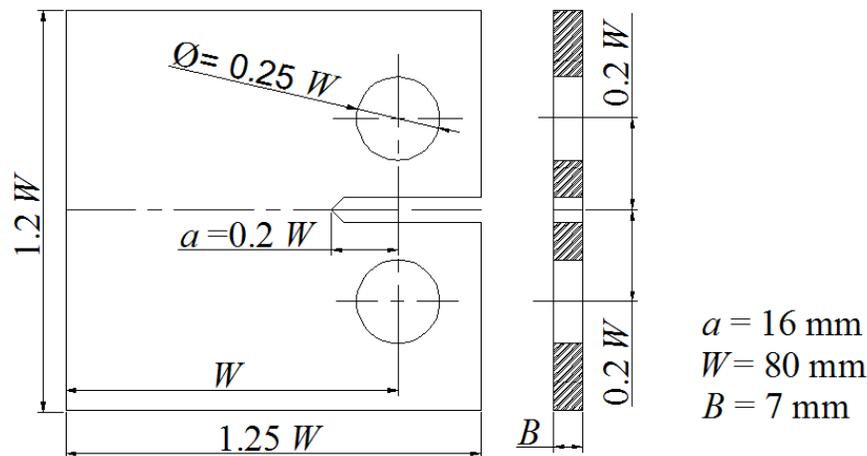


Figura 2.7. Dimensiones de probetas tipo CT (ASTM E647).

Las dimensiones de las probetas fueron calculadas de acuerdo a los factores específicos para cada tipo de probeta, que en este caso se rigen por la relación:

$$W/20 \leq B \leq W/4 \quad \text{Ec. 2.7}$$

Con el fin de eliminar concentraciones de esfuerzos durante el crecimiento de la grieta se realizó el pulido a espejo en ambas superficies de las probetas. En una cara se colocó papel milimétrico para poder hacer la medición de la grieta, durante la propagación de la misma.

A fin de establecer los valores de carga máxima y mínima de la prueba fue necesario realizar los cálculos correspondientes a partir de las dimensiones de las probetas y el valor inicial del rango del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK). Cabe mencionar que la prueba se realizó en

condiciones de amplitud de carga constante, de manera que durante la prueba se tiene una ΔK creciente, a medida que la grieta crecía.

El crecimiento de grietas por fatiga, se dividió en 2 etapas, la primera etapa corresponde al preagrietamiento de las probetas y posteriormente la etapa de la propagación. Para poder calcular el rango del factor e intensidad de esfuerzos ΔK , es necesario conocer las medidas de la probeta, en donde B y W son constantes y están previamente definidas por la geometría de la probeta en la Figura 2.7. El rango del factor de intensidad de esfuerzos se expresa mediante la siguiente ecuación:

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2 + \alpha)}{BW^{1/2}(1 - \alpha)^{3/2}}(0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad \text{Ec. 2.8}$$

$$\alpha = \frac{a}{W} \quad \text{Ec. 2.9}$$

donde a es la longitud de la grieta y tiene un valor inicial de 16 mm.

De la ecuación anterior, se puede despejar ΔP , que correspondiente para la pre-grieta:

$$\Delta P = \frac{(12.8 \times 10^6)(0.007)(0.08)^{1/2}(1 - 0.2)^{3/2}}{(2 + 0.2)[0.866 + 4.64(0.2) - 13.32(0.2)^2 + 14.72(0.2)^3 - 5.6(0.2)^4]}$$

$$\Delta P = 5939 \text{ N} \cong 6 \text{ kN}$$

El ΔP para la condición de propagación:

$$\Delta P = \frac{(11.48 \times 10^6)(0.007)(0.08)^{1/2}(1 - 0.2)^{3/2}}{(2 + 0.2125)[0.866 + 4.64(0.2125) - 13.32(0.2125)^2 + 14.72(0.2125)^3 - 5.6(0.2125)^4]}$$

$$\Delta P = 5130 \text{ N} \cong 5 \text{ kN}$$

El pre-agrietamiento y la prueba de propagación de grietas por fatiga se realizó en las 4 probetas estándar tipo compacto (CT), una señal sinusoidal, la temperatura ambiente de laboratorio, ΔP igual a 6 kN y 5 kN para la pre-grieta y propagación. La carga máxima calculada fue de 6.66 kN y 5.55 kN, respectivamente, aplicadas en ciclos de carga sinusoidal con una frecuencia de 25 Hz y una relación de carga constante (tensión-tensión) de R de 0.1. Se utilizó una máquina MTS (Figura 15) con capacidad en Dinámico 250 kN, estático: 333 kN

La presenta las condiciones bajo las cuales se realizaron los ensayos para la propagación y pre-grieta (a una longitud de 1 mm).

Tabla II.8. Parámetros para el ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.

	Pre-grieta	Propagación
Carga máxima	6.66 kN	5.55 kN
Carga mínima	0.66 kN	0.55 kN
Carga media	3.66 kN	3.05 kN
Amplitud	3.0 kN	2.5 kN
ΔK inicial	12.9 MPa m ^{1/2}	11.2 MPa m ^{1/2}
Relación de carga	0.1	
Frecuencia	25 Hz	

Para poder hacer la medición por medios ópticos se utilizó un boroscopio marca OLYMPUS Implex LX (Figura 2.8). Este dispositivo es capaz de hacer mediciones utilizando una cámara que permitía evaluar el avance de la longitud de la grieta durante el experimento. El boroscopio se empleó para poder amplificar la imagen y poder medir el crecimiento de grietas durante el ensayo.

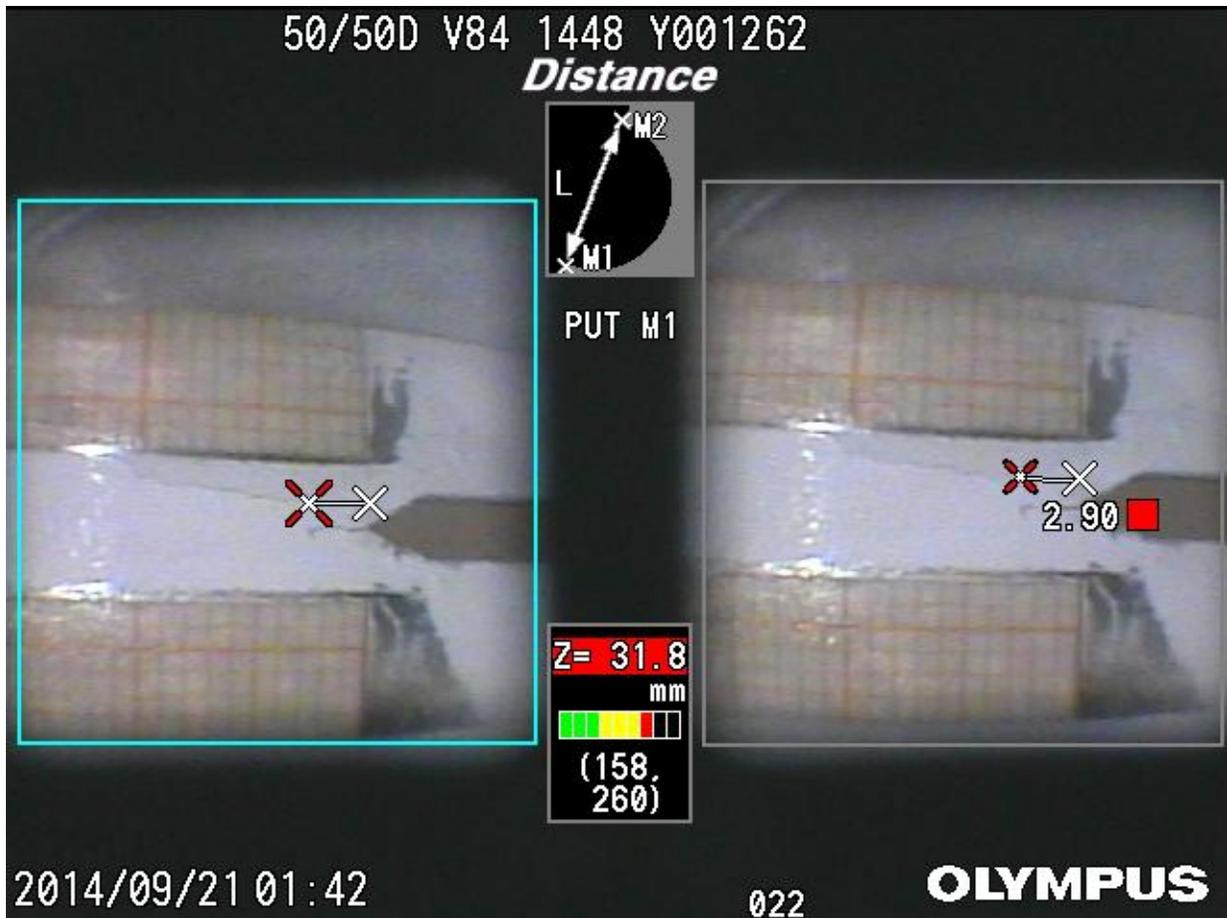


Figura 2.8. Medición de crecimiento de la grieta empleando la cámara de un boroscopio.

Además del boroscopio, la propagación de la grieta fue monitoreada por medio de un sensor tipo TK-09-CPD01-NRA/DP [114](Figura 2.9). El sensor cuenta con una rejilla de 20 filamentos de cobre separados a una distancia de 1.27 mm que establecen una resistencia eléctrica de 11Ω . De tal forma que en función del crecimiento de la grieta, se rompen los alambres del circuito y puede medirse un cambio de voltaje. El sensor funciona como una resistencia variable como consecuencia de un diferencial de potencial, que puede ser medido mediante un circuito y una tarjeta de adquisición de datos.

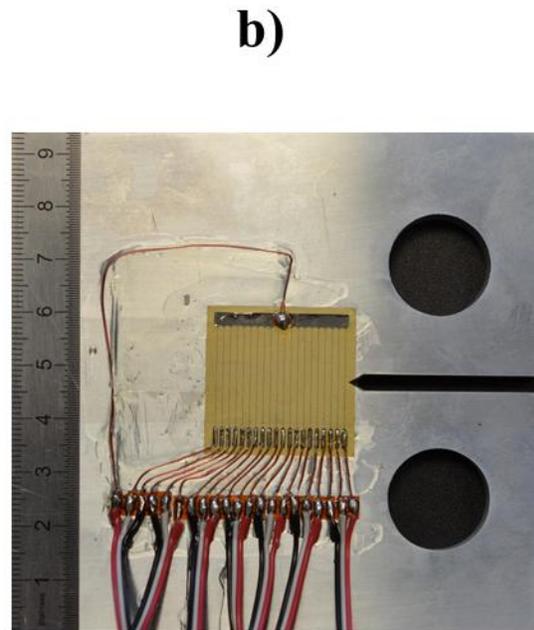
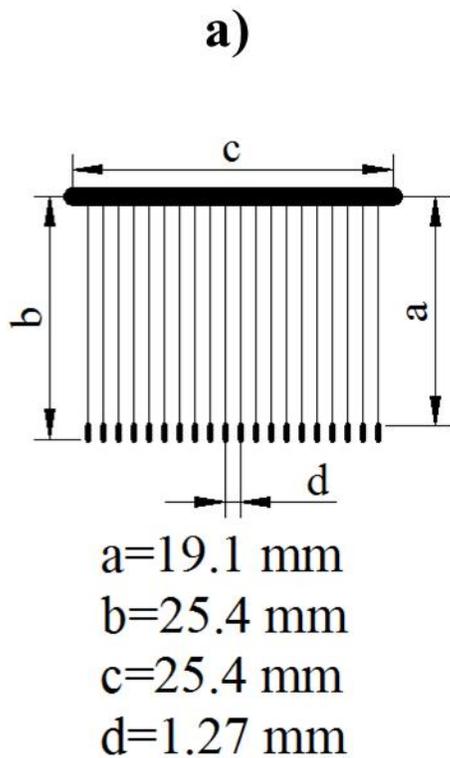


Figura 2.9. a) Sensor tipo CPD, b) instrumentación el sensor en la probeta tipo CT para medición de crecimiento de grieta por fatiga.

Para medir la diferencia de potencial que permite cuantificar el crecimiento de la grieta, se diseñó un circuito rectificador para medir voltaje en el orden de 0-10 mV (Figura 2.10). Se implementó un rectificador de voltaje LM7815, un capacitor electrolítico de 33 μF y resistencias de precisión $R_0=100 \text{ K}\Omega$, $R_1=$ Resistencia del sensor CPD y $R_2=50 \Omega$.

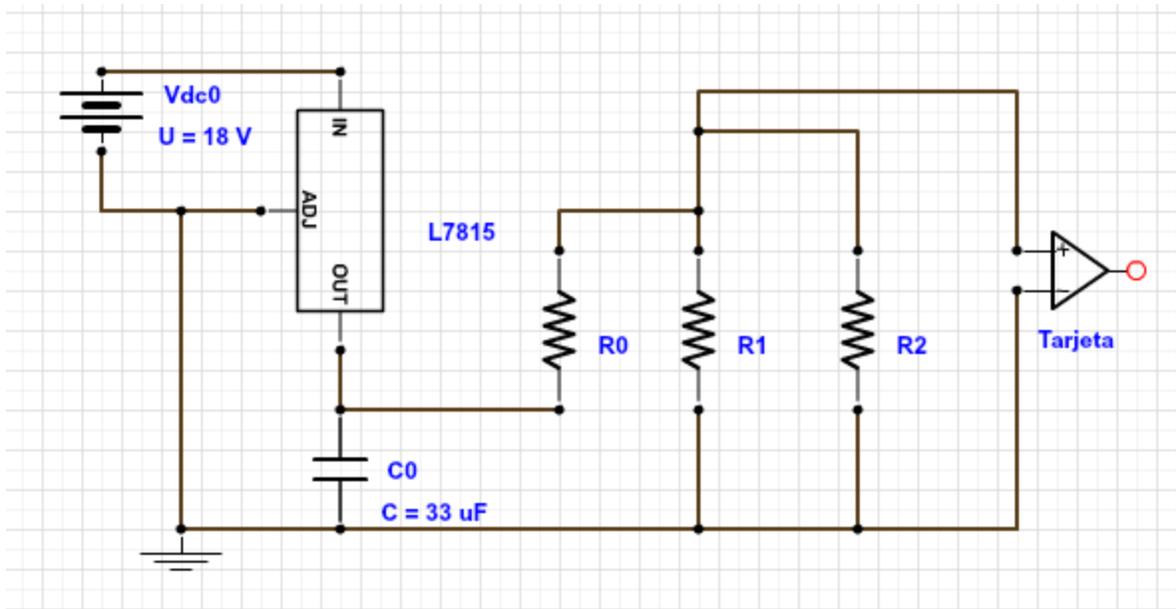


Figura 2.10. Circuito rectificador para medir el diferencial de potencial del sensor tipo CPD, durante el crecimiento de la grieta.

Se cuantificó el crecimiento de grieta por medio de una tarjeta de adquisición de datos de NI 9234 con una capacidad de velocidad de monitoreo de 100 kHz con una capacidad para medir voltaje en un rango de 10 mV. La tarjeta de adquisición de datos se ajustó a una frecuencia de 25 Hz para que fuera igual a la frecuencia del ensayo en la máquina de fatiga. A través de un programa realizado en LabVIEW® (Figura 2.11), se adquirió, procesó, filtró y desplegó la señal adquirida en el sensor CPD para la evaluación de la longitud de grieta por fatiga.

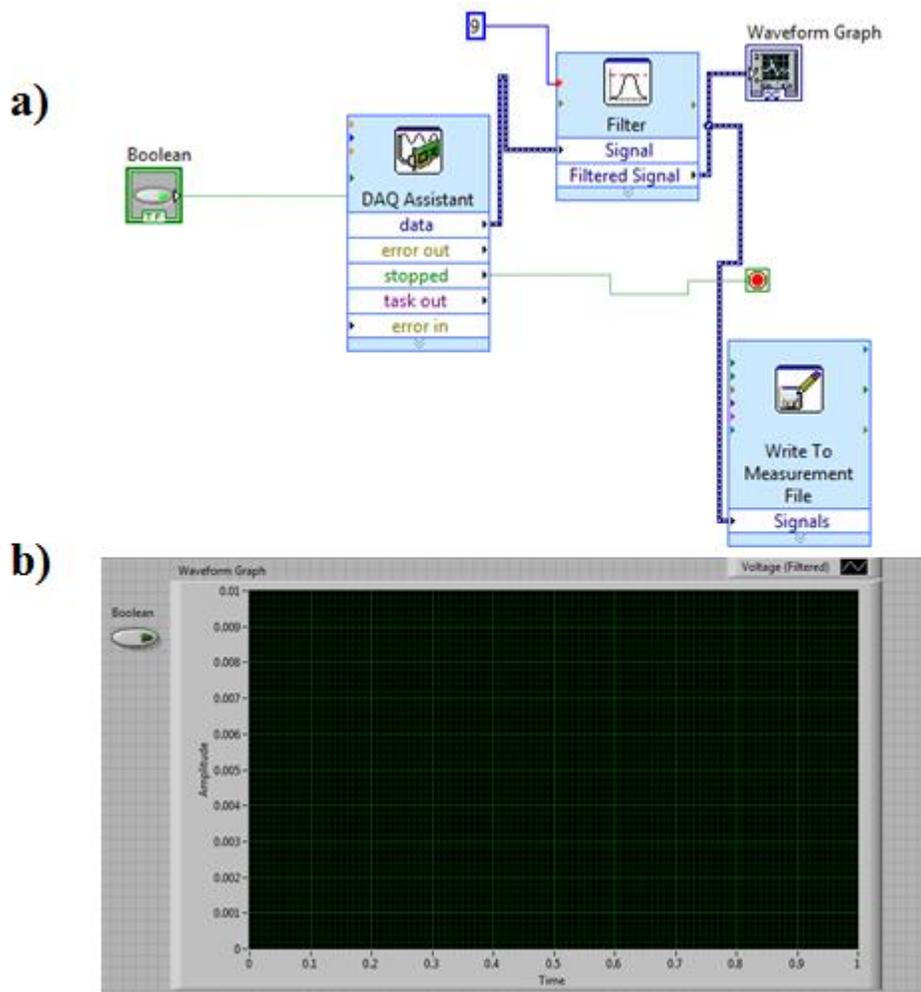


Figura 2.11. Programa en Labview® para adquisición de señal del sensor CPD

2.5. Análisis de superficies de fractura

Finalmente, se llevó a cabo el análisis de las superficies de fractura por medio de un microscopio electrónico de barrido con emisión de campo de alta resolución modelo JEOL JSM-7800f, para identificar las características de la fractura y establecer una relación entre la formación de las estrías y la rapidez de crecimiento de grietas .

3. Análisis y discusión de resultados

3.1. Análisis químico del material base y electrodo

El análisis químico cuantitativo de la aleación se llevó a cabo mediante la técnica de espectrometría por absorción atómica, para determinar la correcta correspondencia de los elementos de aleación con las composiciones químicas nominales establecidas en la designación ASTM B 209M-01 (Standard Specification for Aluminum-Alloy Sheet and Plate) [115]. Los valores se muestran en la Tabla III.1.

Tabla III.1. Composición química nominal y real (% en peso) de los materiales empleados.

Composición	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Otros
Metal base Nominal 6061-T6	97	0.4-0.8	0.7	0.15	0.15	0.8-1.2	0.04	0.25	0.15	0.05
Metal base Real 6061-T6	97.68	0.561	0.29	0.31	0.05	0.97	0.057	0.02	0.02	0.16
Electrodo Nominal ER4043	93.2	5.25	0.8	0.30	0.05	0.05	-	0.10	0.20	0.05
Electrodo Real ER4043	92.9	5.05	0.26	0.12	0.01	0.04	0	0.10	0.01	0.05

Como se observa, los porcentajes en peso de los elementos de aleación se encuentran dentro del rango de composición química nominal mostrada en la tabla anterior. Con ello, se puede tener un grado de certeza aceptable para el posterior análisis de los resultados de los ensayos obtenidos.

3.2. Perfil macroestructural de las uniones de aluminio 6061-T6

La **Figura 3.1** muestra las características macroestructurales de las uniones de aluminio. La **Figura 3.1a** corresponde a uniones de aleación de aluminio hecha con una junta tipo V. La **Figura 3.1b** corresponde a uniones de aleación de aluminio hecha con una junta AEIM en condición tal como quedó soldado el material, a partir de las cuales se pueden observar las diferentes zonas que comprenden la unión (metal base, zona afectada térmicamente (ZAT) y metal fundido). Al utilizar un solo paso de soldadura se puede observar como las zonas de la ZAT tienden a ser más regulares con respecto a soldaduras realizadas con el tipo de junta en V, lo cual indica que la disipación de calor por conducción a través del material sigue un patrón más homogéneo, ya que el proceso de AEIM propicia la fusión total del espesor de las placas unidas. Lo anterior es resultado de la aplicación de un solo paso de soldadura y la preparación recta de las paredes en la junta.

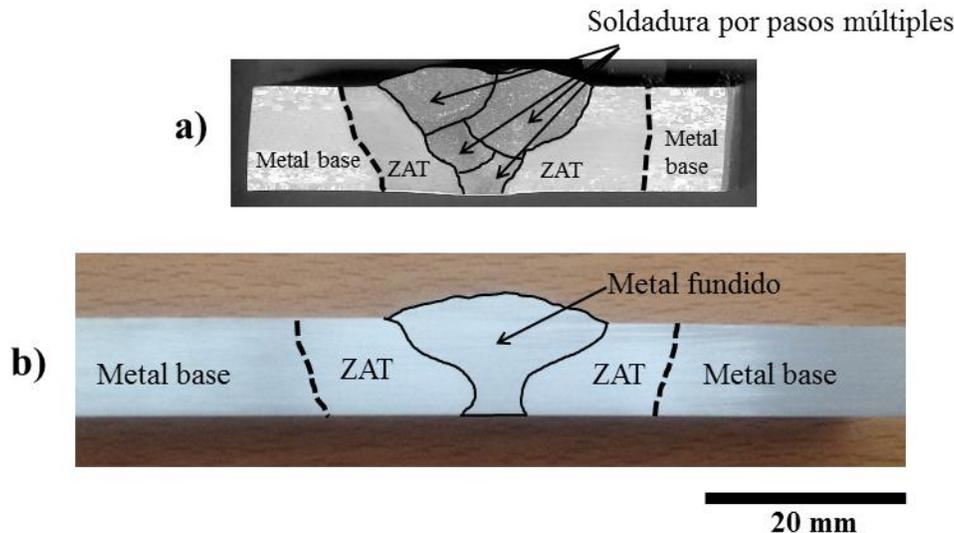


Figura 3.1. Perfil macroestructural de la unión soldada, a) junta tipo V, b) junta AEIM.

Durante el proceso de soldadura se promovió la dilución de Al, Si, y Mg en la zona de fusión. Debido a ello, el metal de soldadura y la zona de fusión parcial tuvieron características de resistencia diferentes a la zona tratada por solución, la ZAT y el metal base. En la zona de fusión se produjo una composición química tal se endureció por solución sólida y envejecido natural (80 HV_{0.1}). La zona tratada por solución tenía la misma composición química antes y

después del proceso de soldadura pero esta zona alcanzó una temperatura por encima de la línea de solvus, es decir, se obtuvo una solución sólida sobresaturada que se enfrió lentamente hasta alcanzar la temperatura ambiente y que envejeció naturalmente hasta alcanzar 90 HV_{0.1}. La ZAT, es la zona más afectada durante el proceso de soldadura, algunos estudios [23, 107] han revelado que las propiedades mecánicas a la tensión disminuyen hasta un 50% con respecto al material base y la microdureza disminuye de 107 HV_{0.1} a 60 HV_{0.1}. La Figura 3.2 muestra el diagrama esquemático del efecto térmico en la unión de aleación de aluminio 6061-T6, donde se aprecia la zona sobre-envejecida donde las propiedades mecánicas sufren la mayor afectación.

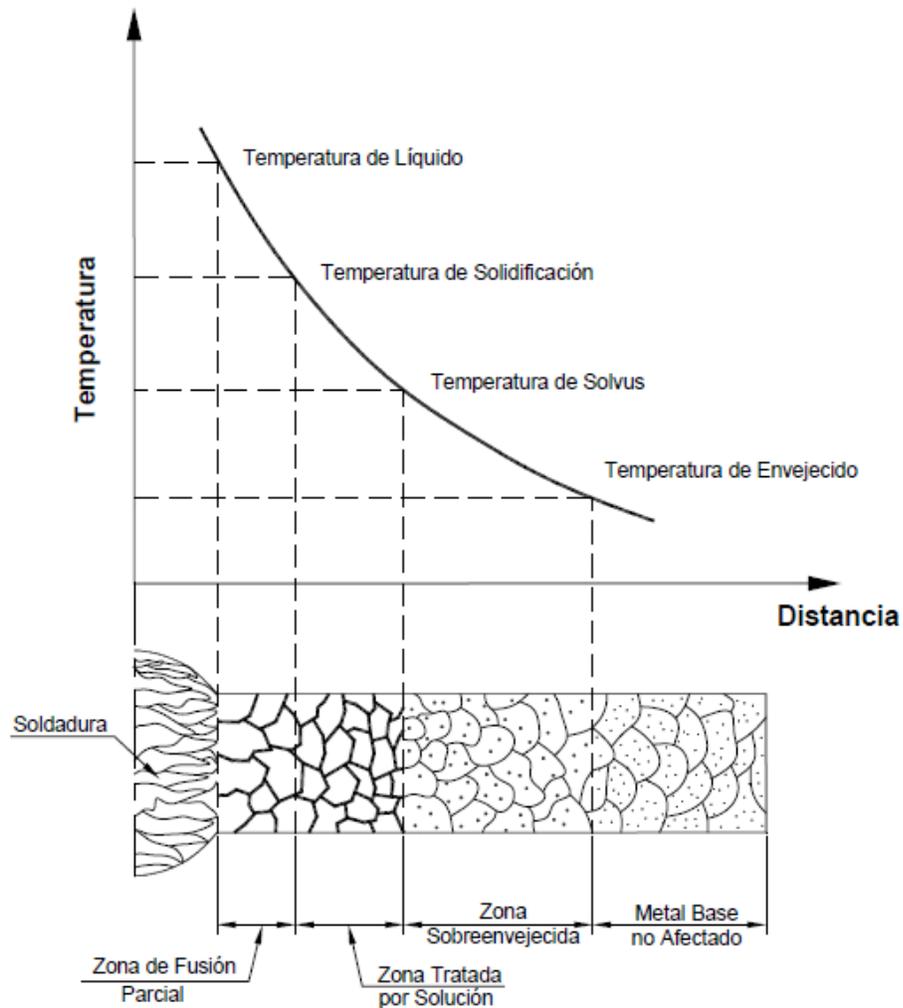


Figura 3.2. Diagrama esquemático del efecto térmico de la soldadura por fusión sobre la unión soldada de la aleación de aluminio 6061-T6 [110].

Un aspecto importante del perfil macroestructural son las áreas que componen a la unión de aleación de aluminio 6061-T6. A través del cálculo de estas áreas es posible calcular el porcentaje de dilución para obtener la correlación que existe entre el porcentaje de dilución y el incremento en las propiedades mecánicas. Para el cálculo del porcentaje de dilución se consideró el área original de la preparación de la junta, las áreas fundidas en ambos lados del material base, así como la corona y raíz de la soldadura mediante la siguiente expresión [116]:

$$\% \text{dilución} * 100 = \frac{A1 + A2}{A1 + A2 + B1 + C1 + C2} \quad \text{Ec. 3.1}$$

$$\% \text{dilución} = \frac{A1 + A2}{A_F} = \frac{68.77}{150.41} * 100 = 45.7\%$$

Donde A1, A2, A3, B1, C1 y C2 son las áreas que componen a la unión soldada, de acuerdo con la Figura 3.3.

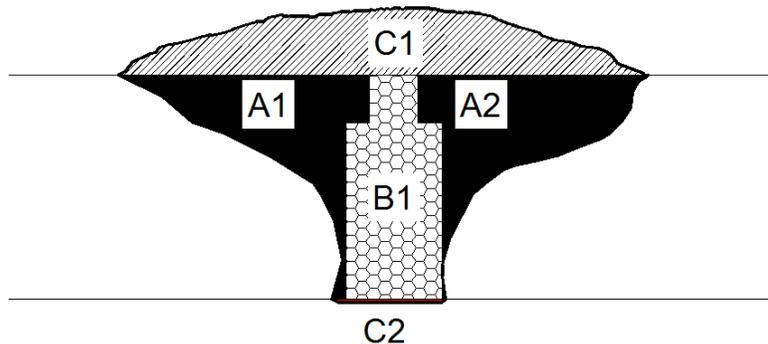


Figura 3.3. Representación esquemática para el cálculo del *%dilución*

El porcentaje de dilución con la técnica de AEIM es elevado (45.7%), comparado con la junta en simple V (20% [117]). Esto significa que una proporción alta de átomos de Si son adicionados en la zona fundida por el material de aporte (ER4043) y se combinan con átomos

de Mg provenientes del material base. Esta combinación favorece la generación de intermetálicos, y por tanto es posible el endurecimiento por solución sólida y precipitación.

El tratamiento térmico posterior a la soldadura (TTPS) se aplicó en secciones como las que se muestran en la Figura 3.1, para determinar el efecto sobre las propiedades mecánicas de las uniones soldadas, es decir, revertir el sobre-envejecimiento producido por el proceso de soldadura. El tratamiento térmico se siguió de acuerdo con lo establecido en el procedimiento experimental.

Como se estableció, se indujo un proceso de solubilización, el cual consistió en disolver los elementos de aleación y producir una sola fase sobresaturada α . Es decir, se tendrán propiedades mecánicas de solubilización donde la aleación tendrá un grado de endurecimiento por precipitación nulo debido a la ausencia de intermetálicos Mg_2Si . En esta condición se tiene una microdureza igual a $79.1 HV_{10}$.

Posterior al tratamiento térmico de solubilización y enfriamiento rápido, se llevó a cabo el proceso de envejecimiento artificial a una temperatura constante de $170\text{ }^{\circ}C$. El tiempo de envejecido fue de 19 horas, que es el tiempo más adecuado para el endurecimiento de acuerdo a la curva de envejecimiento artificial para la aleación 6061-T6 [110] (Figura 3.4).

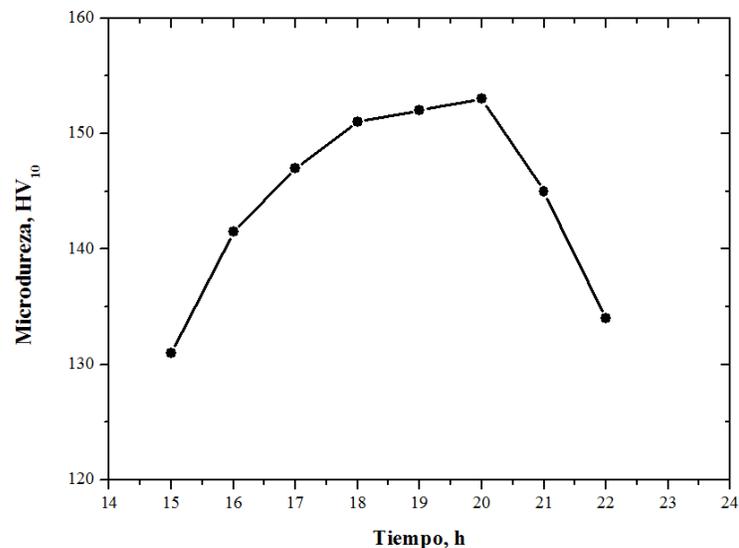


Figura 3.4. Curva de endurecimiento por envejecido artificial en una aleación 6061 [110].

El comportamiento de la curva de endurecimiento para la aleación 6061-T6, es correspondiente con la secuencia de precipitación de las aleaciones Al-Si-Mg según Edwards [6]. Es decir, al principio la microdureza se incrementa por el envejecido artificial dando lugar a la formación de las zonas de Guiner-Preston. Desde el punto de vista de coherencia e incoherencia el grado de endurecimiento de la fase β'' , que tiene forma de agujas (finas y dispersas), le confieren a la aleación la dureza máxima debido al proceso de envejecido artificial.

La Figura 3.5 muestra la micrografía obtenida por microscopía electrónica de transmisión, en donde se pueden observar las partículas de la fase β'' de tamaño fino y otras partículas de un tamaño mayor en condición de sobre-envejecido, las cuales pueden ser partículas de Mg_2Si . Las propiedades mecánicas en la ZAT son las más bajas que se pueden encontrar en la unión de la aleación de aluminio 6061-T6, producto del tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura elevada y tiempo corto, generando un sobre-envejecido en la unión. Esta transformación microestructural se puede observar en la Figura 3.5 donde se pueden observar partículas de la fase β' .

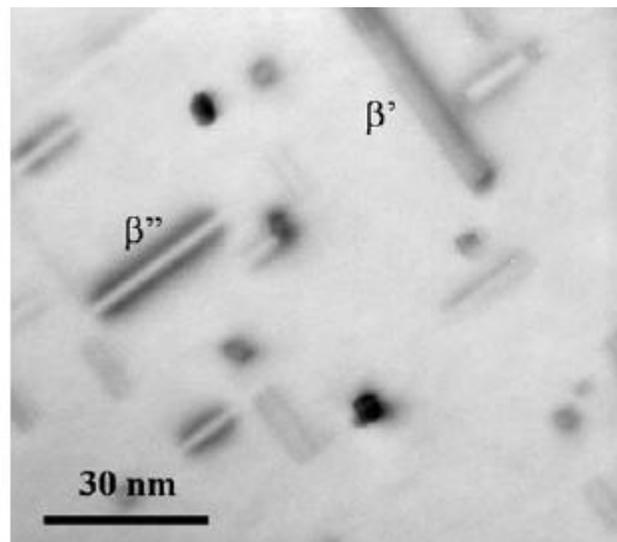


Figura 3.5. Combinación de precipitados en forma cilíndrica β' y partículas en forma de agujas finas β'' después de aplicar un ciclo térmico a 315 °C durante 10 segundos.

En las aleaciones de aluminio 6061-T6, el pico máximo de las propiedades mecánicas se presenta cuando se envejece artificialmente a la aleación por debajo de la línea de solvus las cuales dependen del contenido de Si y Mg tal como se presenta en la porción de aluminio del sistema cuasi binario.

Sin embargo, conforme se incrementa el tiempo de precipitación, la dureza comienza a disminuir debido a la formación de la fase β' , la cual es muy probable encontrar entre 19 y 20 horas, es decir, antes de la transformación de la fase de equilibrio β , la cual se encuentra a 20 horas. Después de ese tiempo la aleación sobre-envejece y las propiedades mecánicas disminuyen rápidamente [118].

La estabilidad de la fase sobresaturada es la condición necesaria para poder ser endurecida en el proceso de envejecimiento artificial. Esto se debe a la propia dimensión y forma de las partículas de β'' que mantienen continuidad con la estructura cristalina siendo coherente con la misma. Entonces se produce una mayor dificultad que imponen los precipitados al movimiento de las dislocaciones en la fase matriz, como consecuencia del impedimento que experimentan las dislocaciones en su desplazamiento interno. En el caso de precipitación el impedimento no puede ser ocasionado más que por las partículas precipitadas coherentes. Además, el precipitado coherente aumenta el esfuerzo cortante requerido para el deslizamiento de las dislocaciones debido a que la coherencia de las partículas β'' involucran la continuidad de los planos cristalinos de la matriz de la aleación.

Si se produjera la discontinuidad de los planos cristalinos en el entorno de la partícula precipitada, (incoherencia), el precipitado se comporta como un subgrano dentro de la microestructura (β'). La fase β' se produce debido al sobre-envejecido de la aleación. A nivel microestructural se generan partículas precipitadas gruesas, es decir, Así pues, se observa el aumento del tamaño de las partículas que favorece la formación de un subgrano desligado de la estructura cristalina a partir de las partículas coherentes. Esto establece la incoherencia entre estructura cristalina de la matriz y del precipitado, traduciéndose en la pérdida de las propiedades mecánicas favorecidas por los precipitados incoherentes.

Además de lo anterior, en la literatura se encuentra que el tratamiento térmico -T6 es un proceso reversible, es decir, pasar de sobre-envejecido a envejecido ($\beta' \rightarrow \beta''$). Aprovechando

la propiedad que tienen las aleaciones de aluminio (2xxx, 6xxx, 7xxx) de poder endurecerse por solubilización y envejecido artificial, se aplicó el TTPS a una unión de aleación de aluminio 6061-T6 para observar el efecto en la unión.

3.3. Ensayos de microdureza

El barrido de microdureza de uniones por AEIM de aluminio 6061-T6 con TTPS se muestra en la Figura 3.6. En la Figura 3.6a se muestra el barrido de microdureza de una unión soldada por AEIM [119] de la aleación 6061-T6 y en la Figura 3.6b muestra el barrido de microdureza de una unión soldada por AEIM con tratamiento térmico posterior a la soldadura (-T6).

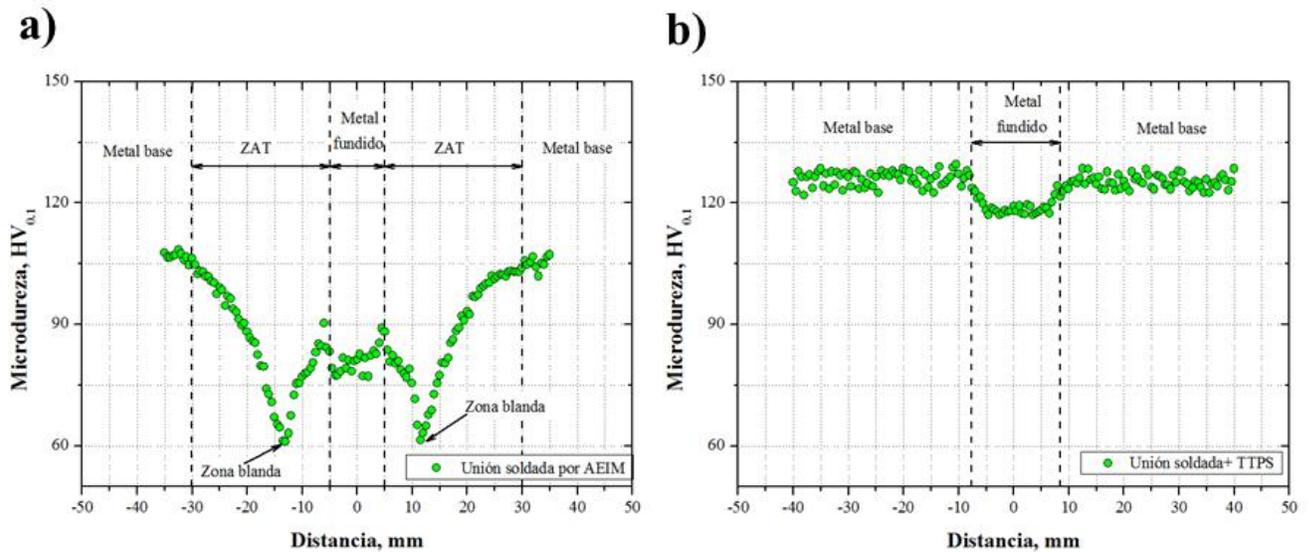


Figura 3.6. Perfil de microdureza, a) condición de soldadura [119], b) condición de soldadura con TTPS.

Se puede observar en el perfil de la Figura 3.6a variaciones de dureza importantes en el perfil de la unión en su condición de soldadura, presentándose la formación de una zona blanda (ZAT) que es una característica de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente por solubilización y envejecido artificial, debido a la transformación de precipitados β'' a β' [120, 121], lo cual es la causa de la disminución en las propiedades mecánicas de la unión debido al aporte térmico.

La Figura 3.6b muestra el perfil de microdureza obtenido después del TTPS, a partir del cual se puede observar que la dureza fuera del cordón de soldadura se ha homogeneizado a un valor aproximado de 123 HV_{0.1}. Asimismo, se nota un incremento de dureza en la zona de fusión (120.5 HV_{0.1}) con respecto a la condición de soldadura inicial (80 HV_{0.1}). Es decir, que ahora se observan solamente dos zonas con valores de dureza diferente (metal base y zona de fusión). Como el tratamiento térmico posterior a la soldadura es un proceso reversible, al ser aplicado a una unión de aluminio 6061-T6 por AEIM se puede observar que la dureza se incrementa. En la ZAT se incrementa de 55-70 HV_{0.1} a 122 HV_{0.1} y en la zona de metal fundido se incrementa de 80 HV_{0.1} a 119 HV_{0.1}.

En la zona entre el metal de soldadura y metal base (anteriormente ZAT) de una unión soldada de aluminio 6061-T6 por AEIM la dureza tiende a disminuir ligeramente, pero se mantiene en los mismos valores dentro de la zona de fusión (120.5 HV_{0.1}). En la ZAT ocurre un endurecimiento por precipitación de β' a β'' , lo cual restablece la dureza a valores del material base.

Para una mejor observación de las diferentes zonas de dureza en función del perfil transversal de soldadura, se realizó una representación en forma de mapa (Figura 3.7a) [122]. Este mapa permite localizar a la zona blanda (55-70 HV_{0.1}) de una unión de aleación de aluminio 6061-T6 [41, 123, 124].

En la Figura 3.7b, la zona donde existía la ZAT ahora se tiene una dureza similar a la del material base, debido a que la composición química en la zona de la ZAT permaneció sin cambió. Aprovechando la composición química y el tratamiento térmico T6 como un proceso reversible es posible revertir el efecto en la ZAT debido al proceso térmico durante el proceso de soldadura. En la zona de fusión existe un efecto importante del tratamiento térmico, debido a la dilución de los elementos del material base con los del material de aporte (ER4043). La dilución de estos materiales genera que el Al, Si y Mg se encuentren presentes en la zona de fusión. En el centro de la zona de fusión el Mg está presente aunque en menor cantidad. La composición química y el efecto del tratamiento térmico en la zona de fusión permite el endurecimiento por solución sólida y envejecido artificial observándose un incremento de dureza hasta del 45% (80.47 HV_{0.1} a 119 HV_{0.1}) con respecto a la condición inicial de

soldadura. Debido a ello, después del TTPS, la zona blanda de la unión de aluminio 6061-T6 por la técnica AEIM se encuentra en la zona de fusión.

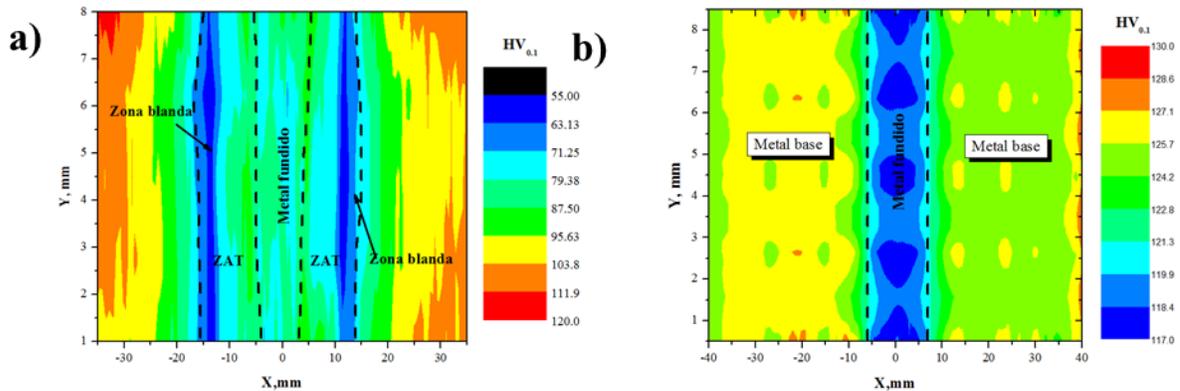


Figura 3.7. Microdureza en uniones soldadas de aluminio, a) mapa en condición inicial de soldadura, b) mapa después del tratamiento térmico posterior a la soldadura (T6).

La literatura indica que el endurecimiento por precipitación no debería presentarse en la zona de metal fundido debido a que el material de aporte solo contiene Al y Si [125]. Por tanto el material de aporte no es tratable térmicamente ya que no cumple con las condiciones necesarias para el endurecimiento por precipitación. De acuerdo a las Figuras anteriores (Figura 3.7a y Figura 3.7b), se observa que se endurece la zona de fusión debido a la técnica de AEIM después del tratamiento térmico, debido al efecto de la dilución entre el material del electrodo y el material base. Esta condición propicia la adición de Mg en la zona de fusión. Entonces con los elementos químicos necesarios en la zona de fusión para que esta aleación pueda ser endurecida por solución y precipitación es posible dar lugar a la generación de intermetálicos (Mg_2Si).

A través de la utilización de microscopia electrónica de barrido, se hizo un análisis elemental semicuantitativo para determinar el porcentaje en peso presente en el metal base y la zona de metal fundido. La concentración de Si se mantiene constante y se eleva conforme se acerca al centro de la unión. Por otro lado, la concentración de Mg se mantiene constante y decrece conforme se acerca centro de la unión. Esto se debe a que el metal de aporte no contiene Mg, es

decir, el Mg proviene de la fusión de las paredes de la junta y la dilución en el metal fundido. Al tener un área mayor de metal fundido (Figura 3.3), la concentración de Mg decrece debido a que debe ocupar un área mayor que área inicial, sin embargo el déficit de Mg se compensa con Si, incrementando la concentración en la zona de fusión (Figura 3.8). Con el tratamiento térmico, los átomos de Si y Mg tenderán a difundir para tratar de eliminar las diferencias de concentración y producir una composición homogénea en la zona de fusión.

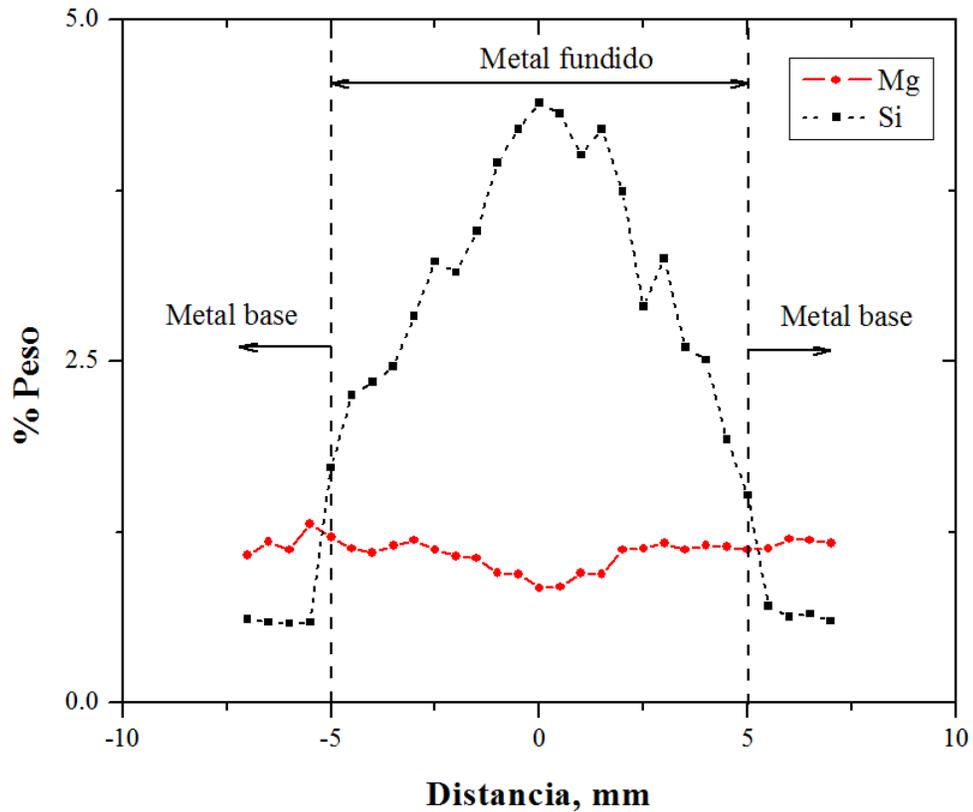


Figura 3.8. Porcentaje en peso de Si y Mg en la zona de fusión.

3.4. Propiedades mecánicas a la tensión

El efecto más importante debido al alto porcentaje de dilución en uniones soldadas por AEIM se ve reflejado en las propiedades mecánicas obtenidas mediante el ensayo de tensión. En este caso, las propiedades mecánicas de las uniones de aluminio después del TTPS con la técnica de AEIM de la aleación 6061, incrementan su resistencia a la tensión hasta un valor de 310 MPa.

El comportamiento esfuerzo-deformación del material base 6061-T6 y la soldadura de aluminio 6061-T6 con tratamiento térmico postsoldadura se muestran en la Figura 3.9. La Tabla III.2 presenta las características mecánicas principales de los ensayos de tensión. De la Figura 3.9 y la Tabla III.2 se puede apreciar que los resultados experimentales del material base son muy similares a los valores obtenidos en la literatura para la aleación 6061-T6 [119].

Después de un proceso de soldadura, la resistencia a la tensión se reduce hasta en un 41% [122] y este fenómeno está asociado al sobrevejecimiento que se explica en términos de la secuencia de precipitación de esta aleación [54]. En la aleación de aluminio 6061-T6 el tratamiento térmico genera precipitados finos en forma de aguja conocidos como β'' (Figura 3.5). Esta condición es la que le proporciona a la aleación buenas propiedades mecánicas a la tensión. En la zona de fusión los elementos presentes en el electrodo (Al y Si), se diluyen con los elementos presentes en el material base (Al, Si y Mg). La composición química generada en la zona de fusión por los elementos de la aleación, es la condición necesaria para modificar sus propiedades mecánicas y endurecer a la aleación por medio de un calentamiento y enfriamiento en estado sólido. Debido a esto, la microdureza en la zona de fusión se incrementó hasta 119 HV_{0.1}. Lo anterior tuvo también un efecto en términos de propiedades mecánicas a la tensión.

La Tabla III.2 muestra un resumen de las propiedades mecánicas del material base, ZAT de una unión de aluminio por AEIM, metal de soldadura sin TTPS de una unión de aluminio por AEIM y metal de soldadura en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS y AEIM. Lo primero que se puede observar es que la zona más afectada después del proceso de soldadura es la ZAT, ya que sus propiedades mecánicas en términos de resistencia disminuyen. En la zona de metal de soldadura sin TTPS se observa un incremento en las propiedades mecánicas respecto a la ZAT, alcanzando un esfuerzo máximo de 226 MPa. Esto se puede explicar con ayuda de la Figura 3.3, donde se puede observar que hay un alto porcentaje de

dilución en la unión. Al estar presentes los elementos de aleación (Al-Si-Mg), existe un incremento de las propiedades. Esta zona comienza a sufrir un efecto de endurecimiento debido a que la aleación comienza a envejecer naturalmente. En lo que se refiere a las uniones de aleación de aluminio 6061-T6 se debe mencionar en primera instancia que la falla en las probetas debidas al ensayo de tensión, ocurrieron en la zona de fusión (soldadura). Cuando se aplicó un TTPS a la misma unión, se observó que el valor del esfuerzo de fluencia es prácticamente igual al del material base, lo cual indica que el proceso de AEIM mejora las condiciones microestructurales de la zona de fusión en términos de endurecimiento y porcentaje de dilución. En otras palabras, el tratamiento térmico en la zona de fusión promovió el endurecimiento por precipitación de la fase β'' en la matriz de aluminio α de la zona de fusión.

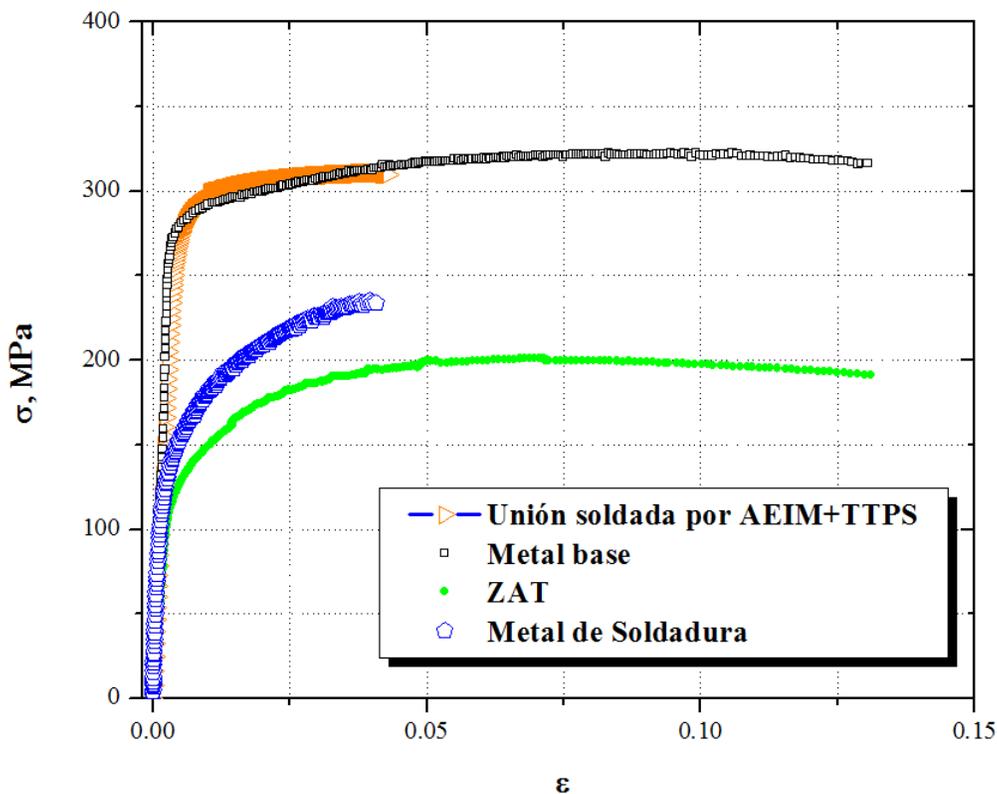


Figura 3.9. Curva esfuerzo-deformación convencional para metal base, metal fundido, ZAT y uniones de aluminio con TTPS.

A partir de la curva esfuerzo-deformación convencional se obtuvo la curva esfuerzo-deformación verdadera para material base y uniones de aleación de aluminio con TTPS con el objetivo de comparar su exponente de endurecimiento por deformación (n), el cual es la pendiente de la porción plástica de la curva esfuerzo-deformación real. Esta relación está gobernada por la ecuación de Ludwik-Hollomon:

$$\sigma = H\varepsilon^n \quad \text{Ec. 3.2}$$

donde la constante H (coeficiente de resistencia) es igual al esfuerzo cuando $\varepsilon_t = 1$ y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

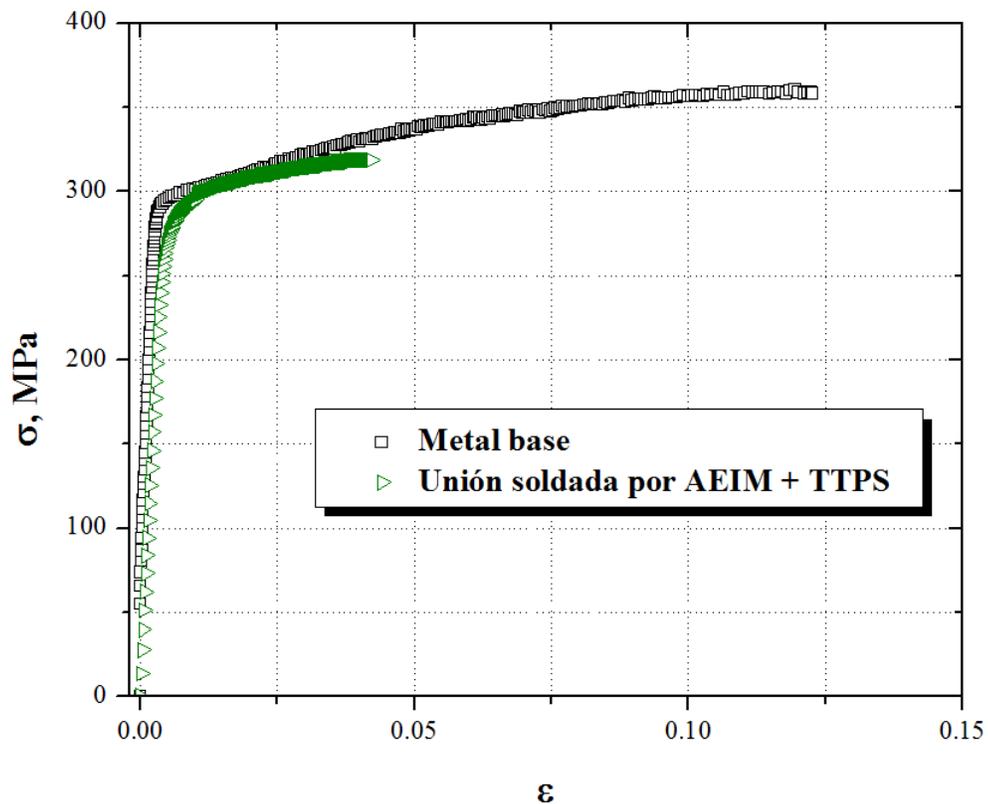


Figura 3.10. Curva esfuerzo-deformación verdadero para metal base y uniones de aluminio con TTPS.

Como se puede apreciar, existe un efecto importante del tratamiento térmico en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM. Hasta este punto lo que se podía encontrar en la

literatura [116], se explicaba la formación de varias zonas con propiedades mecánicas particulares. El efecto en una de estas zonas (ZAT) es la incoherencia de la fase matriz de aluminio α , causada por la transformación de los precipitados provocando un sobrevejecimiento en la unión. Con el tratamiento térmico, primeramente se regenera una microestructura coherente en la ZAT ($\beta' \rightarrow \beta''$), dando como resultado propiedades mecánicas similares a las del material base. En segundo lugar, el alto porcentaje de dilución que generó las condiciones propicias para obtener una microestructura coherente en la zona de fusión (β''), provocó que las propiedades mecánicas en la zona elástica fueran prácticamente iguales comparadas con las del material base. Sin embargo, prevalecen las condiciones de fragilidad (baja ductilidad ~4.5%) debido al efecto de la porosidad.

Tabla III.2. Propiedades mecánicas de material base y uniones soldadas de aluminio con tratamiento térmico postsoldadura

Material	Esfuerzo de fluencia (σ_0) MPa	Módulo de Elasticidad (E) MPa	Esfuerzo máximo (σ_{max}) MPa	Coficiente de resistencia (H) MPa	Exponente de endurecimiento por deformación (n)
6061-T6	270	68	310	403	0.070
6061-T6 +TTPS	270	67.8	310	395	0.060
Metal de soldadura	151	68	226	463	0.200
ZAT	120	68	183	365	0.220

3.5. Comportamiento a la fatiga

El propósito de esta sección es presentar los resultados sobre la evaluación del comportamiento a la fatiga de uniones soldadas de aluminio 6061-T6. El empleo de esta aleación implica la aplicación de cargas variables, por ello es muy relevante el estudio del comportamiento a la fatiga en condición de soldadura. En particular, el estudio del comportamiento a la fatiga de las uniones soldadas es de importancia primordial ya que las soldaduras se utilizan intensivamente para aplicaciones estructurales.

Tradicionalmente, la evaluación de la fatiga de las uniones soldadas, incluyendo las hechas de aleaciones de aluminio, se basan en aproximaciones hechas con curvas $\sigma_{max} - N_f$ [126]. Estas aproximaciones, que se incluyen en los principales códigos de diseño estructural en la práctica, adopta un sistema de clasificación detallado, y propone para cada clase de fatiga basado en una curva de Wöhler, que se refiere al rango de esfuerzo aplicado (por ejemplo, nominal, estructural, geométrico) con la vida total de la fatiga. Alternativamente a las curvas de Wöhler, se ha propuesto a la mecánica de fractura para evaluar la vida de fatiga de las uniones soldadas. Muy a menudo se afirma que las uniones soldadas tienen defectos inherentes como grietas que se producen por el proceso de soldadura. Por lo tanto, la vida de fatiga de las uniones soldadas se puede considerar como un proceso de propagación de esos defectos. Por tanto, suele suponerse una relación entre la mecánica de fractura y las aproximaciones de las curvas de Wöhler. La pendiente de las curvas Wöhler generalmente se entiende que es igual al exponente de la relación del exponente que rige la velocidad de propagación de grietas por fatiga.

Recientemente ha crecido el interés en el análisis del comportamiento a la fatiga de uniones soldadas de aluminio [127]. En general, consideran una definición de daño local debido a concentradores de esfuerzos, lo que hace posible modelar el daño local en la iniciación de grietas por fatiga. En este sentido, la mecánica de la fractura se pueden utilizar para complementar las aproximaciones locales, ya que se puede calcular el número de ciclos para propagar una grieta inicial hasta el fallo final de un componente. La presente investigación busca comprender la iniciación de grietas por fatiga en uniones de aleación de aluminio 6061-T6, evaluando la vida a la fatiga. La mecánica de fractura se utilizó para evaluar la propagación

de grietas de fatiga, con el fin de permitir una correlación entre la iniciación y propagación de grietas, las curvas de Wöhler y las superficies de fractura.

3.5.1 Modelo matemático para rapidez de crecimiento de grietas

La evaluación de la rapidez de propagación de grietas por fatiga es un tema de interés en esta investigación. La mecánica de la fractura lineal elástica (LEFM) ha sido la metodología más apropiada para describir la propagación de grietas por fatiga. La LEFM se basa en la hipótesis de que el factor de intensidad de esfuerzos es el parámetro que controla el rango de esfuerzos en la punta de la grieta. La típica curva de propagación de grietas por fatiga se presenta en forma de rapidez de crecimiento de grietas (da/dN) contra el rango del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK).

La curva da/dN vs ΔK ilustra (Figura 1.15) tres diferentes regiones de propagación, generalmente designados por las regiones I, II y III. En la región I, la velocidad de propagación depende esencialmente del factor de intensidad de esfuerzos. En esta región existe un valor ΔK en donde la propagación de la grieta no se aprecia, o si existe la propagación, la rapidez de propagación está por debajo de 10^{-7} mm / ciclo. Este valor del factor de intensidad de esfuerzos se denomina umbral de propagación y está representado por ΔK_{th} . En la región II, se observa una relación lineal entre $\log(da / dN)$ y $\log(\Delta K)$. En la región III aparece el valor máximo del rango del factor de intensidad de esfuerzos y se conoce como tenacidad a la fractura del material, K_{Ic} o K_c . Esta región se caracteriza por una aceleración de la rapidez de propagación de la grieta que conduce a una propagación inestable de la grieta y por consiguiente a la ruptura final. El modelo más utilizado para medir la rapidez de crecimiento de grietas está dado por la Ec. 3.4. El número de ciclos para propagar la grieta desde una longitud inicial a_i a una longitud final a_f se puede obtener a través de la integración de la ecuación de Paris [87]:

$$N = \frac{1}{C} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{\Delta K^m} \quad \text{Ec. 3.3}$$

3.5.2 Aspectos macroscópicos y microscópicos de la fractura frágil

Las fracturas frágiles son brillantes y cristalinas. Cada cristal tiende a fracturarse en un plano de clivaje único (el cual posee baja energía superficial), plano que varía sólo ligeramente de un cristal a otro. Debido a esto una fractura frágil en una muestra policristalina generalmente brillará a la luz Figura 3.11.

La fractura frágil se presenta sin una apreciable deformación debido a una rápida propagación de una grieta. Normalmente ocurre a lo largo de planos cristalográficos específicos denominados planos de fractura los cuales son perpendiculares a la tensión aplicada produciendo una superficie de fractura generalmente plana como se muestra en la Figura 3.11.

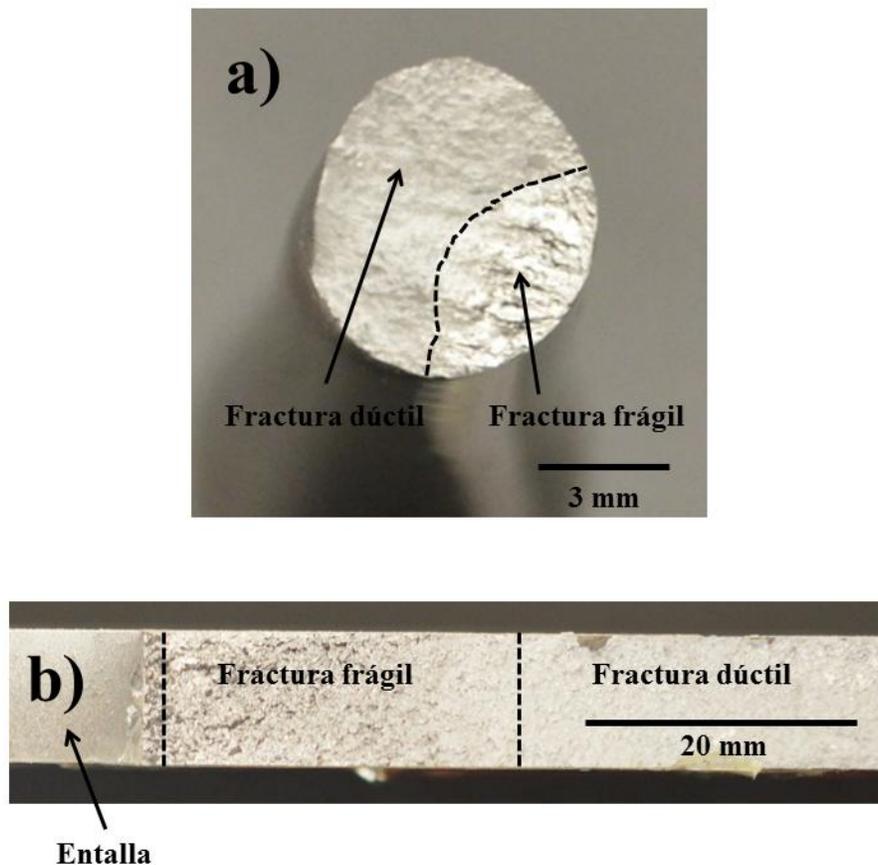


Figura 3.11. Zona de fractura frágil, a) Probetas de fatiga de alto número de ciclos, b) Probetas tipo CT compactas

Las caras planas de los planos de clivaje a lo largo de los granos presentan una alta reflectividad, proporcionando a la fractura por clivaje un aspecto brillante, claramente observable a simple vista.

Cuando las facetas de clivaje se observan, tanto con microscopio óptico como electrónico, dan la impresión de que contienen pequeñas irregularidades.

Una grieta puede crecer en un grano simultáneamente en dos planos cristalográficos paralelos. Las dos grietas paralelas crecen a lo largo de una línea, tanto como consecuencia de un clivaje secundario, como por corte, formando un escalón característico (Figura 3.12).

Estos escalones de clivaje también se pueden iniciar en un metal cuando atravesamos las dislocaciones de tornillo [128].

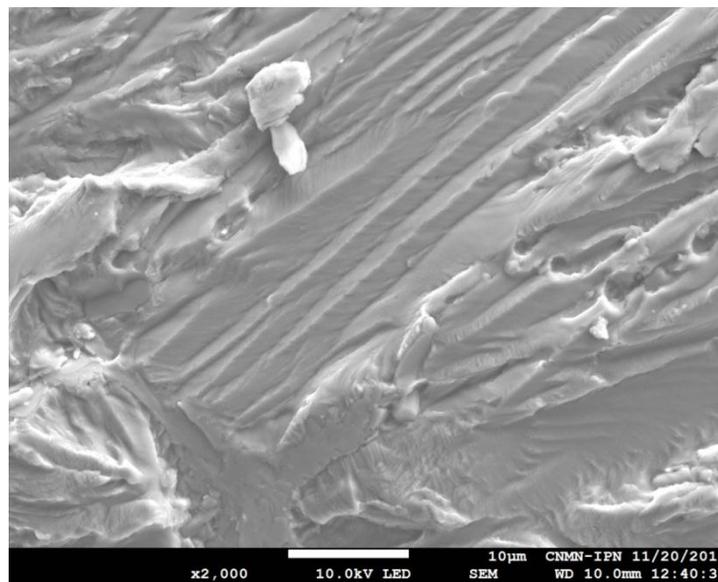


Figura 3.12. Escalones de clivaje en la zona de fractura frágil de uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS.

Un determinado número de escalones de clivaje se pueden juntar, formando lo que se denomina un patrón tipo río, como se puede ver en la Figura 3.13, llamado así porque adopta una forma semejante a la de un río y sus afluentes.

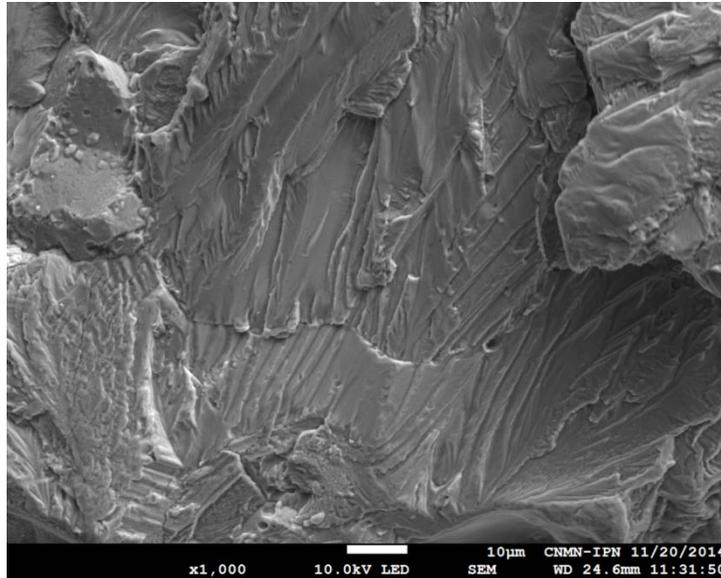


Figura 3.13. Clivajes en forma de río en la zona de fractura frágil de uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS.

3.5.3 Aspectos macroscópicos y microscópicos de la fractura dúctil

Las fracturas dúctiles son opacas a simple vista en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS. La fractura dúctil se presenta como una zona fibrosa con elevada rugosidad y pequeñas cavidades en la superficie de fractura (Figura 3.11).

La fractura dúctil en uniones de la aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS está asociada con deformación plástica. Una fractura dúctil ocurre después de que un material es sometido a una deformación plástica excesiva, esto quiere decir que este tipo de fractura aparece en aquellos materiales que tienen una zona de deformación plástica considerable. Este tipo de fractura se puede reconocer por las siguientes características: a) deformación plástica permanente, b) alargamiento del material, y c) reducción del área transversal.

La unión de aleación de aluminio 6061-T6 contiene partículas secundarias e inclusiones o metálicas (precipitados) y son visibles únicamente al microscopio electrónico de transmisión. Las partículas son frágiles y consecuentemente su capacidad de deformación plástica es muy inferior a la plasticidad de la matriz. El resultado práctico se traduce en que se fracturan antes

de que la matriz complete su deformación plástica y de esta manera se forman microhuecos. Estos microhuecos pueden observarse en el MEB, como se muestra en la Figura 3.14.

La fractura dúctil se presenta por la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos que se forman en partículas de segundas fases, inclusiones, etc., localizadas en zonas de estados de esfuerzos. Este estado de esfuerzos provoca la descohesión o fractura de las partículas, formándose una pequeña cavidad que crece por el deslizamiento de la región que la rodea, hasta que se interconecta con otros huecos y forman una cavidad interna. La reducción del área transversal generada por la cavidad interna concentra esfuerzos hasta que el material remanente sufre un desgarramiento por esfuerzos de corte, ocurriendo la separación final.

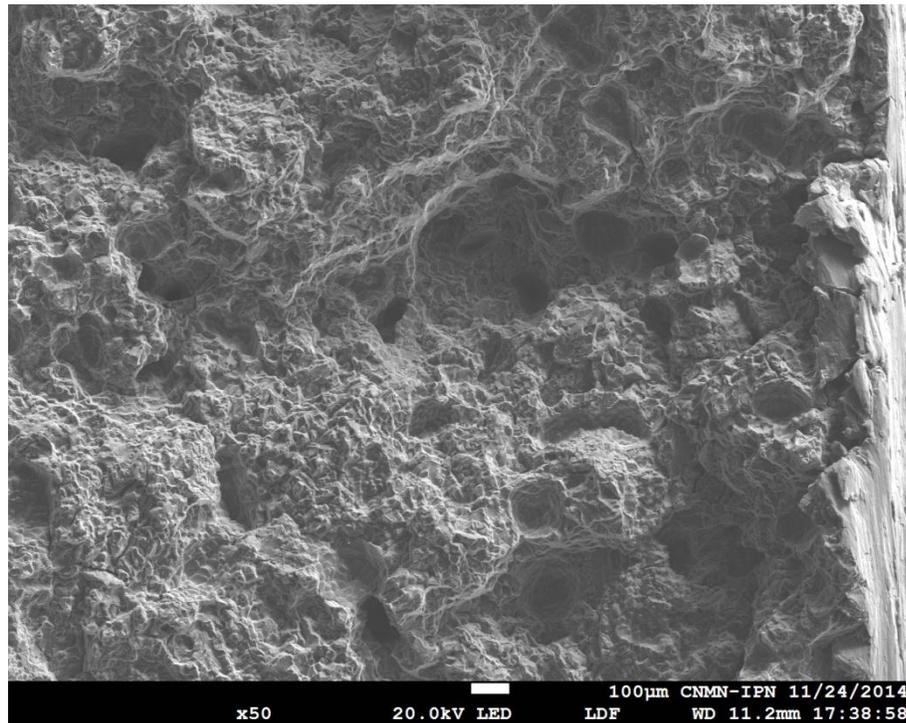


Figura 3.14. Microhuecos en zona de fractura dúctil en uniones de aleación de aluminio con TTPS.

3.5.4 Mecanismo de falla por fatiga

En este apartado se discuten los dos principales mecanismos de fractura en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS, denominados: fractura por clivaje y fractura dúctil. El agrietamiento por fatiga en las uniones de aluminio introduce y desarrolla grietas de un determinado tamaño crítico, de forma que la fractura final se presentó por fractura dúctil.

En probetas de fatiga de alto número de ciclos y probetas tipo CT compactas, se presentó una falla por fractura después de un determinado número de ciclos de esfuerzo, con un nivel de esfuerzo máximo aplicado menor al esfuerzo de fluencia del material. Para ambos casos la fractura tuvo lugar por una iniciación y posterior crecimiento estable de una o varias grietas, hasta que se obtuvo la condición crítica de crecimiento inestable de estas, lo cual condujo a la fractura final.

La fractura por clivaje se presenta con la propagación de una grieta debida a la separación de los enlaces atómicos, a lo largo de un plano cristalográfico determinado. Los planos preferentes de clivaje son aquellos que tienen la menor densidad de empaquetamiento por dos razones: el número de enlaces a separar es menor y la distancia interplanar es mayor.

El mecanismo de fractura por clivaje es más susceptible cuando la deformación plástica está restringida: por ejemplo, los metales con estructura cúbica centrada en las caras (FCC), como aluminio.

Uno de los principales problemas de las uniones de aleaciones de aluminio es la porosidad generada durante el proceso de soldadura debido a la alta solubilidad del hidrógeno en aluminio líquido. A pesar de que las probetas fueron sometidas a un proceso de pulido superficial, la porosidad permanecía en la superficie como se muestra en la Figura 3.15.

Los metales no son homogéneos ni isotrópicos. De igual manera, hay regiones de concentración de esfuerzos geométricos en ubicaciones donde los esfuerzos se incrementan y varían en función del tiempo (cargas cíclicas) que para este caso tienen una componente (positiva) de tensión-tensión. Conforme oscilan los esfuerzos en lugares donde existe porosidad, puede ocurrir una fluencia local por la concentración de esfuerzos, aun cuando el esfuerzo nominal en la sección esté muy por debajo de la resistencia a la fluencia del material.

La deformación plástica local provoca distorsión y crea bandas de deslizamiento (regiones de deformación intensa debidas al movimiento cortante), a lo largo de los límites de cristal del material. La porosidad o las inclusiones preexistentes sirven como concentradores de esfuerzos que inducen las microgrietas. La Figura 3.15 muestra múltiples defectos superficiales en la superficie de probetas de fatiga de alto número de ciclos que son zonas de iniciación de grietas.

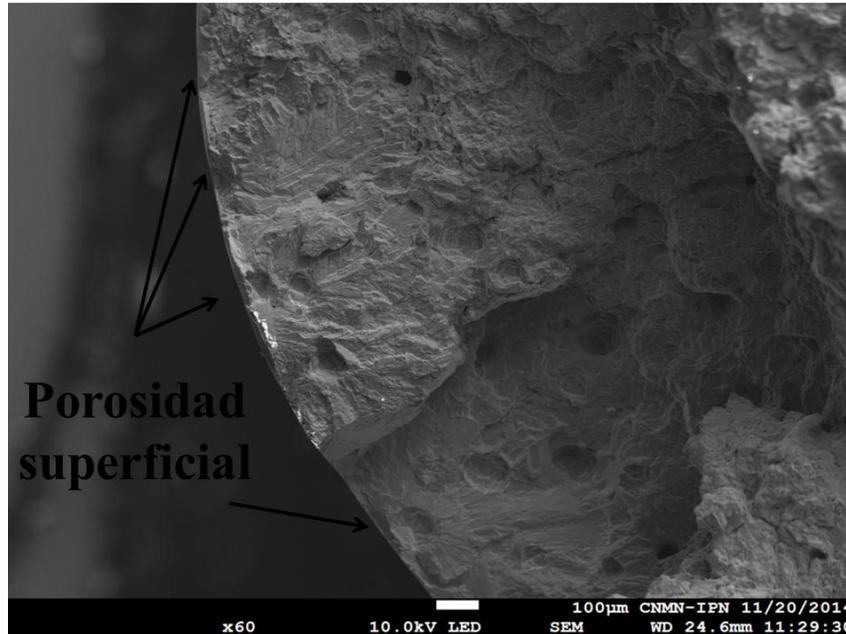


Figura 3.15. Defectos superficiales en probetas de fatiga de alto número de ciclos

Las fallas por fatiga comenzaron a partir de microgrietas (Figura 3.16), existen dos posibilidades: a) la microgrieta quizás haya estado presente en el material desde su manufactura, o b) se desarrolló con la aplicación de ciclos de carga aplicados debido a la deformación cíclica alrededor de los concentradores de esfuerzos. Algunos investigadores [129] han demostrado que prácticamente todos los miembros estructurales tienen discontinuidades, que pueden ser microscópicas ($\sim 200 \mu\text{m}$) o macroscópicas, introducidas en la manufactura o el proceso de fabricación. Las grietas por fatiga por lo general inician a partir de una muesca (incremento del esfuerzo local) u otro concentrador de esfuerzos. En este caso los concentradores de esfuerzo son porosidad formada durante el proceso de soldadura. De modo que resulta crítico que las piezas que son sometidas a cargas cíclicas sean diseñadas para

minimizar los concentradores de esfuerzos. Una forma para eliminar los concentradores de esfuerzo superficiales es realizar un pulido espejo en la superficie del material. La Figura 3.16 muestra microgrietas formadas en la zona de pre-agrietamiento que es donde se encuentra la entalla.

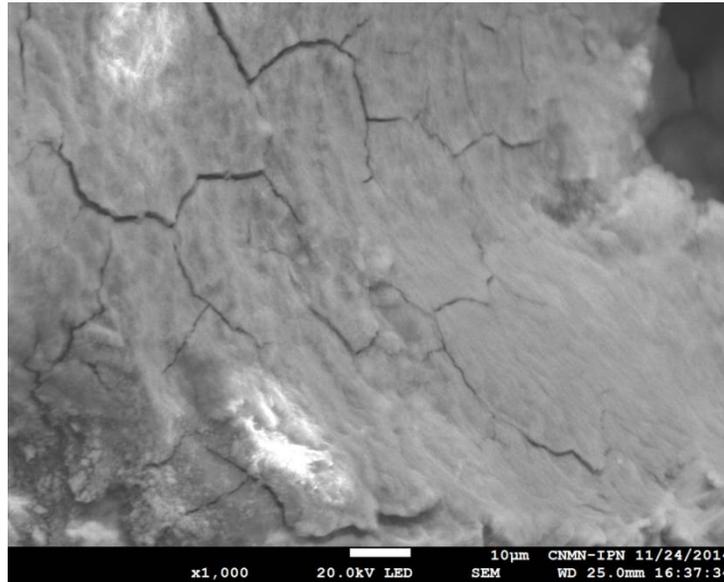


Figura 3.16. Microgrietas en aleaciones de aluminio 6061-T6 con TTPS observadas por MEB a 1000 aumentos.

Una vez que se ha formado una o varias microgrietas, el mecanismo de fractura frágil (clivaje) establece que la grieta comienza a crecer cortando los granos (Figura 3.17) y generando superficies planas debido a la separación directa de planos cristalinos por la ruptura de enlaces. Al plano de fractura se le denomina plano de clivaje, y es causado principalmente por esfuerzos de tensión en una fractura de modo I. El plano de clivaje en aleaciones de aluminio (100) es producto de la separación directa de planos y esto produce facetas lisas, brillantes y orientadas en diferentes ángulos, lo que hace que la apariencia de la fractura a nivel macroscópico sea brillante.

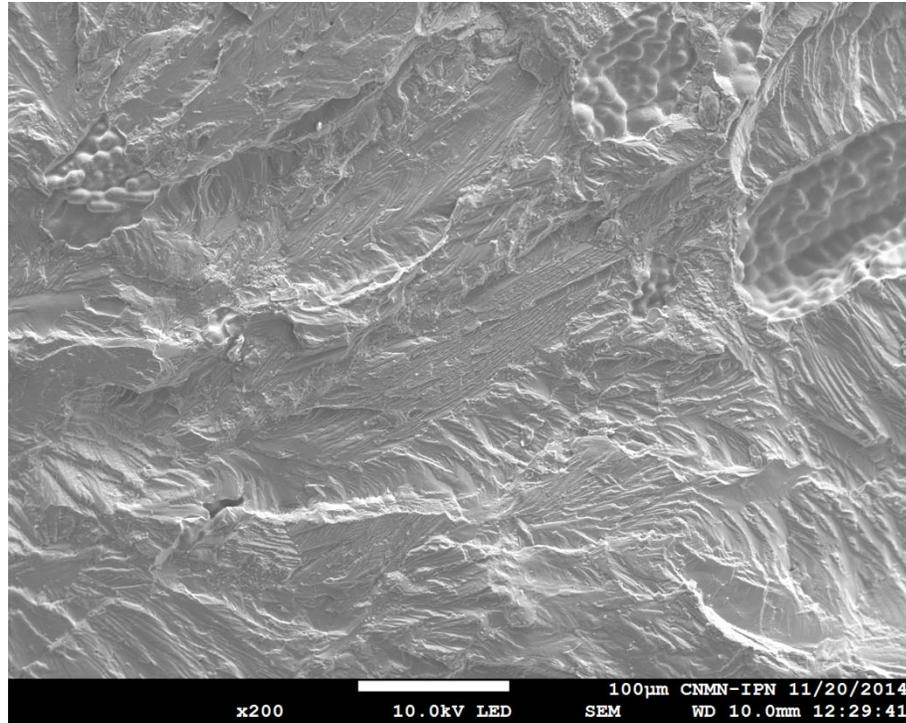


Figura 3.17. Zonas de fractura frágil de uniones de aluminio 6061-T6 con TTPS a 200x.

A nivel microscópico, se puede observar el paso de la grieta a través de los granos y la presencia de defectos, produciendo una topografía fina de la cual la más notable es el patrón de río.

El origen del patrón de río se debe a la interconexión de planos de clivaje de diferente orientación cristalográfica, al avanzar la grieta. El plano de clivaje tiene que girar para mantener la continuidad de la propagación. Esta rotación no puede hacerse abruptamente, se realiza en pequeños incrementos (Figura 3.13), incrementos en forma de escalones. Los bordes de esos escalones forman un patrón de río. Se puede observar que las ramificaciones del patrón de río se unen en la dirección de propagación, disminuyendo en densidad a medida que el frente de la grieta se aleja del plano de rotación. Los patrones de río en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 se formaron debido a múltiples sitios microscópicos de inicio de grieta.

Este proceso continúa siempre que el esfuerzo local oscile de un valor por abajo del esfuerzo de fluencia, es decir, el modo de crecimiento de la grieta se debe al esfuerzo de tensión y la grieta crece a lo largo de los planos normales al esfuerzo de tensión máximo. Por lo anterior, las fallas de fatiga se consideran una consecuencia de esfuerzos cíclicos.

3.5.5 Curvas de Wöhler experimentales

Las configuraciones de probeta utilizadas para la construcción de las curvas de Wöhler se describen esquemáticamente en la Figura 3.18. Para tener un punto de referencia, se elaboró el diagrama de Wöhler del material base, posteriormente se obtuvieron para uniones soldadas por AEIM con TTPS, uniones de aluminio en condición de soldadura eliminando la corona y raíz de la soldadura y finalmente uniones de aluminio en condiciones de soldadura con la corona y raíz de la soldadura. A partir de los datos experimentales, se utilizó el ajuste de la Ec. 3.3 y para establecer un punto de comparación se utilizó una vida a la fatiga a $N_f = 10^6$.

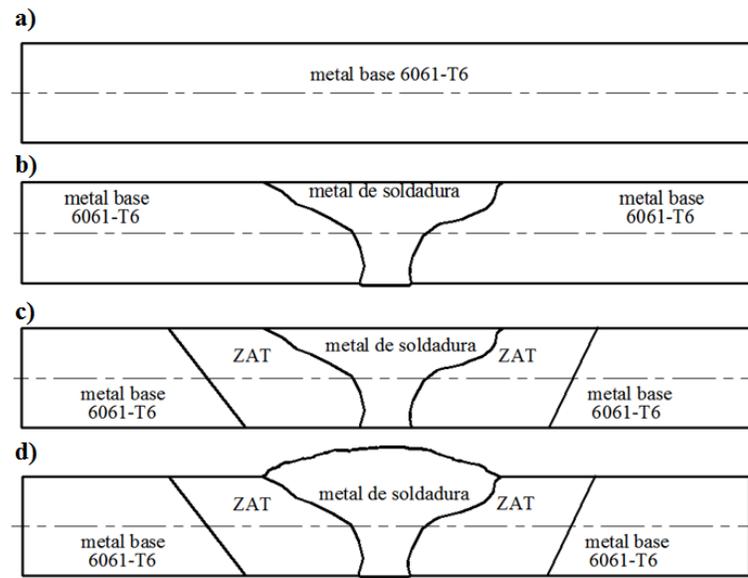


Figura 3.18. Configuraciones para ensayos de fatiga uniaxial, a) metal base, b) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM con TTPS, c) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM sin corona y d) unión de aleación de aluminio 6061-T6 por AEIM con corona.

La Figura 3.19 ilustra las curvas correspondientes de vida a la fatiga en función del esfuerzo máximo (σ_{max}) y el número de ciclos a la falla (N_f), obtenidos mediante ensayos de fatiga para a) metal base (Figura 3.19a), b) uniones de aluminio 6061-T6 con tratamiento térmico postsoldadura (Figura 3.19b), c) uniones de aluminio sin corona (Figura 3.19c), y d) uniones de aluminio sin corona (Figura 3.19d). Un modelo analítico para expresar los resultados experimentales de las curvas de Wöhler es la relación de Coffin-Manson [130, 131], la cual es válida para fatiga de bajo número de ciclos. Sin embargo, esta relación puede extenderse a los

dominios de alto número de ciclos. Esta relación fue propuesta por Basquin [132] y se expresa de la siguiente manera:

$$\sigma_{\max} = AN_f^b \quad \text{Ec. 3.4}$$

Donde σ_{\max} es la resistencia a la fatiga a N_f (ciclos a falla), A es el coeficiente de resistencia a la fatiga y b el exponente de resistencia a la fatiga.

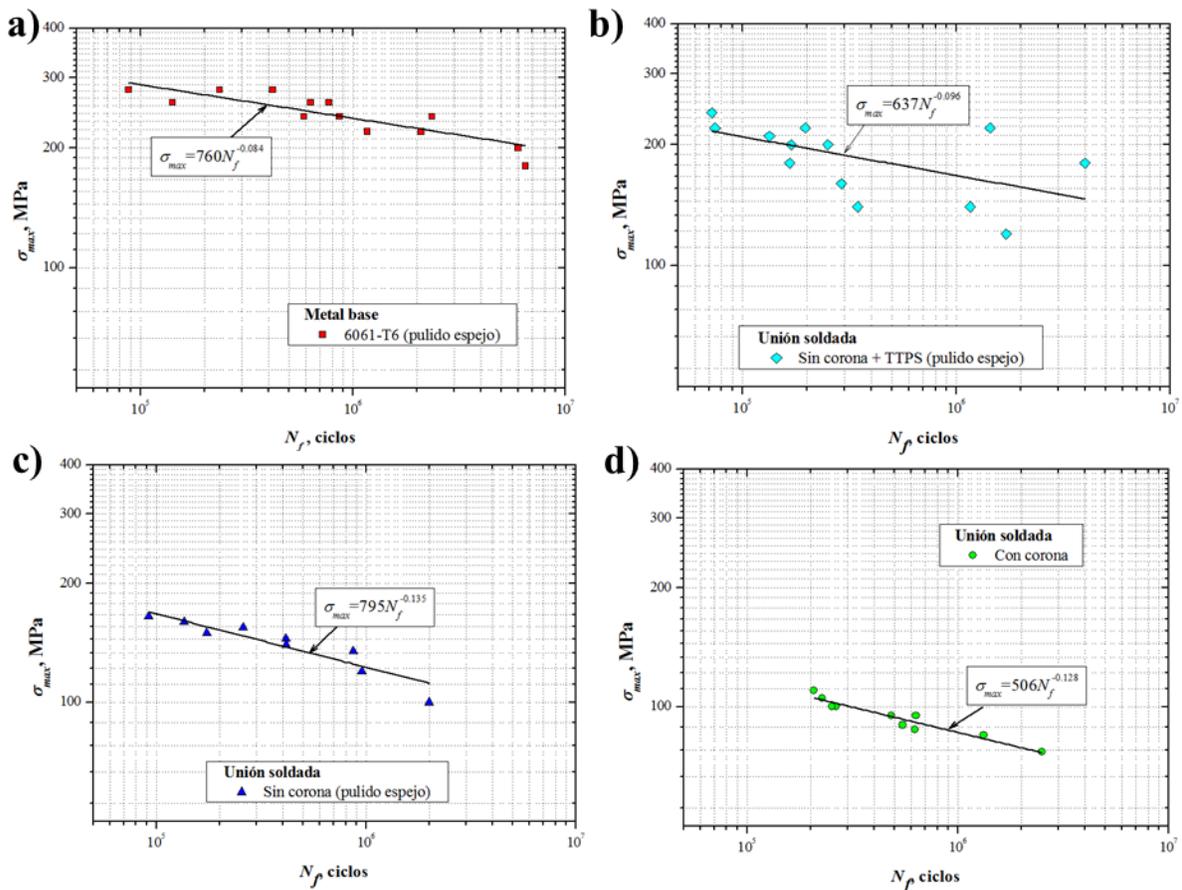


Figura 3.19. Curvas de Wöhler, a) metal base (6061-T6), b) unión soldada con TTPS, c) unión soldada sin corona, y d) unión soldada con corona.

Los resultados experimentales fueron ajustados de acuerdo a la ecuación de Basquin y se pueden observar en la Tabla III.3.

Tabla III.3. Vida a la fatiga a $N_f = 10^6$ de metal base y uniones soldadas por AEIM con TTPS, uniones soldadas por AEIM sin corona y uniones soldadas por AEIM con corona

Condición	Vida a la fatiga [MPa]	Coefficiente de resistencia a la fatiga (A)	Exponente de resistencia a la fatiga (b)
Metal base	240	708	-0.077
Unión soldada por AEIM+TTPS	168	636	-0.096
Uniones soldadas por AEIM sin corona	123	795	-0.130
Uniones soldadas por AEIM con corona	86	506	-0.128

Con base a la Figura 3.19 y la Tabla III.3, se puede observar que la vida a la fatiga en uniones de aluminio soldadas por AEIM + TTPS se reduce un 30% a $N_f = 10^6$ respecto al material base. La vida a la fatiga en uniones soldadas por AEIM sin refuerzo y uniones soldadas por AEIM con refuerzo se reduce un 48.7% y un 64.1% a $N_f = 10^6$ respecto al material base.

Considerando el efecto del concentrador de esfuerzo inherente a la soldadura que tiene corona (Figura 3.19d), es posible observar un decremento importante en la vida a la fatiga respecto al material base (Figura 3.19a)[104].

Por el contrario, cuando la corona se elimina (Figura 3.19c) se obtiene una mejora en cuanto a la vida a la fatiga. Por otra parte, los resultados experimentales para uniones soldadas con TTPS mostraron un incremento en la resistencia a la fatiga, comparada con las uniones de aluminio. Sin embargo, los defectos internos generados durante el proceso de soldadura (porosidad) disminuyen la resistencia a la fatiga comparada con el material base, causa de la dispersión. Por ejemplo, es posible notar diferencias en más de un orden de magnitud, en el número de ciclos a falla para probetas fatigadas a 220 MPa y 140 MPa. Además, las superficies de las probetas tenían un acabado espejo, sin embargo, este comportamiento podría ser

atribuido a los concentradores de esfuerzo debidos a la formación de porosidad en el metal soldado.

De acuerdo a lo anterior, la porosidad es la causa de la dispersión (Figura 3.20) en la zona de metal fundido, lo cual puede disminuir la vida a la fatiga del material.

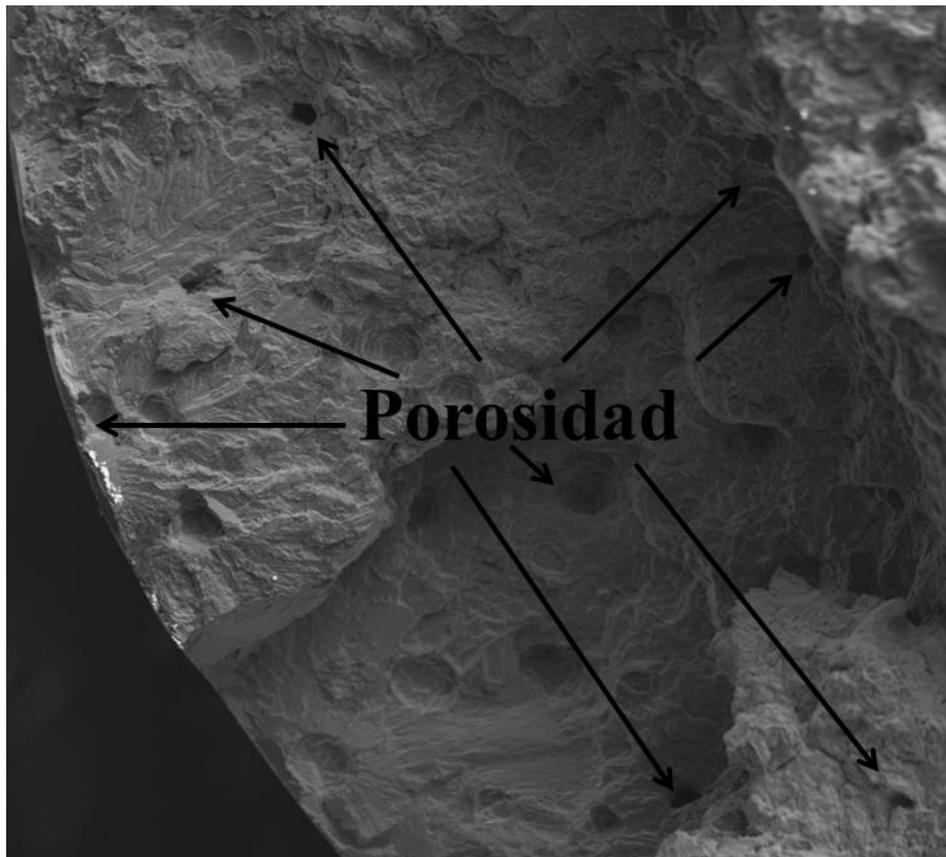


Figura 3.20. Porosidad en la zona de fractura de probetas sometidas a fatiga de alto número de ciclos.

La Figura 3.21a muestra una probeta sometida a un alto número de ciclos y un esfuerzo de 140 MPa, la cual tuvo un número de ciclos a falla de $N_f = 346\ 648$. La Figura 3.21b muestra una probeta sometida a un alto número de ciclos y un esfuerzo de 140 MPa, la cual tuvo un número de ciclos a falla de $N_f = 1\ 164\ 034$.

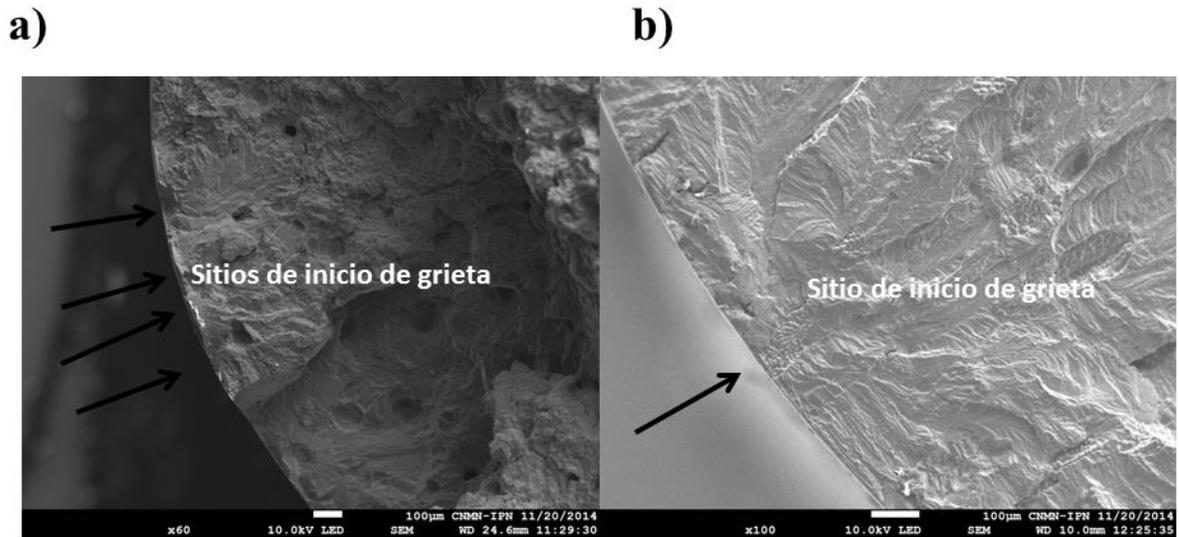


Figura 3.21. Probetas sometidas a fatiga de alto número de ciclos a un nivel de esfuerzo de 140 MPa, a) Probeta con múltiples defectos superficiales, b) Probeta con un defecto superficial.

3.5.6 Curva de rapidez de crecimiento de grieta por fatiga

En este apartado se analizan los resultados experimentales de la propagación de grietas por fatiga en uniones de aluminio 6061-T6 con la técnica AEIM con TTPS. Considerando el comportamiento $a-N$ para el material base y las diferentes zonas de la unión soldada, se trazaron los gráficos correspondientes $da/dN-\Delta K$, en la región de crecimiento estable, según lo indicado en la Figura 1.15 y empleando la ec. 2.8.

La Figura 3.22 ilustra la curva correspondiente de longitud de grieta en función del número de ciclos para la iniciación y propagación de grieta en una unión de aluminio con tratamiento térmico postsoldadura.

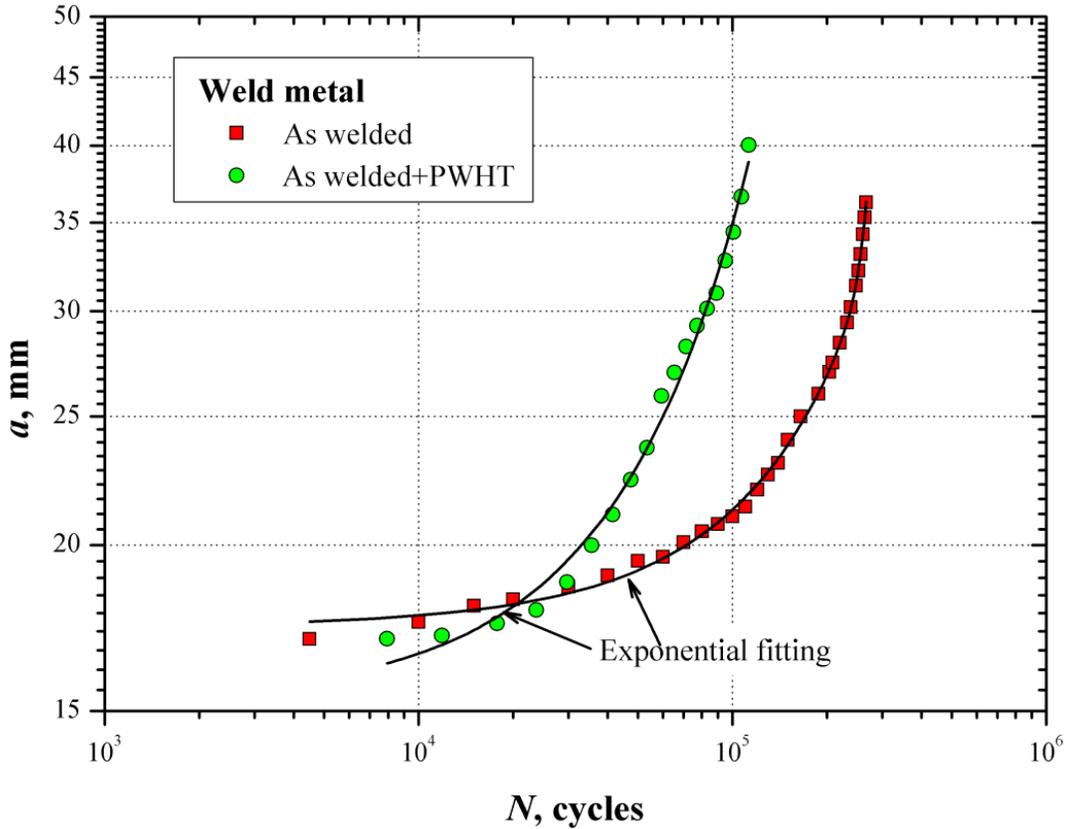


Figura 3.22. Longitud de grieta en función del número de ciclos

Se puede observar un comportamiento exponencial con un crecimiento de grieta uniforme a través de la zona de propagación. Para la condición de soldadura es posible notar un incremento en el número de ciclos para propagar la grieta. Por ejemplo, para propagar una grieta a una longitud de 30 mm ($\alpha = 0.375$), el número de ciclos se incrementa de 1×10^5 ciclos hasta 2×10^5 ciclos. Sin embargo, una vez que la grieta se ha nucleado, esta comienza a propagarse en función de la longitud de grieta a , el número de ciclos N , y el rango del factor de intensidad de esfuerzos

Considerando una propagación estable la grieta, la rapidez de crecimiento de grieta da/dN en función del ΔK en una escala logarítmica puede ser expresada por la siguiente ecuación:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \text{Ec. 3.5}$$

donde C y m son constantes obtenidas con el ajuste de las curvas experimentales.

El gráfico de la Figura 3.23, presenta las características de la rapidez de crecimiento de grietas da/dN en función del rango de factor de intensidad de esfuerzos ΔK , para uniones de aluminio por AEIM con TTPS.

La Tabla III.4 muestra los valores promedio de la constante **C** y **m** [122]. Una comparación de estos coeficientes para las condiciones de crecimiento de grietas, revela que el coeficiente **m** es más pequeño respecto al material base, metal de soldadura y ZAT. Esto significa que la grieta crece con mayor dificultad cuando se tienen uniones soldadas con TTPS. Esto se debe a que los defectos existentes en la zona de la soldadura (porosidad) y el efecto del tratamiento térmico debido al alto porcentaje de dilución incrementó la resistencia mecánica, siendo la causa de que exista un retardo en el crecimiento de grietas por fatiga ya que la grieta recorre más distancia en un material con más resistencia en un medio poroso que disipa los esfuerzos.

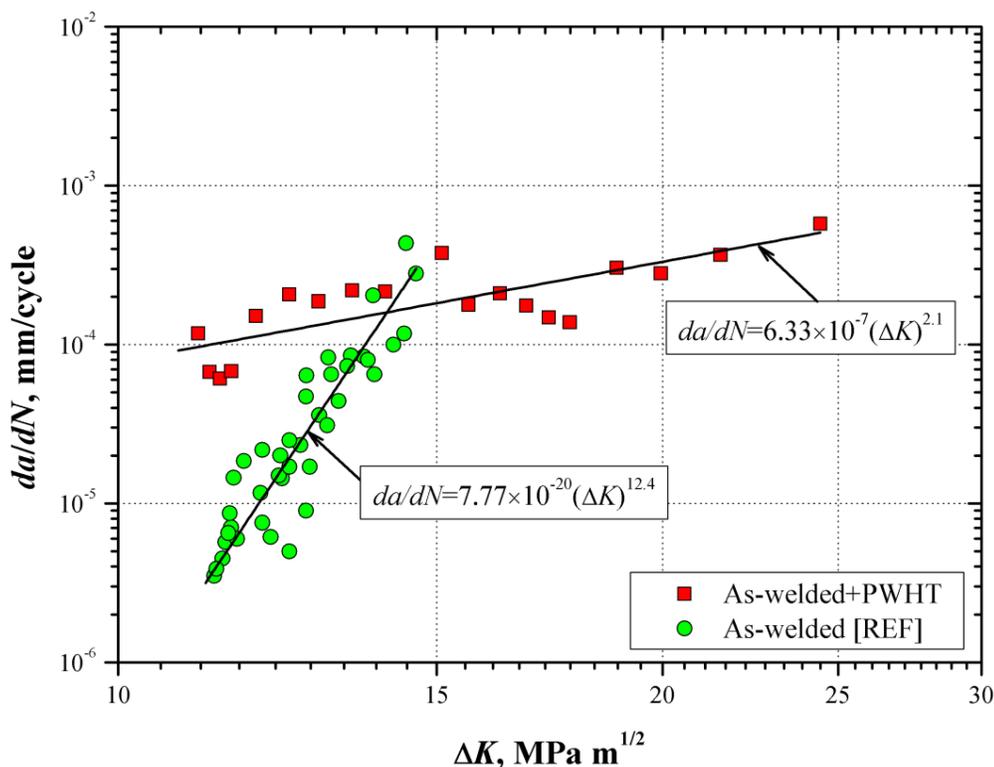


Figura 3.23. Rapidez de crecimiento de grietas para uniones de aluminio por AEIM con TTPS.

De acuerdo con la Figura 3.23, la rapidez de crecimiento de grieta para uniones de aluminio con TTPS se mejoró respecto a la condición de uniones soldadas. Este aspecto puede ser

cuantificado con el ajuste de la pendiente, donde se observa que es más chico que en el primero caso (condición de soldadura). Una explicación para este comportamiento puede ser encontrada en términos de plasticidad en la punta de la grieta. Una aproximación para el cálculo del radio de la zona plástica $r_p(\theta)$ en condiciones de esfuerzo plano puede determinarse usando la siguiente ecuación:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left(1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right) \quad \text{Ec. 3.6}$$

donde σ_y esfuerzo de fluencia, K_I factor de intensidad de esfuerzos en modo apertura, y θ es el ángulo que forma con el eje de la grieta.

Entonces, considerando $\Delta K = K_I = 11.3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ($a = 17.5 \text{ mm}$), el esfuerzo de fluencia en ambos materiales, and $\theta = 0^\circ$ (a lo largo del eje de la grieta), el radio de la zona de plastificación para una unión soldada es 1.46 mm, mientras que para uniones de aleación de aluminio con TTPS es 0.30 mm. Esto significa que r_p aumenta cuando σ_y disminuye, como consecuencia la rapidez de crecimiento de grietas para uniones soldadas con TTPS (endurecimiento debido al efecto de precipitación), será más alta será más alta para la condición de soldadura.

Tabla III.4. Exponente m y coeficiente C de la ecuación de Paris.

Zona	m	C
Uniones de aluminio con TTPS	2.1	6.33×10^{-7}
Metal base [122]	2.426	5×10^{-7}
Metal de soldadura [122]	8.55	2.63×10^{-14}
ZAT [122]	6.65	3.77×10^{-12}

Otra causa del retardo del crecimiento de grieta es debido al acomodo irregular de los granos en la zona de soldadura. A través de un modelo cristalográfico es posible explicar el efecto que tiene el acomodo irregular de los granos en la rapidez de crecimiento de grietas Figura 3.24.

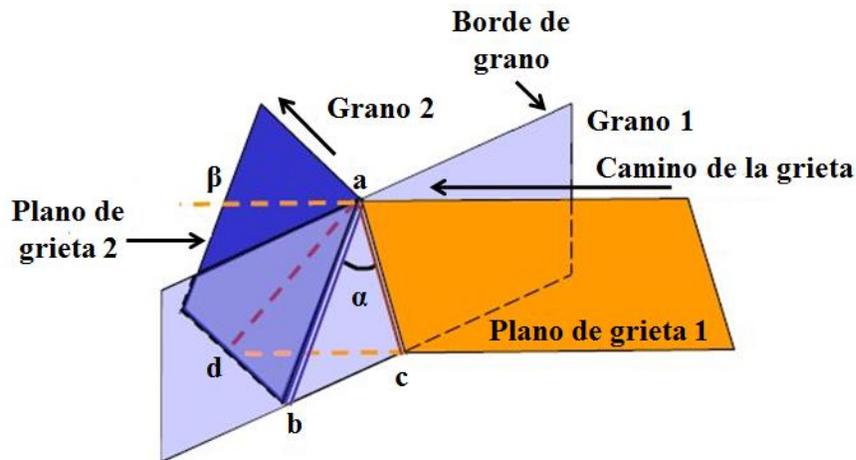


Figura 3.24. Planos de crecimiento de grietas por fatiga.

En condiciones en las que las grietas utilizan menos energía para su propagación se observa que α debe ser muy cercano a 0 (a lo largo del eje x de propagación) es decir sin defectos que la obstruyan, uno de los dos parámetros considerados es el ángulo α . Considerando que la zona de fusión tiene un acomodo estructural heterogéneo es posible observar que la interacción de dos granos contendrá 2 ángulos diferentes en un arreglo tridimensional (α y β). Estos ángulos se forman entre las dos líneas que se intersectan (ab y ac) de las dos líneas que definen al plano de borde de grano. En este caso α es diferente de 0, ángulo definido por el área (abc) en el plano de borde de grano que representa la mayor resistencia a la propagación de grietas, y que será fracturado por el crecimiento de la misma. El otro parámetro es el ángulo β , que es el ángulo entre la línea de intersección de los dos planos de la superficie de la grieta.

Como se ha mencionado, en la zona de fusión existe un acomodo heterogéneo. Para que una grieta pase sin dificultad, tanto α como β deben ser mínimos. La grieta es severamente retardada cuando ninguno de los planos posibles en el próximo grano forma ángulos α y β

diferentes de 0. Una grieta pequeña es generada en una primera instancia por la interacción de la grieta con el plano primario del grano próximo, si ese plano tiene un elevado α , la energía para generar la fractura en el área abc se incrementa a medida que la grieta avanza en el material, para eventualmente fracturarse.

Este comportamiento está relacionado con el porcentaje de dilución durante el proceso de soldadura utilizando la técnica AEIM, la cual favorece la existencia de la composición química necesaria para endurecer esta aleación por solubilización y precipitación.

Por tanto, es evidente que el efecto térmico del tratamiento térmico postsoldadura incide directamente en la tenacidad a la fractura y la rapidez de crecimiento de grietas por fatiga en la zona de soldadura, ya que al hacer más lento este proceso se establece una ventaja comparada con la ZAT y la zona de soldadura sin TTPS.

En el siguiente apartado se hará un análisis de las superficies de fractura para verificar la correspondencia del espaciamiento de las estrías mediante microscopía electrónica de barrido, con los datos de la Tabla III.5.

Tabla III.5. Comparación de los resultados de crecimiento de grietas por fatiga para uniones de aluminio 6061-T6 por AEIM

	Metal base [122]	Metal de soldadura [122]	ZAT [122]	Metal de soldadura con TTPS
da/dN , mm/ciclo	1.9184×10^{-3}	1×10^{-3}	1.413×10^{-3}	3.98×10^{-4}
ΔK , MPa m ^{1/2}	30.41	17.27	19.46	21.52
(da/dN) _i /(da/dN) _{BM}	1	0.50	0.71	0.21
(ΔK) _i /(ΔK) _{BM}	1	0.57	0.64	0.70

3.6. Análisis de superficies de fractura

En esta sección se analizarán los mecanismos de fractura en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 a partir de la observación de las superficies de fractura. La importancia de esta sección radica en que una comprensión de los acontecimientos microestructurales que conducen a la fractura es esencial para el entendimiento del comportamiento a la fatiga en uniones de aluminio.

Primeramente, se presenta la fractura por clivaje. En la fractura por clivaje, se observa una propagación de la grieta a lo largo de un plano cristalográfico particular. Los planos cristalográficos preferenciales son aquellos que tienen un factor de empaquetamiento más bajo, ya que existe una cantidad menor de enlaces que deben romperse y la separación entre los planos es mayor. En el caso de materiales cuya configuración es cúbica centrada en el cuerpo (BCC) materiales centradas en el cuerpo como el aluminio, el plano preferencial de la fractura por clivaje está en $\{100\}$. La ruta de fractura es transgranular en materiales policristalinos. La grieta se propaga cambia de dirección cada vez que cruza un límite de grano (Figura 3.24); la grieta busca el plano de clivaje más favorablemente orientado en cada grano. La orientación nominal para el crecimiento de la grieta por clivaje es perpendicular al esfuerzo principal máximo. La presencia de la fractura por clivaje se presenta cuando el flujo de plástico está restringido. Los metales con estructura BCC fallan clivaje debido a que hay un número limitado de sistemas de deslizamiento activos.

La Figura 3.17 muestra una fractografía de una fractura por clivaje por MEB en una unión de aleación de aluminio 6061-T6. La superficie con múltiples caras planas es típica en un material policristalino; cada cara corresponde a un solo grano. Los patrones tipo río son formas usuales en la zona de fractura por clivaje (Figura 3.17). La característica de estas marcas es que varias líneas convergen en una sola línea, al igual que los afluentes de un río. La Figura 3.17 ilustra cómo se forman los patrones de los ríos y conforme se comienza a propagar, se encuentra con porosidad.

Se puede apreciar un cambio de dirección o un giro en el ángulo de propagación al encontrarse con porosidad. El cambio de dirección consume energía e incrementa el tiempo y la distancia

que recorre la grieta, hasta llegar a un punto donde las grietas convergen nuevamente en una sola.

La Figura 3.12 muestra las características principales de los patrones tipo río (escalones entre planos paralelos). Los patrones tipo río convergen en la dirección de la propagación local de grietas. Si los granos o subgranos están conectados por un límite de inclinación, lo que significa que están mal orientados sobre un eje común, los patrones de río son continuos a través del límite. Pero si los granos o subgranos adyacentes están mal orientados axialmente, es decir, que están conectados por un límite con un ángulo de giro, los patrones de río no cruzan esa frontera, y se originan nuevos patrones tipo río a partir de ese punto.

Las superficies de fractura debidas a la fatiga tienen apariencia bien definida. En general hay tres características diferentes que se pueden observar a nivel macroscópico: a) la ubicación de la iniciación de fatiga, b) la superficie de fractura como resultado del mecanismo por clivaje y c) la fractura final debido a la sobrecarga.

En general, la fatiga casi siempre se produce en una superficie externa. Un examen cuidadoso de un sitio de inicio de la fatiga puede revelar la causa de la falla, por ejemplo, la entalla en las probetas tipo CT para crecimiento de grietas por fatiga (Figura 3.25b), actúa como un concentrador de esfuerzo geométrico, que genera un k_t elevado debido a incremento del esfuerzo local donde se encuentran estas discontinuidades.

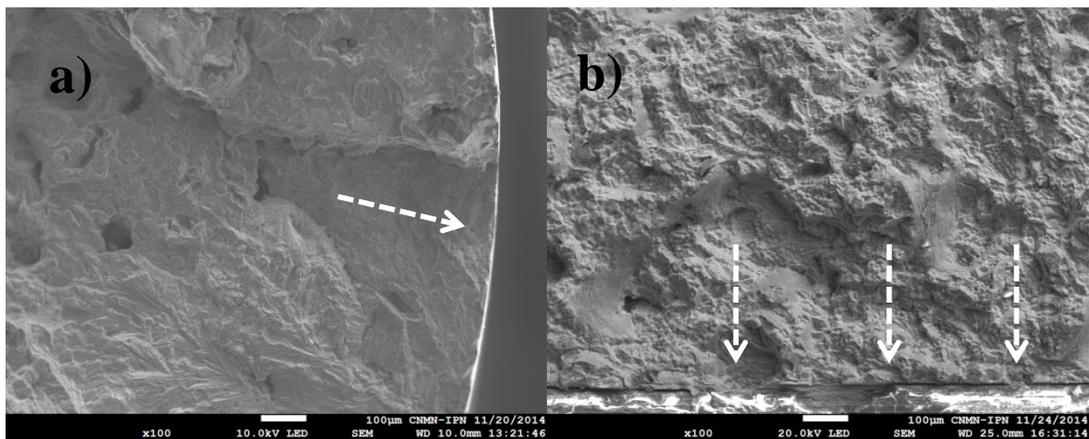


Figura 3.25. Zona de iniciación de grieta, a) Fatiga de alto número de ciclos en probeta cilíndrica, b) Crecimiento de grietas por fatiga en probetas tipo CT.

La Figura 3.26 muestra las características de la fractura global en la dirección de propagación de las grietas en la zona de soldadura con tratamiento térmico postsoldadura.

En ninguno de los ensayos de sobrepasaron los 10° de inclinación sobre la horizontal que marca la norma [91] como la tolerancia para validar un ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.

La identificación de las diferentes zonas formadas en la superficie de fractura da información sobre las etapas de crecimiento de grieta, y estas formas son diagnósticos para el tipo de carga de fatiga.

La función del pre-agrietamiento es proporcionar la forma inicial de la grieta, con un tamaño adecuado y asegurar una trayectoria recta y simétrica. El preagrietamiento no debe ser menor a 0.10B o 1.0 mm, donde B es el espesor de la probeta.

La zona de fractura final es un indicativo de la magnitud de la carga aplicada. El área de la fractura final indica que el K_{Ic} se superó a un crecimiento de longitud grieta relativamente corto, lo que significa que se presenta un crecimiento inestable de grieta debido a que la carga máxima era suficientemente alta para que el material resistiera provocando la fractura total.

Desde el punto de vista matemático, se puede decir que existe una relación de proporcionalidad entre la tenacidad a la fractura (K_c) y el tamaño crítico de la grieta.

Claramente se observa este efecto entre uniones de aleación de aluminio en condición de soldadura y uniones de aleación de aluminio con TTPS, es decir, el aumento en la resistencia en la zona de soldadura debido al tratamiento térmico, provocó un aumento en la resistencia a la fractura

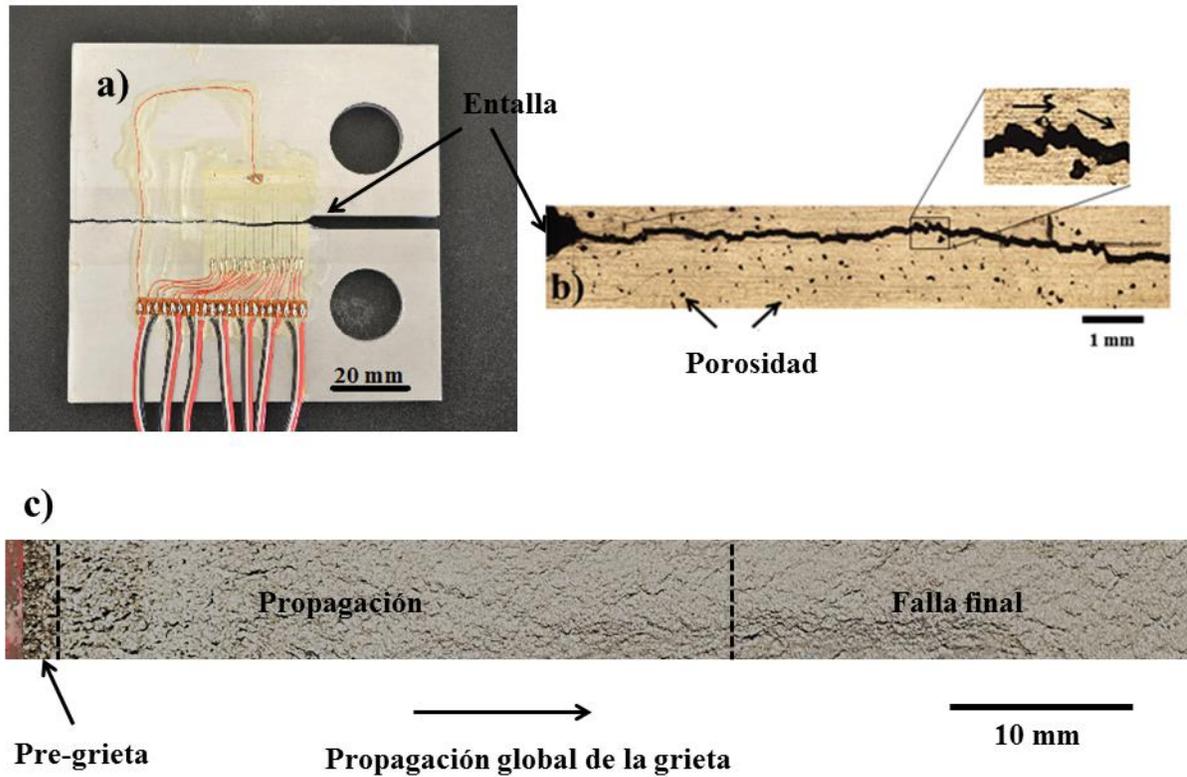


Figura 3.26. a) Vista global de la probeta tipo CT fracturada, b) Magnificación del recorrido de la grieta, y c) vista general de la superficie de fractura mostrando la pre-grieta, zona de propagación y zona de falla final

En una escala microscópica los rasgos más característicos de la fatiga son las estrías que se producen durante la Región II (propagación estable) de crecimiento de la grieta (Figura 1.15). Las estrías representan posiciones sucesivas del frente de la grieta. Cada estría se forma durante un ciclo de carga, aproximadamente.

La Figura 3.27 muestra las estrías por fatiga en uniones de aleación de aluminio 6061-T6 con TTPS. En las aleaciones de aluminio generalmente se pueden observar estrías bien definidas. Además de la influencia del tipo de material, el medio ambiente también tiene un fuerte efecto en la apariencia estriación. Se puede observar que las estrías son perpendiculares a la dirección local del crecimiento de la grieta. Esto es útil cuando se requiere determinar la ubicación exacta de la iniciación de fatiga ya que solo hay que seguir la ruta de la grieta en sentido contrario a la dirección de propagación global.

Dado que se forma cada estriación durante un ciclo de carga, cada separación entre las estrías es un indicativo de la rapidez de crecimiento de grietas locales.

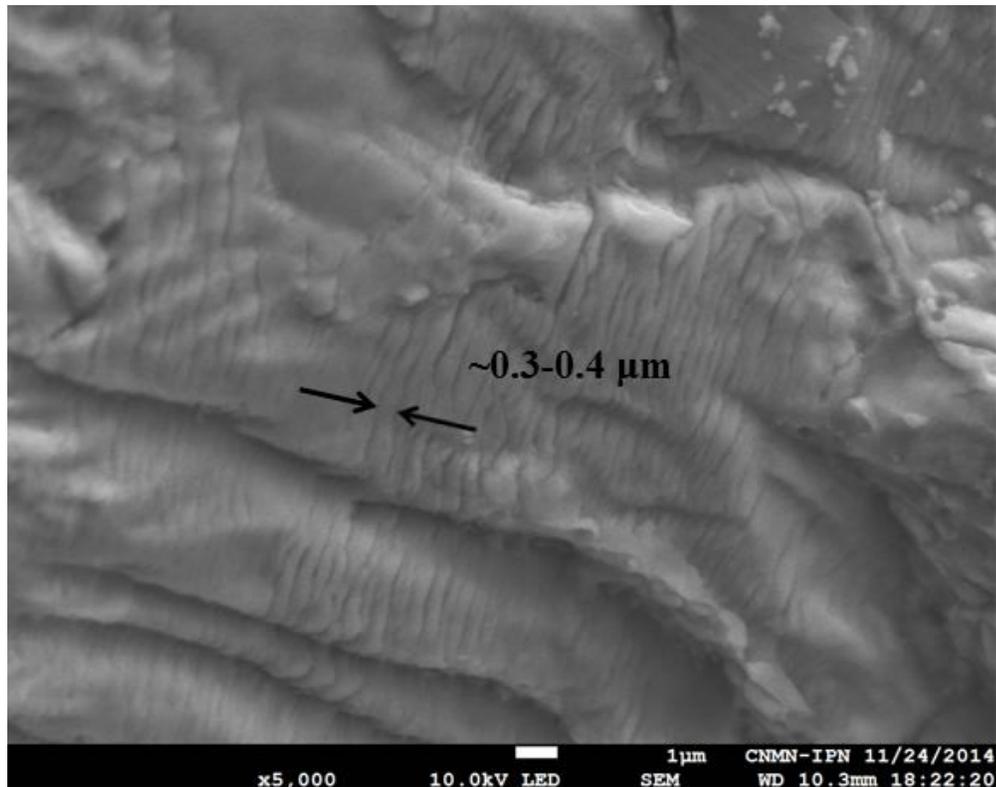


Figura 3.27. Estrías de fatiga en la zona de soldadura de uniones de aleación de aluminio con TTPS

La zona de fractura dúctil en uniones de aleación de aluminio se presentó cuando en el material se llegó a un punto de inestabilidad, donde el endurecimiento por deformación no pudo seguir el ritmo de la pérdida en el área de la sección transversal. Por tanto, se genera una zona donde el material está deformado sin un cambio de volumen aparente.

Una característica importante de la zona de fractura dúctil es la nucleación de microhuecos (Figura 3.28). Los microhuecos nuclean en las inclusiones y las partículas de segunda fase; los huecos crecen juntos para formar una falla macroscópica, lo que conduce a la fractura.

Las etapas comúnmente observadas en la fractura dúctil son:

1. La formación de una superficie libre a una inclusión o partículas de segunda fase (Figura 3.29) por cualquier interface: descohesión o agrietamiento de partículas.
2. Crecimiento del hueco alrededor de la partícula, en términos de deformación plástica y esfuerzo hidrostático.
3. La coalescencia de huecos en crecimiento con huecos adyacentes.

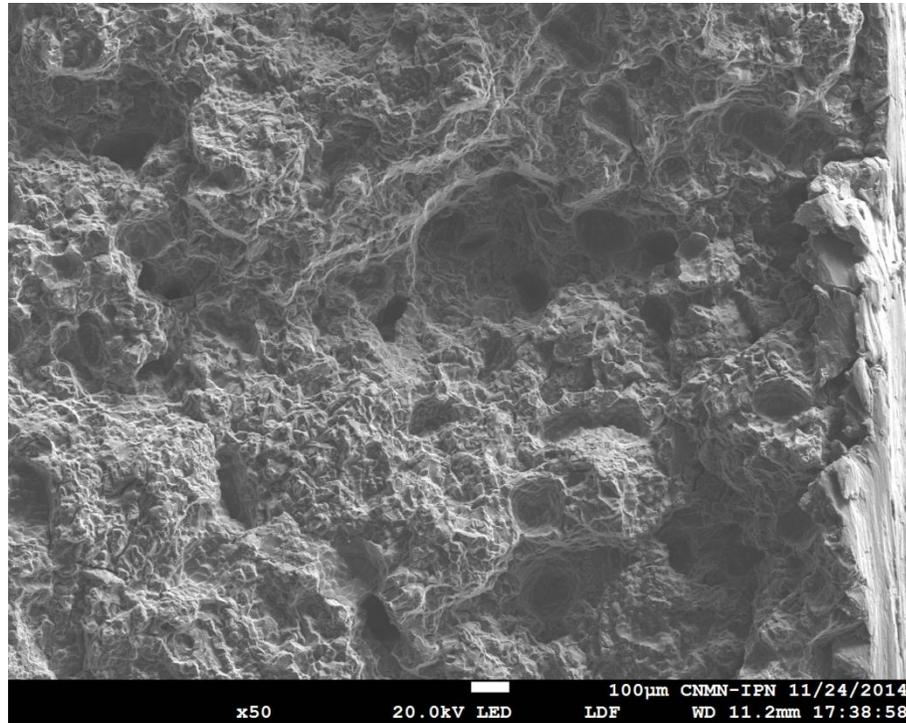


Figura 3.28. Formación de microhuecos en zona de fractura dúctil.

En los materiales donde las partículas de segunda fase y las inclusiones están bien unidos a la matriz, nula nucleación es a menudo el paso crítico; fractura se produce poco después de formar los huecos. Cuando void nucleación se produce con poca dificultad, las propiedades de fractura son controlados por el crecimiento y la coalescencia de huecos; los vacíos crecientes alcanzan un tamaño crítico, en relación con su separación y una inestabilidad plástica local, se desarrolla entre los huecos, lo que resulta en un fracaso.

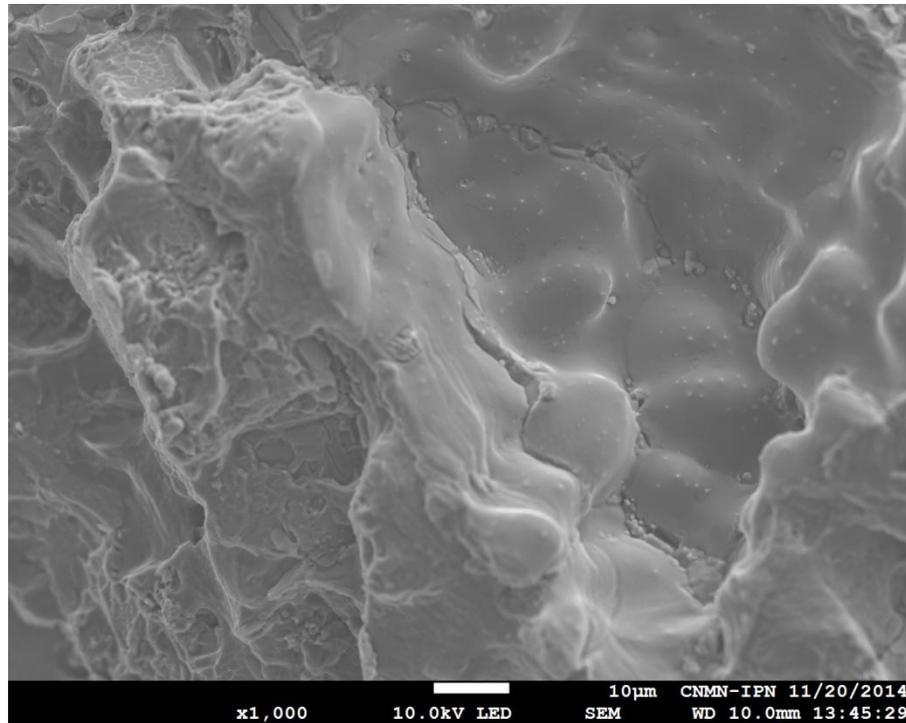


Figura 3.29. Formación de superficies libres a inclusiones en zona de fractura dúctil.

Una vez que se forma el hueco, el incremento de la deformación plástica y el esfuerzo hidrostático causan que los huecos comiencen a crecer y finalmente se unan. La **Figura 3.30** es una fractografía obtenida por MEB donde se muestra una superficie dúctil donde se observa la coalescencia de microhuecos.

Si la fracción de volumen inicial de huecos es baja ($<10\%$), se puede decir que cada hueco crece de manera independiente; si la cantidad de huecos es mayor, entonces los huecos vecinos interactúan entre sí. La orientación de la trayectoria de la fractura depende del estado de esfuerzos. Además, este material contiene partículas de intermetálicos relativamente largos, en conjunto con una dispersión fina de precipitados de segunda fase. Estas aleaciones también contienen partículas para el refinamiento del grano. Por tanto, los huecos se forman mucho más fácilmente en las inclusiones, pero las partículas más pequeñas pueden contribuir en algunos casos.

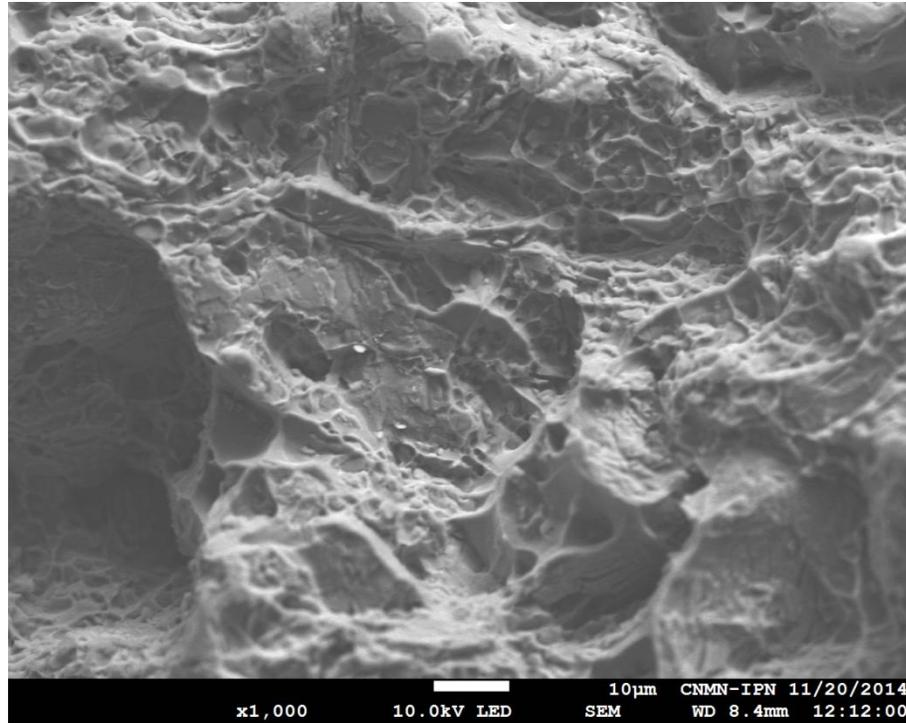


Figura 3.30. Fractografía por MEB que muestra fractura dúctil en la zona de fusión de uniones de aleación de aluminio con TTPS.

En esta sección se ha mostrado el análisis de las superficies de fractura de probetas sometidas a fatiga uniaxial. Con la imagen mostradas en la Figura 3.27, se determinó el espaciamiento aproximado de las estrías uniones de aleación de aluminio con TTPS. Dicha medición, sirvió para correlacionar los resultados de rapidez de crecimiento de grietas reportados en la Figura 3.23, tomando en consideración que un menor espaciamiento de estrías corresponde con una rapidez de crecimiento de grieta más lenta.

Se observa un espaciamiento de estrías se encuentra en el material base en ambas direcciones aproximadamente de $\sim 0.3-0.4 \mu\text{m}$, aspecto que es correspondiente con una rapidez de propagación lenta y similar, tal como está representado por el exponente m indicado en la Figura 3.23 ($m = 2.1$). En cambio, para cuando se tiene una condición de soldadura de aleación de aluminio se tiene un $m = 12.4$ [122]. Por lo tanto, se puede establecer que en la zona de fusión de uniones de aleación de aluminio con TTPS el mecanismo que retarda el crecimiento

de grietas por fatiga es producto del endurecimiento de la zona de fusión por solubilización y envejecido artificial, los defectos internos (porosidad) generados durante el proceso de soldadura que actúan como disipadores de esfuerzos haciendo que las grietas recorran más distancia al bordear y cambiar de dirección constantemente y finalmente el acomodo irregular que presenta la microestructura en la zona de fusión donde, a través de imágenes por MEB, se pudo observar que el acomodo de a un diferente ángulo retarda también el crecimiento de grietas.

Una observación más detallada de la propagación de la fractura dúctil en probetas tipo CT compactas, revela la existencia de bordes de corte producidos por el mismo mecanismo de copa y cono en tensión uniaxial, donde el crecimiento de la grieta en el centro de la probeta produce bandas de deformación que nuclean huecos en partículas pequeñas, tal como se indica esquemáticamente en la Figura 3.31.

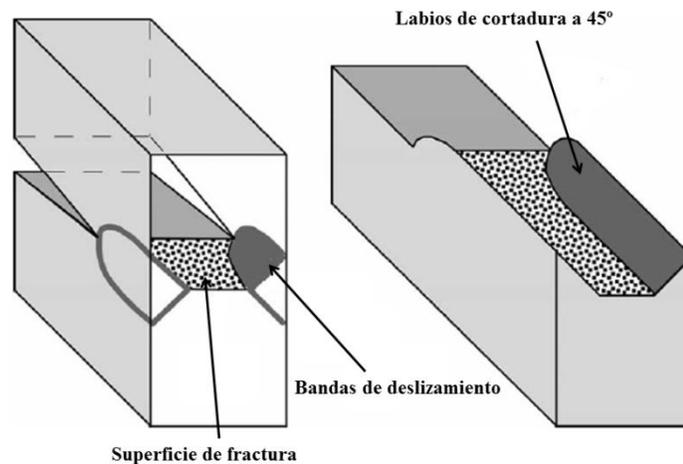


Figura 3.31. Bordes de corte producidos en probetas tipo CT por el mismo mecanismo como copa y cono en tensión uniaxial en superficie de fractura dúctil.

4. Conclusiones

El porcentaje de dilución obtenido por la técnica AEIM (45.7%) en la zona de fusión, favoreció la composición química necesaria (Al-Si-Mg) para poder endurecer la zona de fusión con un tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial logrando un incremento en la resistencia a la tensión y la dureza. Además, en la ZAT, generada por el proceso de soldadura fue posible recuperar las propiedades mecánicas que el material tenía antes del proceso de soldadura.

Por medio de mapas y perfiles de dureza fue posible identificar observar la recuperación de las propiedades mecánicas en la ZAT. Además, se observó el incremento de dureza en la zona de fusión, logrando alcanzar valores cercanos a los 120 HV_{0.1}, mientras que en el resto del material la dureza tiene valores aproximados a 125 HV_{0.1}. Esto se explica al evaluar el contenido de Mg y Si en la zona de fusión a través de análisis por EDS. Este análisis reveló que el contenido de Mg (~1.25% en peso), decrece conforme se acerca al centro de la zona de soldadura (~0.8% en peso), mientras que el contenido de Si (~0.5% en peso), decrece conforme se acerca al centro de la zona de soldadura (~4.5% en peso).

Las propiedades a la tensión de las uniones de aluminio con TTPS fueron recuperadas con el tratamiento térmico logrando un módulo de elasticidad y un esfuerzo de fluencia prácticamente iguales al material base ($E = 68 \text{ MPa}$ y $\sigma_0 = 270 \text{ MPa}$). Sin embargo, prevalecen las condiciones de fragilidad (baja ductilidad ~4.5%) debido al efecto de la porosidad.

En fatiga uniaxial de alto número de ciclos, se observó que la vida a la fatiga en uniones de aluminio soldadas por AEIM + TTPS se reduce un 30% a $N_f = 10^6$ respecto al material base. Además, la vida a la fatiga en uniones soldadas por AEIM sin refuerzo y uniones soldadas por AEIM con refuerzo se reduce un 48.7% y un 64.1% a $N_f = 10^6$ respecto al material base. Esto se debe a que la porosidad limita la vida a la fatiga, es decir, entre más defectos superficiales existan, menor va a ser la vida a la fatiga.

Respecto al crecimiento de grietas por fatiga, se pudo observar una mejoría respecto al material de uniones de aleación de aluminio con TTPS y uniones en condición de soldadura. Al hacer un comparativo entre el exponentes m , se tiene un valor de 2.1 y 12.4 para uniones de aleación de aluminio con TTPS y uniones de aluminio en condición de soldadura respectivamente. El valor

de $m = 2.1$ indica que existen factores benéficos que retardan el crecimiento de grieta. Entre esos factores se encuentran: a) endurecimiento de la zona de fusión por solubilización y envejecido artificial, b) formación de defectos debido al proceso de soldadura (porosidad) que actúan como disipadores de esfuerzo y hacen que la grieta recorra más distancia y c) El acomodo irregular de la microestructura, ya que cuando la grieta avanza y encuentra granos con un acomodo con un ángulo diferente la grieta deja de avanzar hasta que logra atravesar el plano y continuar su propagación.

Finalmente, el análisis de las superficies de fractura revela que el espaciamiento de las estrías mantiene una correcta correspondencia con la rapidez de propagación de grietas por fatiga. Con las imágenes obtenidas por MEB se pudo cuantificar ese espaciamiento ($\sim 0.3-0.4 \mu\text{m}$), y al relacionarlo con el exponente $m = 2.1$ para uniones de aleación de aluminio con TTPS se observa que a menor velocidad de crecimiento, menor es el espaciamiento entre estrías.

5. Recomendaciones y trabajos futuros

A partir de los resultados obtenidos, se propone la caracterización mecánica de las uniones de aleación de aluminio 6061-T6 por la técnica AEIM utilizando un electrodo con la misma composición química que el material base, ya que el electrodo utilizado solo contiene Al y Si.

Se propone la aplicación de un campo magnético durante el proceso de soldadura para ayudar a reducir la formación de porosidad característica de las aleaciones de aluminio, lo cual puede ayudar al refinamiento del tamaño de grano en la zona de soldadura.

6. Referencias

- [1] A. Heinz, A. Haszler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus, and W. S. Miller, "Recent development in aluminium alloys for aerospace applications," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 280, pp. 102-107, 2000.
- [2] M. Penasa and C. Rivela, "State of the art applications of aluminium alloy laser welding," *Welding International*, vol. 21, pp. 404-414, 2007.
- [3] O. N. Kudryashu, O. M. Novikov, I. V. Alekaserv, N. S. Barabokhin, A. N. Sabantsev, A. Kapralov, N. O. Kudryashov, and Ekoryavikhin, "Welding aircraft structures from thick aluminium alloys," *Welding International*, vol. 16, 2002.
- [4] S. Sabe, N. Eguchi, M. Ema, and T. Matsumho, "Laser welding characteristic of aluminium alloys for automotive applications," *Welding International*, vol. 17, pp. 870-878, 2003.
- [5] *Metals Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, 10 ed. vol. 2: ASM International, 1994.
- [6] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, "The Precipitation Sequence IN Al-Mg-Si Alloys," *Acta Mater.*, vol. 46, pp. 3893-3904, 1998.
- [7] V. A. Frolov and E. V. Nikitina, "System analysis of the weldability of aluminium Alloys," *Welding International*, vol. 22, pp. 859-862, 2008.
- [8] A. K. Lakshminarayanan and V. Balasubramanian, "Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 Aluminium Alloy Joints," *Int. J. Adv. Des. Manuf. Technol.*, vol. 40, pp. 286-269, 2009.
- [9] M. Hamada, "Control of Strength and Toughness at The Heat Affected Zone," *Welding international*, vol. 17, pp. 265-270, 2003.
- [10] B. Yan, G. H. Ming, and Q. ling, "Droplet Transition for Plasma-MIG welding of Aluminium Alloys," *Journal of Translation of Nonferrous of Metal of China*, pp. 2234-2238, 2010.
- [11] D. K. Dwivedi, "Influence of modifier and grain refiner on solidification behaviour and mechanical properties of cast Al-Si base alloys," *The Institution of Engineers (India)*, vol. 83, pp. 46-50, 2002.
- [12] S. Kou, "Welding Metallurgy," *Wiley Inter-Science*, pp. 187-194, 2003.
- [13] S. R. K. Rao, G. Madhusudhana, M. Kamraj, and K. P. Rao, "Grain refinement through arc manipulation techniques in Al-Cu alloy GTA welds," *Materials Science Engineering A*, vol. 404, pp. 227-234, 2005.
- [14] L. Ren-pei, D. Zu-jue, and P. Yong-ming, "Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals " *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 16, pp. 110-116, 2006.
- [15] M. B. D. Ellis, M. F. Gittos, and I. Hadley, "Significance of liquation cracks in thick section welds in Al-Mg-Si alloy plate," *TWI J.*, vol. 6, pp. 213-255, 1997.
- [16] S. Kou, "Solidification and liquation cracking issues in welding," *JOM*, vol. 55, pp. 37-42, 2003.
- [17] Y. P. Yang, P. Dong, J. Zhang, and X. Tian, "A Hot-Cracking mitigation technique for welding high-strength aluminium alloy," *Welding Journal*, vol. 79, pp. 10-14, 2000.

- [18] R. Manti, D. K. Dwivedi, and A. Agarwal, "Microstructure and Hardness of Al-Mg-Si weldments produced by pulse GTA welding," *International Journal of Advance Manufacturing Technology*, vol. 36, pp. 263-269, 2008.
- [19] G. Dieter, *Mechanical Metallurgy*. Japan, 1976.
- [20] M. A. Miner, "Cumulative damage in fatigue," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 67, pp. 159-154, 1945.
- [21] Z. Hashin and A. Rotem, "A cumulative damage theory of fatigue life," *Materials Science and Engineering*, vol. 34, 1978.
- [22] A. Palmgren, "Die Lebensdauer von Kugellagern," *Verfahrenstechnik*, vol. 68, pp. 339-341, 1924.
- [23] R. R. Ambriz, G. Barrera, R. García, and V. H. López, "A comparative study of the mechanical properties of 6061-T6 GMA welds obtained by the indirect electric arc (IEA) and the modified indirect electric arc (MIEA)," *Mater. Des.*, vol. 30, pp. 2446-2453, 2008.
- [24] J. E. Hatch, *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*: ASM International, 1993.
- [25] "Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum," *ANSI H35.1*, 1988.
- [26] "Metals Handbook: Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials," *ASM American Society for Metals*, p. 3470.
- [27] H. J. Heine, *Fundamentals of heat treating, Part2: Nonferrous alloys*, 1999.
- [28] I. J. Polmear, *Light alloys, Metallurgy of the light metals*, 3rd ed., 1995.
- [29] V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, and S. Vatlerra, "Spheroidization of the Al-Si Eutectic in a Cast Aluminum Alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 9, pp. 616-622, 2000.
- [30] L. A. Narayanan, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski, "Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium," *Metallurgical and Material Transactions A*, vol. 26A, pp. 2161-2173, 1995.
- [31] A. J. Criado, A. Lopez, J. M. Gómez, and Z. Otelo, "Aleaciones del sistema Al-Si: Moldeo en coquillas refrigeradas y posterior tratamiento de recocido de esferoidización," *Revista Técnica Metalúrgica*, vol. 286, pp. 4-14, 1988.
- [32] B. Dubost and P. Sinfort, *Matériaux Métalliques : Étude et propriétés, Techniques de l'Ingenieur*, 2000.
- [33] E. Hornbogen, "Hundred years of precipitation hardening," *Journal of Light Metals*, vol. 1, pp. 127-132, 2001.
- [34] R. J. Livak, "Effects of copper and chromium on the aging response of dilute Al-Mg-Si alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 13A, pp. 1318-1321, 1982.
- [35] M. Murayama and K. Hono, "Pre-Precipitate clusters and precipitation processes in Al-Si-Mg Alloys," *Acta Materialia*, vol. 47, pp. 1537-1548, 1999.
- [36] H. Duparc, "The Preston of the Guinier-Preston Zones," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 41, pp. 1873-1882, 2010.
- [37] J. D. Verhoeven, *Cap. 11 Fundamentals of Physical Metallurgy*, 1975.
- [38] L. F. Mondolfo, *Aluminium alloys: structure and properties*, 1976.
- [39] F. Delie and D. Boubard, "The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys," *Acta Materialia*, vol. 46, pp. 3893-3894, 1998.
- [40] I. Dutta and S. M. Allen, "A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061," *Journal of Materials Science Letters*, vol. 10, pp. 323-326, 1991.

- [41] A. K. Gupta and D. J. Lloyd, "The Precipitation in a Super Purity Al-Mg-Si Alloy," presented at the Third International Conference on Aluminum Alloys: Their Physical Metallurgy and Mechanical Properties, 1992.
- [42] W. F. Smith, "The effect of reversion treatments on precipitation mechanisms in an Al-1.35 at. pct Mg₂Si Alloy," *Metallurgical Transactions* vol. 4, pp. 2435-2440, 1973.
- [43] H. C. a. W. Gruhl, *Zeitschrift für Metallkunde*, vol. 56, pp. 669-674, 1965.
- [44] G. Thomas, *The Japan Institute of Metals*, vol. 90, p. 57, 1961.
- [45] M. H. Jacobs, "The Structure of the Metaestable Precipitates Formed during Ageing of an Al-Mg-Si Alloy," *Philos. Mag.*, vol. 26, pp. 1-13, 1972.
- [46] J. E. Hatch, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, 1984.
- [47] H. W. a. N. Ryum, *Zeitschrift für Metallkunde*, vol. 70, pp. 528-535, 1979.
- [48] B. Jahnke, *Porenbildung in einer Al-Mg-Si-Legierung mit unterschiedlichen Ausscheidungszuständen und in Reinstaluminium nach Bestrahlung mit 10 keV Al - Ionen: Kernforschungszentrum Karlsruhe*, 1978.
- [49] H. O. P. Skalicky, *Zeitschrift für Metallkunde*, vol. 63, p. 73, 1972.
- [50] Y. Ohmori, L. C. Doan, Y. Matsuura, S. Kobayashi, and K. Nakai, "Morphology and Crystallography of β -Mg₂Si Precipitation in Al-Mg-Si Alloys," *The Japan Institute of Metals*, vol. 42, pp. 2576-2583, 2001.
- [51] D. W. Pashley, J. W. Rhodes, and A. Sendorek, "Delayed Ageing in Aluminium-Magnesium-Silicon Alloys: Effect on Structure and Mechanical Properties.," *The Japan Institute of Metals*, vol. 94, pp. 41-49, 1966.
- [52] T. V. Shchegoleva and O. F. Rybalko, *The Physics of Metals and Metallography*, vol. 25, pp. 56-59, 1968.
- [53] J. P. Lynch, L. M. Brown, and M. H. Jacobs, "Microanalysis of age-hardening precipitates in aluminium alloys," *Acta Metallurgica*, vol. 30, pp. 1389-1395, 1982.
- [54] S. J. Andersen, H. W. Zandbergen, J. Jansen, C. Traeholt, U. Tundal, and O. Reiso, "The crystal structure of the β " phase in Al-Mg-Si alloys," *Acta Mater.*, vol. 46, pp. 3283-3298, 1998.
- [55] K. Matsuda, H. Gamada, K. Fujii, Y. Uetani, T. Sato, A. Kamio, and S. Ikeno, "High Resolution Electron Microscopy on the Structure of Guinier Preston Zones in al Al-1.6 Mass Pct Mg₂Si Alloy," *Metallurgical and Material Transactions A*, vol. 29A, pp. 1161-1168, 1998.
- [56] K. Matsuda, T. Naoi, K. Fujii, Y. Uetani, T. Sato, A. Kamio, and S. Ikeno, "Crystal Structure of the β'' phase in al Al-1.0 Mass% Mg₂Si-0.4 Mas% Si Alloy," *Mater. Sci. Eng., A*, vol. A262, 1999.
- [57] G. W. Lorimer, *Precipitation in Aluminium Alloys, (Precipitation Process in Solids)* vol. 3. New York (USA): Metallurgical Society of Aime, 1978.
- [58] J. E. Hatch, *Properties and Physical Metallurgy*, 1st ed., 1984.
- [59] J. E. Hatch, *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*, 1988.
- [60] D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 2nd ed., 1992.
- [61] J. M. Prado, A. Herrero, J. A. Planell, and J. Tartera, *Metalurgia General* vol. 2, 1989.
- [62] H. Zhu, J. Guo, and J. Jia, "Correlation of the characteristics and deformation behaviour of A357 alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 10, pp. 186-191, 2001.
- [63] R. J. Livak, "Effects of copper and chromium on the aging response of dilute Al-Mg-Si alloys," *Metallurgical and Material Transactions A*, vol. 13 A, pp. 1318-1321, 1982.

- [64] D. Apelian, S. Shivkumar, and G. Sigworth, "Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys," *AFS Transactions*, vol. 97, pp. 727-742, 1990.
- [65] S. Shivkumar, S. Ricci, C. Keller, and D. Apelian, "Effect of solution treatment parameters on tensile test of cast aluminium alloys," *Journal Heat Treating*, vol. 8, pp. 63-70, 1990.
- [66] C. H. Cáceres, C. Davidson, and J. Griffiths, "The deformation and fracture behaviour of an AlSiMg casting alloy," *Materials Science and Engineering*, vol. A197, pp. 171-179, 1995.
- [67] B. Closset and J. E. Gruzleski, "Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium," *Metallurgical Transactions A*, vol. 13A, pp. 945-951, 1982.
- [68] C. H. Cáceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths, and Q. C. Wang, "The effect of Mg on the microstructure and mechanicals behaviour of Al-Si-Mg casting alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30A, pp. 2611-2618, 1999.
- [69] J. Schijve, *Fatigue of structures and materials*, 2nd ed., 2009.
- [70] S. Surech, "Fatigue of Materials," 2nd ed, 1998, pp. 12-18.
- [71] C. Engler-Pinto, C. C. Lasecki, J. V. Boileau, and J. M. Allison, "A comparative investigation on the high temperature fatigue of three cast aluminum alloys," *SAE Technical Papers*, 2004.
- [72] R. González, A. González, J. Talamantes-Silvab, S. Valtierra, R. D. Mercado-Solís, N. F. Garza-Montes-de-Oca, and R. Colás, "Fatigue of an aluminium cast alloy used in the manufacture of automotive engine blocks," *International Journal of Fatigue*, vol. 54, pp. 118–126, 2013.
- [73] D. A. Lados, "17 – Design for fatigue crack growth resistance in aluminum alloys," *Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Production, Processing and Applications*, pp. 504–537, 2011.
- [74] X. Zhu, A. Shyam, J. W. Jones, H. Mayer, J. V. Lasecki, and J. E. Allison, "Effects of microstructure and temperature on fatigue behavior of E319-T7 cast aluminum alloy in very long life cycles," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, pp. 1566–1571, 2006.
- [75] M. J. Couper, A. E. Neeson, and J. R. Griffiths, "Casting defects and the fatigue behaviour of aluminium casting alloy," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 13, pp. 213–227, 2007.
- [76] H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, and S. E. Stanzl-Tschegg, "Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 245–256, 2003.
- [77] H. DAS, D. CHAKRABORTY, and T. K. PAL, "High-cycle fatigue behavior of friction stir butt welded 6061 aluminium alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, pp. 648–656, 2014.
- [78] Y. Murakam and M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," *International Journal of Fatigue*, vol. 16, pp. 163–182, 1994.
- [79] B. Skallerud, T. Iveland, and G. Harkegard, "Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects," *International Journal of Fatigue*, vol. 44, pp. 857-874, 1993.
- [80] Q. G. Wang, D. Apelian, and D. A. Lados, "Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects," *Journal of Light Metals*, vol. 1, pp. 73-84, 2001.

- [81] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, H. M. Flower, and T. C. Lindley, "Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, pp. 1879-1890, 2003.
- [82] R. L. Norton, *Diseño de máquinas*: Prentice Hall, 2011.
- [83] H. K. a. D. Medlin, *ASM Handbook Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation*, 2000.
- [84] H.-P. L. Paul RABBE, André GALTIER, "Essais de fatigue," *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M 4 170.
- [85] (2001) Reporte de Investigación del accidente del ferrocarril G-894-31-14. *Transportation Safety Board of Canada*.
- [86] J. Andersons, "Methods of fatigue prediction for composite laminates. A review," *Mechanics of Composite Materials*, vol. 26, pp. 545-554, 1993.
- [87] P. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation laws," *Journal of Basic Engineering, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, pp. 528-524, 1963.
- [88] T. Nicholas, *High Cycle Fatigue: A Mechanics of Materials Perspective*, 1st ed., 2006.
- [89] S. M. Marco and W. L. Starkey, "A concept of fatigue damage," *Transaction of the ASME*, vol. 76, pp. 627-632, 1954.
- [90] W. Hwang and K. S. Han, "Cumulative fatigue damage models and Multi-Stress fatigue life prediction," *Journal of Composite Materials*, vol. 20, pp. 125-153, 1986.
- [91] A. E647-00, "Standard Test method for measurement of fatigue crack growth rates," *American Society of testing and materials*, 2004.
- [92] W. D. Callister, *Introducción a la ciencia de los Materiales*, 2002.
- [93] J. R. Rice, "Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue in fatigue Crack Propagation," *American Society for Testing and Materials*, pp. 257-309, 1967.
- [94] U. Sánchez-Santana, Rubio-González, C., Mesmacque, G., Amrouche, A., & Decoopman, X., "Dynamic tensile behavior of materials with previous fatigue damage," *Dynamic tensile behavior of materials with previous fatigue damage*, vol. 497, pp. 51-60, 2008.
- [95] H. J. Gough and D. Hanson, "The behavior of metals subjected to repeated stresses," *Proceedings of the Royal Society of London A*, vol. 104, pp. 538-565, 1923.
- [96] R. R. Ambriz, G. Mesmacque, A. Ruiz, A. Amrouche, and V. H. López, "Effect of the welding profile generated by the modified indirect electric arc technique on the fatigue behavior of 6061-T6 aluminum alloy," *Mater. Sci. Eng., A*, vol. 527, pp. 2057-2064, 2010.
- [97] S. Kim, D. Kang, T.-W. Kim, J. Lee, and C. Lee, "Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800MPa grade high-performance steel," *Materials Science and Engineering*, 2011.
- [98] S. E. Mirsalehi and A.H.Kokabi, "Fatigue life estimation of spot welds using a crack propagation-based method with consideration of residual stresses effect," *Materials Science and Engineering*, 2010.
- [99] P. Sivaraj, D. Kanagarajan, and V. BALASUBRAMANIAN, "Fatigue crack growth behaviour of friction stir welded AA7075-T651 aluminium alloy joints," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, pp. 2459-2467, 2014.
- [100] G. D'Urso, C. Giardini, S. Lorenzi, and T. Pastore, "Fatigue crack growth in the welding nugget of FSW joints of a 6060 aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, pp. 2075-2084, 2014.

- [101] V. Balasubramaniana, V. Ravisankara, and G. M. Reddy, "Influences of pulsed current welding and post weld aging treatment on fatigue crack growth behaviour of AA7075 aluminium alloy joints," *International Journal of Fatigue*, vol. 30, pp. 405-416, 2007.
- [102] K. C. Viveros, R. R. Ambriz, A. Amrouche, A. Talha, C. García, and D. Jaramillo, "Cold hole expansion effect on the fatigue crack growth in welds of a 6061-T6 aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, pp. 2606–2616, 2014.
- [103] R. R. Ambriz, G. Barrera, and R. García, "Aluminum 6061-T6 welding by means of the modified indirect electric arc proces.," *Rev. Soldagem Inspecao*, vol. 11, pp. 10-17, 2006.
- [104] R. R. Ambriz, G. Barrera, R. García, and V. H. López, "Microstructure and heat treatment response of 2014-T6 GMAW welds obtained with a novel modified indirect electric arc joint," *Rev. Soldagem Inspecao*, vol. 13, pp. 255-263, 2008.
- [105] J. F. Lincoln, "The procedure handbook of arc welding," ed. Cleveland Ohio, USA: The Lincoln Electric Company, 2000.
- [106] J. N. DuPont and A. R. Marder, "Thermal Efficiency of Arc Welding Processes," *Welding Journal*, vol. 74, pp. 406s-416s, 1995.
- [107] R. R. Ambriz, G. Barrera, R. Garcia, and V. H. Lopez, "Thermal efficiency in welding of AA6061-T6 alloy by modified indirect electric arc and digitalization of current signals," *Welding International*, vol. 25, pp. 86-93, 2009.
- [108] A. B557, "Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products," *ASM International*, pp. 1-14.
- [109] A. E466, "Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials," *ASM International*, pp. 1-7.
- [110] R. R. Ambriz, "Unión de aleaciones de Aluminio con tendencia a la fisuración en caliente (2014-T6 y 6061-T6), por medio de soldadura de arco indirecto, instrumentación y modelación," Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Universidad Michoacana de San Nicolás Hidalgo, 2008.
- [111] H. Chandler, *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, 1996.
- [112] ASTM, "Standar Test]Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," vol. E647, 2008.
- [113] L. P. Borrego, J. M. Costa, S. Silva, and J. M. Ferreira, "Microstructure dependent fatigue crack growth in aged hardened aluminium alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 26, pp. 1321–1331, 2004.
- [114] Micro-Measurements. (2011, Special Use Sensors - Crack Propagation Sensors. 137-138.
- [115] B209M-14, "Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate (Metric)¹," *ASTM INTERNATIONAL*, pp. 1-26.
- [116] V. Malin, "Study of Metallurgical Phenomena in the HAZ of 6061-T6 Aluminum weld joints," *Weld. J.*, vol. 74, pp. 305-318, 1995.
- [117] N. A. Torres, "Análisis de la fractura en soldaduras de una aleación Al-Zn (7075-T651)," México, D. F., 2014.
- [118] S. P. Ringer and K. Hono, "Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies," *Materials Characterization*, vol. 44, pp. 101-131, 2000.

- [119] R. R. Ambriz, D. Chicot, N. Benseddiq, G. Mesmacque, and S. D. d. l. Torre, "Local mechanical properties of the 6061-T6 aluminium weld using micro-traction and instrumented indentation," *European Journal of Mechanics A/Solids*, vol. 30, pp. 307-315, 2011.
- [120] T. Enjo and T. Kuroda, "Microstructure in weld heat affected zone of Al-Mg-Si Alloy," *Trans. JWRI*, vol. 11, pp. 61-66, 1982.
- [121] O. R. Myhr, O. Grong, H. G. Fjaer, and C. D. Marioara, "Modelling of the Microstructure and Strength Evolution in Al-Mg-Si Alloys During Multistage Thermal Processing," *Acta Mater.*, vol. 52, pp. 4997-5008., 2004.
- [122] R. R. Ambriz, G. Mesmacque, A. Ruiz, A. Amrouche, V. H. López, and N. Benseddiq, "Fatigue crack growth under a constant amplitude loading of Al-6061-T6 welds obtained by modified indirect electric arc technique," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, pp. 514-521, 2010.
- [123] L. Bertini, V. Fontanari, and G. Straffelini, "Influence of post weld treatments on the fatigue behaviour of Al-alloy welded joints," *Int. J. Fatigue*, vol. 20, pp. 749-755, 1998.
- [124] S. D. McDonald, A. K. Dahle, J. A. Taylor, D. H. StJohn, and J. W. Zindel, "Microstructural Evolution an Al-Si-Mg Foundry Alloy During Solidification," *Die Casting Bulletin*, vol. 88, pp. 12-19, 2001.
- [125] T. Gladman, "Precipitation hardening in metals," *Materials Science and Technology*, vol. 15, pp. 30-36, 1999.
- [126] S. J. Maddox, *Fatigue strength of welded structures*, Second Edition ed. UK: Woodhead Publishing, 1991.
- [127] D. Radaj, C. M. Sonsino, and W. Fricke, "Recent developments in local concepts of fatigue assessment of welded joints," *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 2-11, 2009.
- [128] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Third ed. Boca Raton, FL: Taylor & Francis, 2005.
- [129] J. W. Fisher and B. T. Yen, "Design, Structural Details, and Discontinuities in Steel, Safety and Reliability of Metal Structures," *Journal of Structural Engineering*, 1972.
- [130] L. F. Coffin, "A study of the effects of the cyclic thermal stresses on a ductile metal," *Translations of the ASME*, vol. 76, pp. 931-950, 1954.
- [131] S. S. Manson, "Behaviour of materials under conditions of thermal stress," *National Advisory Committee for Aeronautics*, 1954.
- [132] O. H. Basquin, "The Exponential Law of Endurance Tests," *ASTM INTERNATIONAL*, vol. 10, pp. 625-630, 1910.
- [133] M. Ericsson and R. Sandstrom, "Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG," *International Journal of Fatigue*, vol. 24, pp. 1379-1387, 2003.
- [134] D. Broek, *The Practical Use of Fracture Mechanics*. Dordrecht, Países Bajos: Kluwer Academic Publishers, 1988.