



EDUCACIÓN

SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

Tecnológico Nacional de México

Centro Nacional de Investigación
y Desarrollo Tecnológico

Tesis de Maestría

Evaluación del efecto de los tratamientos térmicos
sobre la vida a fatiga de aleaciones de aluminio

presentado por

Ing. Kevin Edson Petatan Bahena

comorequisito para la obtención del grado de

Maestro en Ciencias en Ingeniería

Mecánica

Director de tesis

Dr. Arturo Abúndez Pliego

Codirector de tesis

Dr. Sergio Blasón González

Cuernavaca, Morelos, México. Febrero de 2022.

Cuernavaca, Mor., **21/enero/2022**

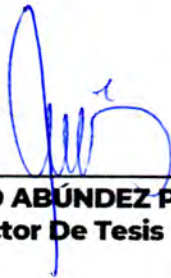
No. Oficio: DIM/26/2022

Asunto Aceptación de documento de tesis

DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA
SUBDIRECTOR ACADÉMICO
PRESENTE

Por este conducto, los integrantes de Comité Tutorial del **ING. KEVIN EDSON PETATAN BAHENA**, con número de control M20CE008, de la Maestría en Ciencias en Ingeniería Mecánica le informamos que hemos revisado el trabajo de tesis de grado titulado **"EVALUACIÓN DEL EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS SOBRE LA VIDA A FATIGA DE ALEACIONES DE ALUMINIO"** y hemos encontrado que se han atendido todas las observaciones que se le indicaron, por lo que hemos acordado aceptar el documento de tesis y le solicitamos la autorización de impresión definitiva.

ATENTAMENTE



DR. ARTURO ABÚNDEZ PLIEGO
Director De Tesis



DR. SERGIO BLASÓN GONZÁLEZ
Codirector De Tesis



DR. DARIUSZ SLAWOMIR SZWEDOWICZ WASIK
Revisor 1



DR. ANDRÉS BLANCO ORTEGA
Revisor 2



DR. JORGE COLÍN OCAMPO
Revisor 3

c.c.p: Lic. Silvia Del Carmen Ortiz Fuentes - Jefa del Departamento de Servicios Escolares
c.c.p: Expediente
MAGJ/RMA



Cuernavaca, Mor.,

27/enero/2022

No. de Oficio:

SAC/26/2022

Asunto:

Autorización de
impresión de tesis

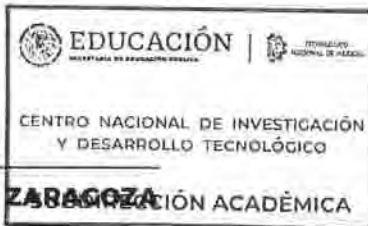
**KEVIN EDSON PETATAN BAHENA
CANDIDATO AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
EN INGENIERÍA MECÁNICA
P R E S E N T E**

Por este conducto tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado **"EVALUACIÓN DEL EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS SOBRE LA VIDA A FATIGA DE ALEACIONES DE ALUMINIO"**, ha informado a esta Subdirección Académica, que están de acuerdo con el trabajo presentado. Por lo anterior, se le autoriza a que proceda con la impresión definitiva de su trabajo de tesis.

Esperando que el logro del mismo sea acorde con sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

ATENTAMENTE

"Excelencia en Educación Tecnológica"
"Educación Tecnológica al Servicio de México"



DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA
SUBDIRECCIÓN ACADÉMICA
SUBDIRECTOR ACADÉMICO

C.c.p Lic. Silvia del Carmen Ortiz Fuentes, Jefa del Departamento de Servicios Escolares
Expediente
CMAZ/ CHG



DEDICATORIA

Este trabajo lleva especial dedicatoria para Eleazar Bahena Salinas, mi madre. Ella que fue mi pilar de apoyo más fuerte a lo largo de este glorioso proceso en lo económico y sentimental principalmente, por darme vida y educación, te amo mamá, gracias ;

A mi padre Mario Petatan Aguilar, por el cariño y compañerismo, por el apoyo económico y por los consejos, te amo papá, gracias ;

A todos mis familiares por el apoyo sentimental, económico en algunos casos y por enseñarme el valor de la unión.

A Lesly Madeleim Solís Orduña por su amor y su amistad a lo largo de todo este trayecto.

AGRADECIMIENTOS

Al Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico (CENIDET) institución donde culminé de manera satisfactoria este posgrado de maestría, como parte de mi formación como investigador.

Al Consejo Nacional de Ciencias y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico asignado a través de la beca 1031303 para realizar mis estudios de posgrado.

Le agradezco al Dr. Arturo Abúndez Pliego, por ser mi asesor, guía y consejero profesionalmente a lo largo de todo el trayecto de posgrado y por su amistad, gracias.

Al Dr. Dariusz Szwedowicz Wasik, Dr. Jorge Colín Ocampo y Dr. Andrés Blanco Ortega por formar parte de mi comité revisor y quienes objetivamente aportaron en este trabajo, por sus buenos comentarios y críticas en todo el proceso, gracias.

Al equipo de trabajo de fatiga y materiales compuestos, M. C. Oscar Fernando Oliveros Ríos, M. C. Víctor Iván Rodríguez Reyes, M. C. Isaac Gutiérrez Rojas, Ing. Kevin Ricardo Miranda Acatitlan, Ing. Darío Antonio García Lavariega, bajo la coordinación del Dr. Arturo Abúndez Pliego, les agradezco sus comentarios y críticas durante el proceso del proyecto, también por su amistad, gracias.

Agradezco a mis compañeros de generación los momentos vividos y todo el apoyo mutuo que hubo para llegar hasta este momento. Alejandra Arriola Gómez, Arturo Oswaldo Cuevas Uribe, Kevin Ricardo Miranda Acatitlan, José Antonio Ruiz López e Irvin Abdiel Maldonado Bravo (generación enero 2020 – diciembre 2021). Ustedes me hicieron pasar una estancia placentera en CENIDET. Agradezco por conocerlos y por toda su amistad.

ÍNDICE

Dedicatoria	ii
Agradecimientos	iii
Índice de figuras	6
Resumen	9
Introducción.....	10
Capítulo I: Estado del arte.....	12
1.1 Generalidades	12
1.1.1 Fatiga.....	12
1.1.2 Antecedentes de la fatiga	13
1.1.3 Efecto del tratamiento térmico en la vida de fatiga de aleaciones de aluminio 16	
1.1.4 Efecto de la temperatura de ensayo y la microestructura en pruebas de fatiga en aleaciones de aluminio.....	25
1.2 Resumen del estado del arte	29
1.3 Conclusión del estado del arte.....	31
Capítulo II: Planteamiento del problema	31
2.1 Justificación.....	32
2.2 Objetivos	33
2.2.1 General.....	33
2.2.2 Particulares	33
2.3 Alcances	33
2.4 Limitaciones	33
2.5 Metas.....	34
Capítulo III: Marco teórico	34
3.1 Tratamientos térmicos para aluminios, técnicas estandarizadas y variantes.....	34
3.1.1 Recocido.....	34
3.1.2 Disolución y temple.....	35
3.1.3 Envejecimiento	35
3.1.4 Diagrama de fase Al-Fe-Mg-Si	37
3.1.4.1 Diagrama de fase Al-Mg-Si	39
3.1.4.2 Diagrama de fase Al-Fe-Mg.....	41
3.1.5 Aleaciones de Al-Mg-Si de la serie 6xxx	42
3.2 Diseño de tratamientos térmicos mediante una combinación óptima entre trabajo en frío y el envejecimiento	46

3.3	Tratamiento térmico de Reenvejecimiento y Retrogresión (RRA, por sus siglas en inglés).....	47
3.4	Diseño de tratamientos térmicos mediante regresión robusta.....	48
3.5	Metodología de regresión lineal múltiple	49
Capítulo IV: Metodología		50
4.1	Diseño experimental	50
4.1.1	Especificaciones y propiedades del material.....	51
4.1.2	Cantidad de probetas.....	51
4.1.2.1	Diseño geométrico de las probetas	52
4.1.3	Pruebas de fatiga.....	52
4.1.3.1	Tipo de carga.....	52
4.1.3.2	Banco de pruebas y condiciones de fatiga	53
4.1.3.3	Frecuencia de carga	53
4.1.3.4	Diseño propio la secuencia de tratamientos térmicos.....	54
4.1.3.5	Diseño paramétrico.....	55
Capítulo V: Pruebas y resultados.....		56
5.1	Preparación de las probetas	56
5.2	Tratamientos térmicos.....	58
5.3	Control de rugosidad y Pruebas de fatiga	59
5.4	Influencia de la temperatura del tratamiento térmico en la vida a fatiga.....	62
5.5	Influencia del tiempo de tratamiento térmico en la vida a fatiga	63
5.6	Propuesta de modelos empíricos	65
5.7	Comparación del proceso, entre tratamiento térmico T6 y secuencia de tratamiento térmico diseñada en la presente investigación.....	74
5.7.1	Caso de estudio: comparación de la energía consumida durante el tratamiento térmico	75
5.8	Efecto en la microestructura de los tratamientos térmicos.....	77
Conclusiones.....		79
6.1	Trabajos futuros.....	80
Bibliografía.....		81
Anexo A		85

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 Gráfica de esfuerzo vs deformación para el AA7010 en condiciones RRA y T6 [29].....	17
Figura 2 Gráfica da/dN vs ΔK (log-log) para diferentes condiciones de tratamiento térmico: a) Curvas FCGR para RRA y T6, b) Curvas FCGR cerca del umbral para RRA y T6 [29].....	18
Figura 3 Efecto de la dirección en la vida de la fatiga para las muestras mecanizadas y T6 [31].....	19
Figura 4 Diagrama de tipo Kitagawa para los especímenes MA y MA-T6 [31].....	19
Figura 5 Los valores de esfuerzo máximo y mínimo durante la vida del TMF a 250 C de temperatura máxima [32].	20
Figura 6 Los bucles de histéresis de esfuerzo-deformación durante la vida del TMF a 250 C de temperatura máxima [32].....	20
Figura 7 El valor de la amplitud de la deformación mecánica (en el ciclo de vida medio) frente a la duración de la LCF [32].....	21
Figura 8 Variación de la resistencia a la fatiga con el número de ciclos en la curva σ -N-P para la solución de aleación de Al tratada a 510 C durante 2 h, seguida de un envejecimiento a 190 C durante 7 h [33].....	22
Figura 9 Efecto de la temperatura de envejecimiento en la propiedad de resistencia a la fatiga de la aleación 6063 de Al a un tiempo de envejecimiento constante de 9 h [34].....	23
Figura 10 Los primeros cinco bucles de histéresis para (a) NA y (b) PA, en $\Delta\epsilon_{tot}/2 = 0,8\%$ [35].....	24
Figura 11 Amplitud total del esfuerzo en función de a) el número de ciclos y b) la vida de fatiga normalizada, para diferentes $\Delta\epsilon_{tot}/2$ [35].....	24
Figura 12 Amplitud de la deformación plástica en función del número de ciclos para diferentes $\Delta\epsilon_{tot}/2$ [35].	25
Figura 13 Curvas S-N que comparan el rendimiento de la fatiga de (a) Vaciado, (b) FSP-AGG, y (c) FSP-fina, a las tres temperaturas de prueba [36].	26
Figura 14 Efecto de la temperatura en la resistencia a la fatiga del E319 de SDAS bajo [37].....	27
Figura 15 Límite de resistencia media a 10^8 ciclos vs. límite de elasticidad o resistencia a la tracción [37].....	28
Figura 16 Tratamiento térmico de recocido, a) Recocido parcial y b) Recocido total [4].....	35
Figura 17 Tratamiento térmico a) Disolución y temple y b) Envejecimiento [4].....	36
Figura 18 Diagrama de fases del sistema Al-Fe-Mg-Si: (a) distribución de los campos de fase en el estado sólido, (b) proyección politérmica del <i>liquidus</i> , y (c)	

efecto de la velocidad de enfriamiento (V_c) en la posición de las superficies del <i>liquidus</i> , ampliación del V_c [41].....	38
Figura 19 Diagrama de fases del sistema $Al - Mg - Si$: (a) <i>liquidus</i> ; (b) <i>solidus</i> ; (c) detalle del <i>solidus</i> en la arista de Al ; y (d) sección cuasi-binaria $Al - Mg_2Si$ [41]....	40
Figura 20 Dependencia calculada de las fracciones de volumen de Mg_2Si y con (Si) en función de la concentración de Mg (a) y Si (b) en una aleación 6162 a $200^\circ C$ [44].	41
Figura 21 Diagrama de fases del sistema $Al - Fe - Mg$: (a) <i>liquidus</i> y (b) <i>solidus</i> [42].	41
Figura 22 Secciones isotérmicas (a-c) y politérmicas (d, e) del diagrama de fases $Al - Mg - Si$: (a) $600^\circ C$; (b) $550^\circ C$; (c) $200^\circ C$; (d) 0,6% Si ; y (e) 0,9% Mg [41].....	42
Figura 23 Secciones isotérmicas del diagrama de fases $Al-Fe-Mg-Si$: (a) 0,2% Fe , $200^\circ C$; (b) 0,2% Fe , $450^\circ C$; (c) 0,2% Fe , $550^\circ C$; (d) 0,5% Si , $400^\circ C$; y (e) 1% Si , $550^\circ C$. Todos los campos de fase contienen también aluminio (Al) [48].	43
Figura 24 Secciones politérmicas del diagrama de fases $Al - Fe - Mg - Si$: (a) 0.5% Si , 0.2% Fe ; (b) 1% Si , 0.2% Fe ; y (c) 1.5% Si , 0.2% Fe . $F - Al_3Fe$, $\alpha - Al_8Fe_2Si$, $\beta - Al_5FeSi$, y $\pi - Al_8FeMg_3Si_6$ [41].	45
Figura 25 Diagrama que muestra el cambio en la composición de la solución sólida sobresaturada (flechas gruesas) cuando el Si o el Mg_2Si precipitan primero según Dons, 2002 [50].	46
Figura 26 Especímenes para las pruebas de fatiga con un radio continuo entre los extremos [56]	52
Figura 27 Ciclo de esfuerzos totalmente [40].....	53
Figura 28 Diagrama esquemático de una máquina de fatiga por flexión rotativa de R. R. Moore [40].....	53
Figura 29 Vida útil a fatiga del aluminio 6061 T6 maquinada a tres diferentes condiciones de avance (condición de referencia: 47 mm/min) [58]	57
Figura 30 Probetas de Al6061-T6 maquinadas y limpias de impurezas superficiales.	57
Figura 31 Mufla utilizada para los tratamientos térmicos.....	58
Figura 32 Muestras después de los tratamientos térmicos. a) Óxido provocado por los tratamientos térmicos y b) Óxido retirado con lija de grano 3000.	59
Figura 33 Rugosímetro portátil para la medición de rugosidad de seis muestras lijadas.	60
Figura 34 Máquina de fatiga de amplitud constante tipo R.R More [55].....	61
Figura 35 Probetas ensayadas hasta la fractura. a) Con tratamiento térmico y b) En condición de llegada.	61
Figura 36 Vida útil a fatiga del aluminio 6061-T6 en función de la temperatura de envejecimiento.....	62

Figura 37 Vida útil a fatiga del aluminio 6061-T6 en función del tiempo de envejecimiento.....	64
Figura 38 Análisis de varianza para los ciclos hasta la fractura en función de la temperatura de envejecimiento	66
Figura 39 Análisis de varianza para los ciclos hasta la fractura en función del tiempo de envejecimiento.....	66
Figura 40 Desviación estándar de la media de los datos reales en función de: A) temperatura y B) tiempo de envejecimiento.....	67
Figura 41 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función del tiempo de envejecimiento a 192 °C de temperatura constante.	70
Figura 42 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función de la temperatura de envejecimiento a 120 min de tiempo constante.	71
Figura 43 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función del tiempo y temperatura de envejecimiento.	72
Figura 44 Gráfica de superficie correlacionando las variables del tratamiento térmico de envejecimiento (tiempo y temperatura) con el número de ciclos a fatiga del material AA6061-T6.....	73
Figura 45 Comparación entre el tiempo de proceso del tratamiento térmico "T6" y el tiempo de proceso de la secuencia diseñada, utilizando para el envejecimiento la mejor combinación de variables (tiempo y temperatura) obtenida de la regresión lineal múltiple.....	74
Figura 46 Gráfica comparativa del consumo de energía entre el proceso de tratamiento térmico "T6" y la secuencia diseñada en esta investigación.....	76
Figura 47 Detalle observado en SEM de una muestra tratada a 200 °C de envejecimiento y 250 °C de retrogresión [57].	78

RESUMEN

En este trabajo se evaluó el efecto de los tratamientos térmicos en la vida a fatiga de una aleación de aluminio 6061-T6. También, con base en la revisión bibliográfica se diseñó un estudio paramétrico (ver sección 4.1.3.5) y se determinaron las variables involucradas en el proceso de tratamiento térmico de envejecimiento, principalmente tiempo y temperatura de envejecimiento. Se diseñó, después de un análisis en el estado del arte y marco teórico, una secuencia de tratamientos térmicos propia, que proporciona un ahorro en tiempo y costo de proceso, y beneficiara la vida útil a fatiga del material de estudio. Para estudiar el efecto de la secuencia diseñada de tratamientos térmicos sobre la vida de fatiga del material de estudio, se propuso un número de probetas según la norma ASTM E 739 con geometría estandarizada por la norma ASTM E 466, posteriormente, se ensayaron las probetas en una máquina rotativa de fatiga de amplitud constante (150 MPa de esfuerzo y 29Hz de frecuencia) hasta la fractura. Posteriormente, se analizó el efecto de cada variable a través de gráficos y manejo estadístico de los datos obtenidos. Se obtuvo un aumento considerable en la vida útil a fatiga con la aplicación de los tratamientos térmicos. Se encontró que la variable con mayor efecto positivo en la vida a fatiga del material de estudio fue el tiempo de envejecimiento. Se redujo considerablemente el tiempo y costo de proceso en comparación con el tratamiento térmico del material de llegada (AA6061-T6). Finalmente, se obtuvieron tres modelos empíricos mediante regresión lineal múltiple, los cuales permiten establecer la relación que existe entre las variables de tiempo y temperatura de envejecimiento y la vida útil a fatiga y, consecuentemente, estimar el efecto que tienen sobre esta última.

INTRODUCCIÓN

Por lo general, la fatiga se presenta en el ámbito de la industria aeronáutica, aeroespacial, automotriz y central eléctrica. Específicamente, cuando los componentes de las máquinas están expuestos bajo cargas cíclicas, lo que ocasiona un fenómeno de daño progresivo en el material. Este fenómeno consiste físicamente en grietas y deformaciones, que eventualmente conducen a la fractura del material. El 95% de las fallas estructurales son a causa de la fatiga y representan un alto costo económico en la industria [1]. Esta investigación se enfoca especialmente al daño provocado por la fatiga sobre aleaciones de aluminio.

La aplicación de aleaciones de aluminio en la industria se debe a sus propiedades mecánicas como maleabilidad, resistencia a la corrosión, resistencia mecánica, peso ligero, resistencia a la fatiga, entre otras. Una de las series de aluminio más estudiadas en los últimos 30 años ha sido la serie 6xxx donde las aleaciones de aluminio 6061 y 6063 principalmente se han utilizado en varias aplicaciones industriales [2] [3]. Para este trabajo se ha seleccionado la aleación de aluminio 6061-T6 como caso de estudio. Un asunto en específico que se investiga sobre este material es la modificación de sus propiedades mecánicas bajo distintas técnicas, una de ellas son los tratamientos térmicos que aumentan tanto la resistencia a la fatiga como a otros factores que pudieran provocar fallas en el material [4] [5].

Los tratamientos térmicos forman precipitados dentro del material. Estos precipitados son generalmente impedimentos para el movimiento de dislocación y, por lo tanto, tienden a aumentar tanto el límite de elasticidad como la resistencia última [6]. Razón por lo cual, ésta es una herramienta viable para la mejora de la vida útil a fatiga de la aleación de aluminio 6061-T6. Si bien el principal objetivo es prolongar la vida útil a fatiga del material, también, se busca reducir el impacto económico que estos tratamientos térmicos pueden llegar a provocar. En la literatura se encuentra poca información de secuencias de tratamientos térmicos óptimas y aplicables, además, no hay muchos trabajos en los que se presente un modelo capaz de predecir la vida a fatiga de un material en función de los ciclos. A continuación, se presenta brevemente lo que describe cada capítulo relatado en esta investigación.

Capítulo I, se presenta información científica acerca del daño por fatiga en la vida industrial, así como, el testimonio de pruebas y resultados de distinguidos científicos

acerca del rendimiento y mejora del aluminio expuesto a pruebas de fatiga después de aplicarles tratamientos térmicos.

Capítulo II, se presentan las metas, limitaciones y objetivos planteados, así como, la justificación del problema al cual se pretende profundizar y dar solución.

Capítulo III, se presentan los fundamentos teóricos y las bases herramientas encontradas en la literatura, necesarias para darle cumplimiento al capítulo II.

Capítulo IV, se presenta el proceso metodológico y experimental de la investigación como especificaciones del material, dimensionamiento de las probetas, condiciones de las pruebas de fatiga, diseño de la secuencia de tratamientos térmicos y delineación del experimento.

Capítulo V, se presentan los resultados obtenidos de las pruebas de fatiga realizadas a las muestras tratadas térmicamente. También, la obtención de modelos empíricos en función de las variables de interés (tiempo y temperatura de envejecimiento) capaces de estimar el rendimiento de fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente.

Capítulo VI, se presentan las conclusiones finales de la investigación.

CAPÍTULO I: ESTADO DEL ARTE

En este capítulo se presenta información relacionada con el estudio del daño por fatiga por distinguidos investigadores desde distintas épocas. Se presenta también información relacionada con la investigación realizada por distintos científicos sobre el efecto de los tratamientos térmicos aplicados sobre aleaciones de aluminio sometidas a esfuerzos de fatiga. Todos estos trabajos tienen la intención de enfrentar el problema que causa la fatiga sobre la vida industrial con el objetivo principal de conocer, predecir, medir y mejorar la vida útil a fatiga de los componentes mecánicos. Es importante analizar detenidamente estos estudios para el avance tecnológico de esta investigación.

1.1 Generalidades

1.1.1 Fatiga

En las definiciones encontradas dentro de la norma ASTM E 1150 [6] la fatiga es un proceso de cambio estructural progresivo, localizado y permanente que se produce en un material sometido a condiciones que producen esfuerzos y tensiones fluctuantes en algún punto o puntos de éste y que puede culminar en grietas o fractura completa después de un número suficiente de fluctuaciones.

Es fundamental para el diseño y caracterización de los materiales idealizarse que la fatiga es un proceso. La nucleación que forma el origen de las grietas por fatiga sigue siendo un misterio para la ciencia. Cuando se analiza una falla y se atribuye a la fatiga, lo único de lo que se tiene conocimiento es que las cargas (tensiones / esfuerzos) fluctuaban [6]. Existen dos formas de abordar el fallo por fatiga. Una de ellas es tratar las grietas individualmente utilizando parámetros de mecánica de fractura, como el factor de intensidad de esfuerzo [7] [8]. La otra forma es lidiar con grietas relativamente "pequeñas" [9] para la vida de fatiga de manera colectiva, incluida la iniciación de grietas en una geometría de material relativamente grande, que requiere un modelo de curva S-N (S y N en el acrónimo representan esfuerzo y número de ciclos de carga de fatiga, respectivamente) [1] [10].

1.1.2 Antecedentes de la fatiga

Conforme a la información encontrada en el artículo de W. Schütz [11], a principios del siglo XIX (1800s) se encontraron grietas en los ejes ferroviarios que provocaron una falla en servicio del ferrocarril, éstas debido a cargas de trabajo (cargas cíclicas). A mediados del siglo XIX, por los años 1837-1858, A. Wohler [12] propuso un método mediante el cual, la falla en los elementos de las máquinas a causa de las cargas cíclicas, podría suavizarse y en algunos casos eliminarse. Dió vida al enfoque del diagrama de respuesta “esfuerzo – vida” y el enfoque del modelo de prueba de componentes para el diseño de fatiga.

Antes de A. Wohler, Albert August [13] en 1829, quien era un funcionario de las minas de Real Hannover, fue el primero en argumentar y documentar fallas debido a cargas cíclicas en las cadenas de servicio. Publicó los primeros resultados de pruebas experimentales, las cuales se llevaron a cabo en una máquina que él mismo construyó, donde las muestras para los ensayos de fatiga fueron las cadenas en servicio, a las cuales se les aplicaron pequeñas cargas repetidas hasta la fractura de un eslabón. En 1839 se utilizó por primera vez el término “fatiga” por el ingeniero militar Poncelet [14], quien relacionó la falla de un material dúctil debido a cargas oscilantes, especulativamente con que el material “se había cansado” y vuelto frágil. En 1843 se desarrolló la teoría de cristalización por el ingeniero escocés William Rankine [15] en su publicación “The Fracture of Axles” donde además, propuso las causas de las fallas en los ejes del ferrocarril. Observó un comportamiento de falla por fatiga desde la etapa de nucleación y propagación de la grieta en los cambios de sección, lo cual ocasionó una fractura frágil en su sección transversal, proponiendo así que el material se había “cristalizado” y vuelto frágil debido a cargas fluctuantes. Esto le permitió proponer una construcción y diseños de ejes con un radio más grande para minimizar la concentración de esfuerzos y extender la vida útil de los ejes ferroviarios.

Los estudios realizados por A. Wohler [16] en 1860 se basaron en las fallas de los ejes ferroviarios que provocaron el accidente del tren de Versalles, por lo cual desarrolló una máquina de fatiga que le permitió registrar el nivel de carga y el número de repeticiones hasta la falla. En 1867 A. Wohler [11], apoyándose de su mecanismo de flexión rotatoria, presentó su trabajo sobre el diagrama de esfuerzo-vida actualmente conocido como curvas S-N. Éstas relacionan los números de ciclos de carga por flexión rotatoria que soporta el material hasta la ruptura a una determinada carga o esfuerzo aplicado sobre el material de estudio. Con ello, demostró que la teoría estipulada por Rankine era errónea,

ya que al realizar pruebas metalúrgicas sobre las partes rotas de los ejes que habían fallado a determinado esfuerzo y cierto número de ciclos, observó que el material tenía la misma resistencia y ductilidad a cargas de tensión que el material original, es decir, el material no se había cansado ni cristalizado como lo decía Rankine. Sin embargo, se mantuvo el término de fallo por fatiga para describir cualquier falla como consecuencia de cargas fluctuantes.

De 1871 a 1910, nuevos investigadores llegaron a corroborar y ampliar el trabajo de Wohler. Gerber aportó su investigación de la influencia de las cargas promedio. Mas tarde, Goodman propuso una teoría simplificada sobre las tensiones promedio; el nombre de estos dos investigadores siguen asociados a diagramas que implican esfuerzos alternos y promedios [16]. En 1886, Johann Bauschinger [17] [18] publicó los resultados de su investigación sobre el cambio de las propiedades mecánicas del material cuando se someten a esfuerzos y deformaciones. Demostró que éste se debe a la distribución de tensiones que pueden modificar la estructura del material, lo que algunos autores llamarían posteriormente, el efecto de Bauschinger. Además, inventó un extensómetro con una sensibilidad de 10^{-6} y estudió el esfuerzo - deformación inelástico. En 1900, Ewing y Humfrey descubrieron las líneas de deslizamiento, grietas por fatiga y crecimiento de la grieta hasta la falla, refutando así la teoría de la cristalización.

De 1910 a 1960 el esfuerzo de las investigaciones se enfocó en desarrollar teorías que pudieran entender mejor el problema de la fatiga en los materiales. En 1910, Basquin [11] basó los resultados de su investigación apoyándose en los resultados de la investigación de Wohler sobre la vida finita de los materiales y definió la forma logarítmica utilizando los resultados de las curvas S-N realizadas por Wohler. Basquin, desarrolló la ley exponencial para estimar el comportamiento y la resistencia a la fatiga de forma predictiva basada en la deformación del material. Esta ley describe la relación lineal entre la amplitud de esfuerzos (eje "y") y el número de ciclos hasta el fallo (eje "x"). Para el año 1924, Alex Palmgren [16] desarrolló un modelo donde estableció la vida a fatiga para el diseño de rodamientos, mediante el concepto de acumulación de daño para cargas de amplitud variable, basado en la dispersión de estadística. En 1927 [11] publicaron el primer libro americano que cuantificaba los datos cíclicos altos de fatiga para muchos materiales.

Miner [19] en 1945 retomó la hipótesis de acumulación de daño para elementos tipo viga. Realizó pruebas para probar dicha hipótesis, desarrolló la teoría del daño acumulado, mejor conocida como criterio de daño lineal Palmgren-Miner. Esta teoría plantea que el daño producido por una serie de ciclos de esfuerzos se calculaba como una cierta fracción

del daño total, y cuando estas fracciones sumadas llegan a la unidad, la fractura ocurre. Durante estas mismas fechas, Neuber publicó un trabajo sobre el cálculo teórico de los factores de concentración de esfuerzos en cargas estáticas y de fatiga para distintas geometrías. Waloddi Weibull [16] en 1951 proporcionó varias distribuciones estadísticas de parámetros para análisis y pruebas probabilísticas de la fatiga. Peterson, en 1953 [11] propuso factores de diseño de concentración de esfuerzos, el cual ofrecía un buen enfoque para justificar las grietas en la superficie del material. En 1955, Coffin y Manson publicaron la ley de la fatiga para bajos ciclos con base en la deformación, actualmente conocida como ley de Coffin-Manson.

Jaap Schijve [20] en 1960 hizo énfasis en las pruebas de crecimiento de grietas de amplitud variable en aviones, tomó en cuenta la fluencia de sobrecargas a tracción en materiales, debido a que estas cargas pueden causar un retraso significativo en el crecimiento de grietas por fatiga. Paris [21] en 1961 propuso la ley de Paris, un modelo empírico que relaciona la tasa de crecimiento de la grieta en función del rango de intensidad del esfuerzo en una gráfica de forma log-log, de tal manera que puede predecir la vida útil restante de un material en función de los ciclos de carga para un tamaño de grieta conocido. Tatsuo Endo y M. Matsuishi [22] en 1968 implementaron una técnica llamada "*Rainflow*" para espectros de amplitud variable aplicado a la regla de Palmgren – Miner. Es un método eficiente para el análisis de cargas de amplitud variable, se convirtió en estándar para el análisis de espectros y se menciona en la norma ASTM E 1049 Sección 5.4 (Standard Practices for cycle counting in fatigue analysis). El método consiste en dejar caer agua de forma imaginaria sobre el espectro de carga (el historial de carga está girado 90°) hasta que caiga por una orilla, esto se interpreta como la amplitud de esfuerzo equivalente del espectro de carga original.

Edwards [6] en 1971, encontró que había desviaciones que afectan a la regla de Miner, que se debían principalmente a los esfuerzos residuales relacionados con la fluencia en el punto donde inicia la falla. Agerskov y Pedersen [23] en 1992, comprobaron bajo pruebas experimentales que, las cargas de amplitud variable afectan directamente en la vida a fatiga de estructuras marinas bajo cargas estocásticas. Además, propusieron una ecuación que permite determinar un valor del número de Miner con respecto al tipo de espectro para estructuras marinas en acero estructural convencional. A principios del año 2000, Rosakis *et al* [24] investigaron cómo las cargas dinámicas de diferentes áreas de la ingeniería influyen en las fallas de componentes. En 2001, Castillo y Canteli [25] publicaron un modelo probabilístico mediante la distribución de Weibull que

proporciona múltiples curvas S-N para diferentes percentiles, estimando así la vida útil a fatiga de los materiales.

De los años 2000 en adelante se presentaron más de un modelo y métodos distintos que mejoran e innovan la investigación descrita anteriormente. En el 2003, Loren *et al* [26] propusieron una nueva metodología, la cual es capaz de mejorar significativamente las predicciones de daños por fatiga y la confiabilidad bajo las cargas de servicio reales, determinando curvas S-N. La solución matemática implica utilizar una ecuación de cuarto grado. En 2004, Z. Lin *et al* [27] desarrollaron un modelo simplificado para la predicción de la dinámica de daños y fracturas de materiales dúctiles. En 2005, Pär Johannesson *et al* [17] desarrollaron un método basado en la estimación de la curva de Wohler directamente de las pruebas de amplitud variable.

En 2017, Mayén *et al* [28] realizaron una investigación donde se analizó el crecimiento de grieta sobre probetas modificadas y estandarizadas por la norma ASTM fabricadas de aluminio 6061-T6 bajo cargas de amplitud constante por flexión rotativa. El objetivo fue conocer la tasa de crecimiento del material y fotografiar el crecimiento de grieta desde la nucleación hasta la fractura del espécimen. Basados en la teoría de Miner, utilizaron una probeta modificada, de tal manera que les permitió observar y conocer el efecto de la intensidad de carga del crecimiento de la grieta, conociendo así el origen de la nucleación. También obtuvieron un modelo empírico de crecimiento de grietas para el aluminio 6061-T6 de etapas tempranas de daño que se conoce como grieta corta. Todas las investigaciones realizadas pretenden explicar el comportamiento del material sometido a fatiga desde distintos enfoques.

1.1.3 Efecto del tratamiento térmico en la vida de fatiga de aleaciones de aluminio

Los tratamientos térmicos son utilizados con la finalidad de mejorar el rendimiento del material establecido. En este apartado, la revisión bibliográfica se enfoca en la búsqueda de trabajos que permitan evaluar cómo afectan los tratamientos térmicos a la vida útil de las aleaciones de aluminio en ensayos de fatiga. En 2019 Nandana *et al* [29] estudiaron la influencia del tratamiento térmico de regresión y reenvejecimiento (RRA, por sus siglas en inglés) patentado por Cina [30], en la microestructura y el comportamiento de la tasa de crecimiento de grieta por fatiga (FCGR, por sus siglas en inglés) de una aleación Al-7010-T6. Se basaron sobre la norma ASTM E647-15el para los ensayos de fatiga. Se utilizó una máquina de prueba servohidráulica, se aplicó a las

muestras de ensayo un patrón de carga sinusoidal con una relación de esfuerzo ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) de 0,5 y una frecuencia de 10 Hz. En la Figura 1, se muestra la gráfica de esfuerzo – deformación que se obtuvo de las muestras tratadas con RRA en comparación con las muestras de llegada (aleación Al-7010-T6), con un módulo elástico de 90 GPa y 75 GPa, respectivamente. Se encontró, que la muestra tratada con RRA resultó ser más rígida en comparación con la aleación de llegada. Se observó también una deformación plástica hasta el fallo de 11.3% y 14.4%, respectivamente.

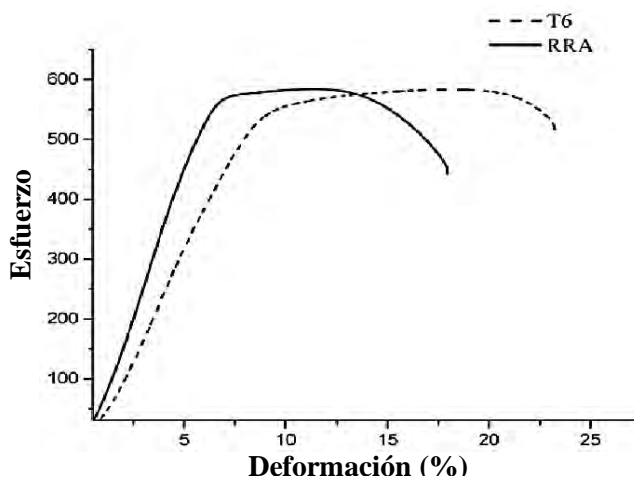


Figura 1 Gráfica de esfuerzo vs deformación para el AA7010 en condiciones RRA y T6 [29].

En la Figura 2a, se muestran las curvas de FCGR ($da/dN =$ tasa de crecimiento de grieta por fatiga vs $\Delta K =$ factor de intensidad de esfuerzo) de las muestras tratadas térmicamente con RRA en comparación con las muestras de llegada. Se encontró una menor FCGR en las muestras tratadas con RRA en comparación con la aleación de llegada tanto generalmente como desde el régimen cercano al umbral hasta la mayor parte del régimen de París (ver Figura 2b). Se obtuvo un aumento en el factor de intensidad de esfuerzo umbral de $8.25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en condición T6 y $9.33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en condición tratada con RRA. Lo cual provocó una disminución del 70% aproximadamente en la tasa de crecimiento de grieta por fatiga. Se concluyó que el tratamiento RRA aplicado a la aleación de estudio mejoró la propiedad de resistencia a la fatiga. Lo cual es beneficioso en piezas estructurales de aeronaves sujetas a cargas cíclicas.

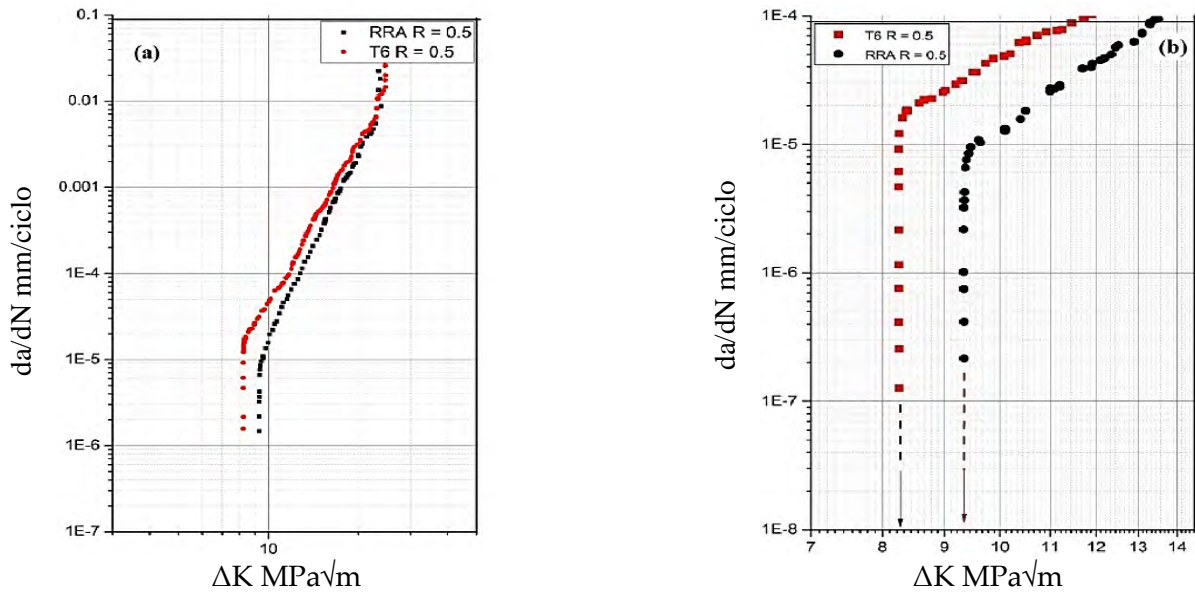


Figura 2 Gráfica da/dN vs ΔK (log-log) para diferentes condiciones de tratamiento térmico: a) Curvas FCGR para RRA y T6, b) Curvas FCGR cerca del umbral para RRA y T6 [29].

En 2017 Domfang *et al* [31] realizaron pruebas de fatiga tomando en cuenta el defecto de fabricación por fusión selectiva láser (SLM, por sus siglas en inglés) a temperatura ambiente. Se ensayaron las muestras en una máquina de resonancia con una relación de carga $R = -1$ y frecuencia entre rango de 80 a 82 Hz. Las muestras sometidas a estas pruebas fueron dos producciones distintas de $AlSi_{10}MgSi$ por SLM, las cuales se denominaron P1 y P2. Las muestras P1, se sometieron a un tratamiento térmico de relajación durante una hora a 160 C. Las muestras P2, se sometieron a un tratamiento de relajación durante dos horas a 300 °C. Las muestras P1, se analizaron en una máquina de doblado rotativo y sus resultados se tomaron como referencia para el estudio. Las muestras P2, se mecanizaron para el ensayo de fatiga y algunas fueron sometidas a tratamiento térmico T6. El análisis de la prueba de fatiga se centró en los efectos anisótropos debidos al proceso (XY contra Z), sobre las curvas S-N para mecanizado y maquinado P2-MA-T6 (ver Figura 3). Se obtuvo un aumento en el límite de fatiga del 20% para las muestras P2-XY-MA-T6 en comparación con P2-XY-MA. Mientras que se observó un aumento de más del 45% en las muestras Z. Se encontró también, que el límite de fatiga en un millón de ciclos de P2-XY-MA mejora en un 40% aproximadamente en comparación con P1-XY-MA. Se encontró una reducción del tamaño del defecto crítico entre P1 y P2 debido al mecanizado y el tratamiento térmico T6. Se consideraron los diagramas de tipo

Kitagawa para cuantificar el efecto del tamaño del defecto en el límite de la fatiga (ver Figura 4).

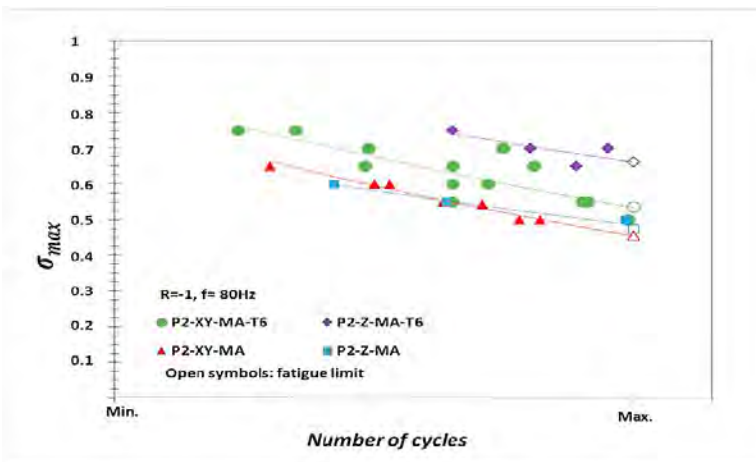


Figura 3 Efecto de la dirección en la vida de la fatiga para las muestras mecanizadas y T6 [31].

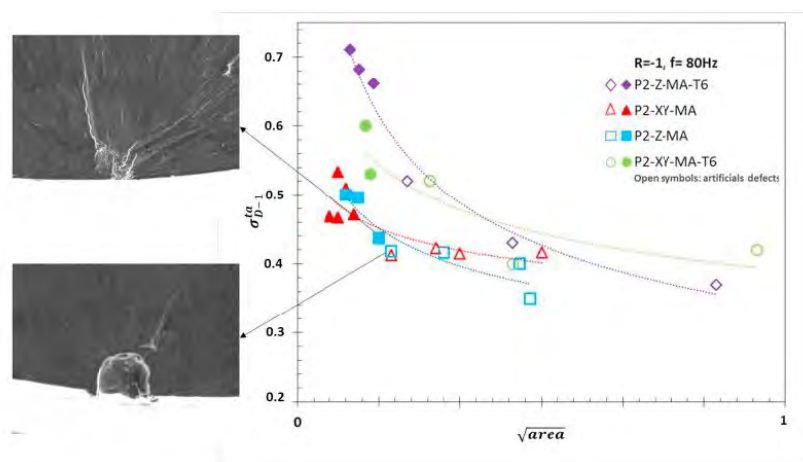


Figura 4 Diagrama de tipo Kitagawa para los especímenes MA y MA-T6 [31].

En 2013 Azadi y Shirazabad [32] investigaron el efecto del tratamiento térmico en la aleación de aluminio fundido A356.0 bajo cargas de fatiga termomecánica (TMF, por sus siglas en inglés) fuera de fase y de fatiga de ciclo bajo (LCF, por sus siglas en inglés) a diferentes temperaturas, para culatas de motor Diesel. Se aplicó a la aleación de estudio un tratamiento térmico T6 con parámetros de envejecimiento optimizados por otros autores como Siddiqui *et al* y Rometsch y Schaffe. Se obtuvo como efecto del tratamiento térmico en las pruebas de TMF un 23% como valor medio de la mejora de la vida de fatiga, pero con una influencia poco significativa. Después de algunos ciclos (unos 1000 ciclos), el comportamiento del esfuerzo máximo se iguala para la aleación A356.0 con y sin tratamiento térmico, como se muestra en la **Figura 5** (la temperatura de transición varía

de 50 a 250 C). Esta temperatura de transición aumentó la deformación plástica cíclica durante los ciclos de TMF.

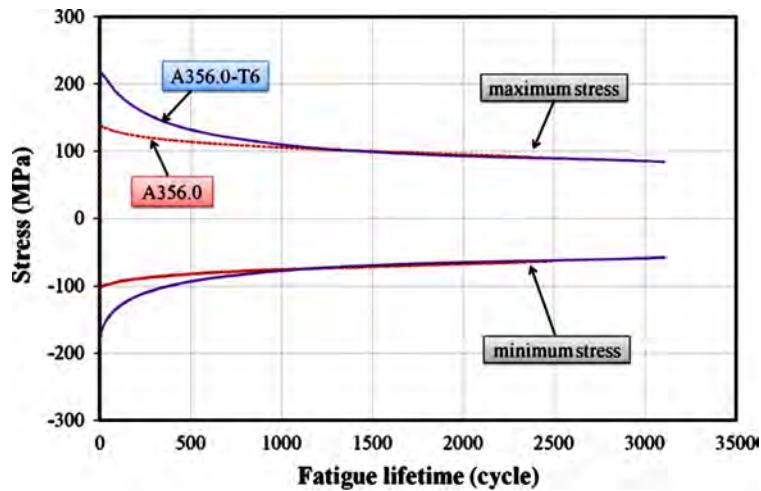


Figura 5 Los valores de esfuerzo máximo y mínimo durante la vida del TMF a 250 C de temperatura máxima [32].

En los bucles de histéresis de esfuerzo-deformación para el segundo ciclo y el ciclo de la vida media obtenidos por Azadi y Shirazabad (ver Figura 6) se muestra que la aleación A356.0-T6 resiste valores más altos de deformación y valores más bajos de deformación plástica (medida como el ancho de los bucles de histéresis en la línea de deformación media cero) en los primeros ciclos de TMF. En el caso de la aleación A356.0-T6, la deformación plástica en los primeros ciclos de TMF es inferior a la de la aleación A356.0. Esto significa que el tratamiento térmico reduce la ductilidad y el material se comporta de manera frágil.

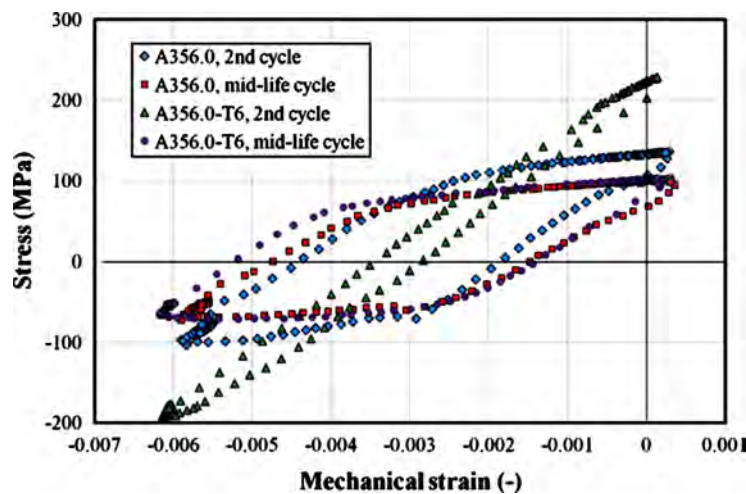


Figura 6 Los bucles de histéresis de esfuerzo-deformación durante la vida del TMF a 250 C de temperatura máxima [32].

Los resultados de las pruebas de fatiga de bajo ciclo a temperatura ambiente (RT-LCF, por sus siglas en inglés) y a alta temperatura (HT-LCF, por sus siglas en inglés) se muestran en la Figura 7. Se observa un aumento en todos los casos, en la vida útil de LCF con el proceso de tratamiento térmico. En el caso de la aleación A356.0-T6, la vida útil de la fatiga disminuye al aumentar la temperatura. Se concluyó en que las propiedades mecánicas y los comportamientos de las pruebas de LCF de la aleación de aluminio A356.0 mejoran con el tratamiento térmico T6, especialmente a temperatura ambiente donde su efecto es considerable. El tratamiento térmico no tiene un efecto significativo en la aleación A356.0 bajo cargas TMF. Al aumentar el rango de temperatura, la diferencia entre la vida de fatiga de la aleación A356.0 y la aleación A356.0-T6 disminuye.

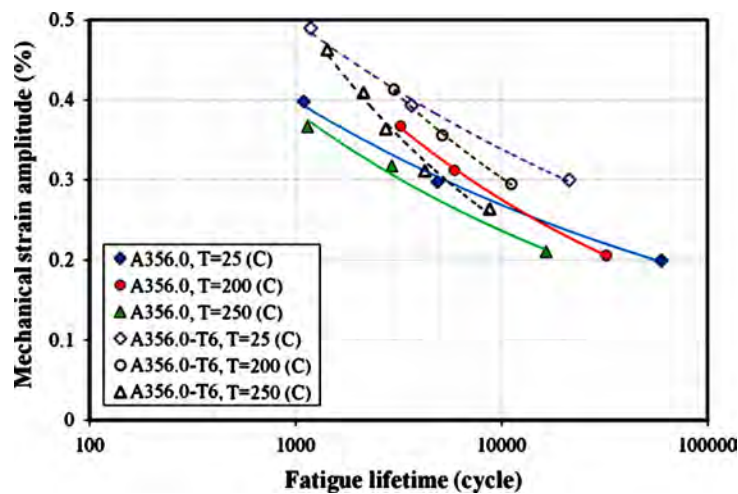


Figura 7 El valor de la amplitud de la deformación mecánica (en el ciclo de vida medio) frente a la duración de la LCF [32].

En 2004 R. Sadeler *et al* [33] analizaron el efecto de cuatro diferentes tratamientos térmicos de solución, seguidos de un envejecimiento, aplicados a una aleación de aluminio 2014. Se realizaron pruebas de fatiga por flexión rotativa en una máquina de pruebas de R.R. Moore a 50 Hz y a temperatura ambiente. Se concluyó en que, efectivamente, el tratamiento en solución seguido del envejecimiento mejoró notablemente la vida de fatiga de la aleación de Al 2014. Con estos tratamientos, la resistencia a la fatiga por flexión rotativa se mejora considerablemente en comparación con las muestras de llegada (aleación 2014). Con una resistencia a la fatiga de aproximadamente 108 MPa para la aleación de llegada, se comparó los resultados obtenidos de las muestras tratada térmicamente para la mejora de la vida a fatiga (ver Figura 8). Para la aleación tratada a 410, 450 y 480 C durante 2 h, seguido de un envejecimiento a 190 C durante 7 h, las resistencias a la fatiga se incrementan a 120, 139 y 148 MPa, respectivamente (ver Figuras 14-16). Para la aleación tratada a 510 C durante 2 h, seguida de un envejecimiento a 190 C

durante 7 h en 10^7 ciclos es de unos 154 MPa, es decir, aproximadamente 1,4 veces la resistencia a la fatiga del material fundido.

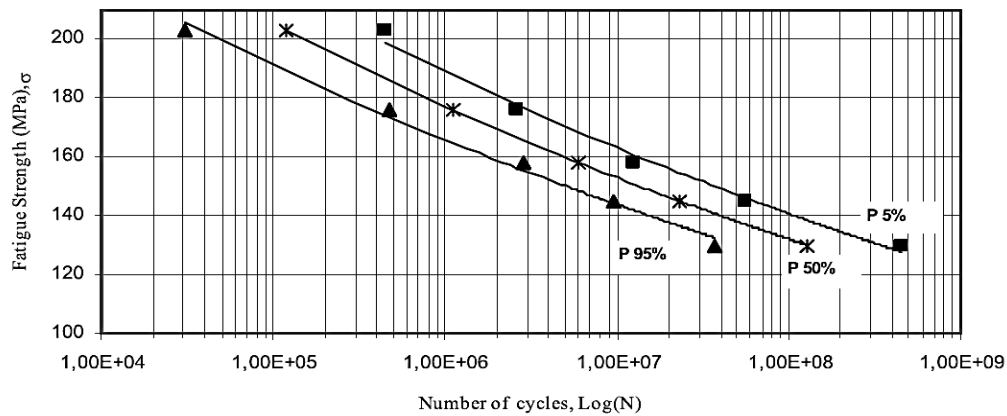


Figura 8 Variación de la resistencia a la fatiga con el número de ciclos en la curva σ -N-P para la solución de aleación de Al tratada a 510 C durante 2 h, seguida de un envejecimiento a 190 C durante 7 h [33].

En 2006 Siddiqui *et al* [34] estudiaron el efecto de la corrosión del agua de mar, el tiempo y la temperatura de envejecimiento en la propiedad de resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio 6063. Se aplicó a las muestras de ensayo un tratamiento térmico de solución a 520 ± 5 °C durante dos horas, posteriormente, los especímenes se mantuvieron en un congelador con la intención de evitar el envejecimiento natural. En seguida, se aplicó a los especímenes un tratamiento térmico artificial a 120, 140, 160, 180, 200, 220 y 240 °C durante un período de 3, 5, 7 y 9 h. Finalmente, los especímenes se sumergieron en agua de mar de 2 a 30 semanas.

En la Figura 9 se muestra el mejor rendimiento que se obtuvo de la temperatura de envejecimiento en el número de ciclos requeridos para fallar en un tiempo de inmersión constante. Se observa un aumento del número de ciclos necesarios para que falle el espécimen a medida que la temperatura de envejecimiento aumenta con el tiempo de inmersión constante. Se encontró que el número de ciclos necesarios hasta el fallo de los especímenes con un tiempo de envejecimiento constante de 5, 7 y 9 horas fue de 74,023, 79,523 y 94,593 respectivamente. Por lo tanto, la aleación obtiene su máxima resistencia a la fatiga a 175 °C cuando se envejece durante 9 h.

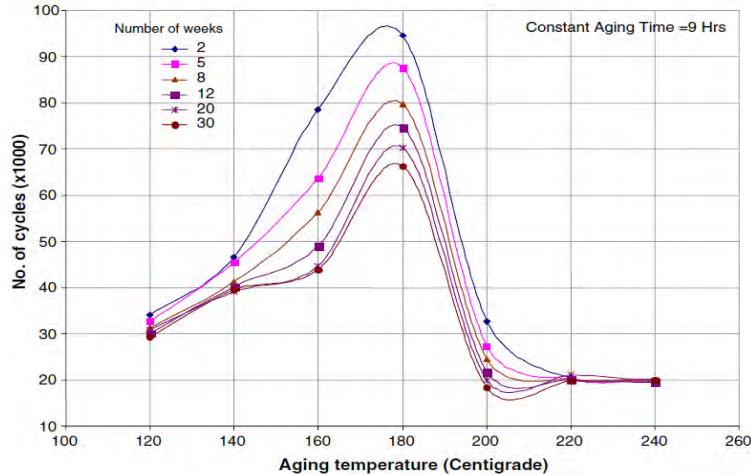


Figura 9 Efecto de la temperatura de envejecimiento en la propiedad de resistencia a la fatiga de la aleación 6063 de Al a un tiempo de envejecimiento constante de 9 h [34].

En 2008 M. Hörnqvist y B. Karlsson [35] investigaron el efecto del tratamiento térmico y del envejecimiento natural (NA, por sus siglas en inglés) o envejecimiento máximo (PA, por sus siglas en inglés) en pruebas de fatiga de bajo ciclo (LCF, por sus siglas en inglés) de amplitud variable para una aleación de $Al - 5,4 Zn - 1,2 Mg$, AA7030. Se extruyó el material a $540^{\circ}C$ a una velocidad de $10 m/min$, seguido de enfriamiento por aire. Se obtuvo un material en forma de barras con un diámetro de 36 mm. Se realizó un tratamiento térmico de solución a $480^{\circ}C$ durante 30 minutos, seguido de un enfriamiento en agua. El envejecimiento NA se obtuvo a temperatura ambiente durante 24 h. Por el contrario, el envejecimiento PA requirió un envejecimiento a $120^{\circ}C$ durante 24 h (correspondiente a T6 según ASTM). Se realizaron pruebas de fatiga de empuje y tracción completamente invertidas utilizando un equipo servohidráulico Instron. La deformación se midió con un extensómetro de cuchilla de clip axial de Instron con un calibre de 10 mm de longitud. La frecuencia se varió con la amplitud de la deformación total aplicada, $\Delta\epsilon_{tot}/2$.

En la Figura 10 se muestran los bucles de histéresis obtenidos por M. Hörnqvist y B. Karlsson. Se observa que en contraste con la condición NA, el temple de PA no desarrolla muescas de desgaste en ningún grado perceptible durante el esfuerzo cíclico. Sin embargo, el esfuerzo monótono (realizado en el control de la posición de la cruceta en lugar del control de la deformación) puede conducir a un flujo dentado también en el estado de PA, aunque en menor medida que en la condición NA.

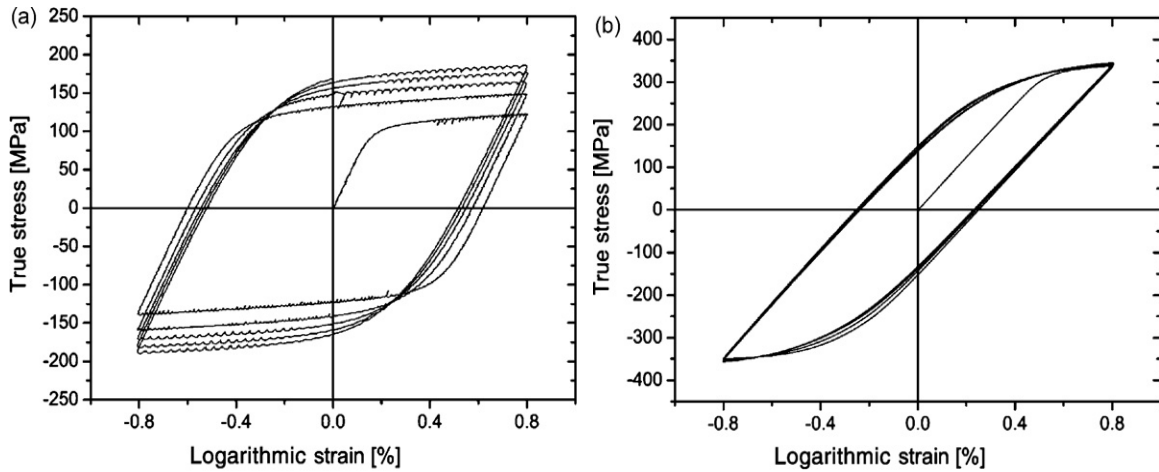


Figura 10 Los primeros cinco bucles de histéresis para (a) NA y (b) PA, en $\Delta\epsilon_{tot}/2 = 0,8\%$ [35].

En la Figura 11 se muestran los valores de la amplitud de esfuerzos contra el número de ciclos de las pruebas de LCF. Se observa un comportamiento en el temple NA de endurecimiento continuo hasta un comienzo del ablandamiento inducido por la grieta y un rápido fracaso en el último 10-30% de la vida de fatiga. El temple PA muestra un endurecimiento inicial seguido de un largo período de ablandamiento, alrededor del 70-80% de la vida de la fatiga, hasta el fallo rápido final. En la Figura 12 se observa una comparación de la amplitud de la deformación plástica ($\Delta\epsilon_{pl}/2$) en los temples NA y PA, medida como la anchura del bucle de histéresis con esfuerzo cero. Se observó una disminución de $\Delta\epsilon_{pl}/2$ más rápida en el temple NA, y continúa hasta el inicio del rápido crecimiento final de la grieta. En la condición PA hay una disminución similar pero más débil con el aumento del número de ciclos, seguido de un aumento o disminución repentina en los números de ciclos correspondientes a un punto posterior al máximo de la amplitud de la deformación.

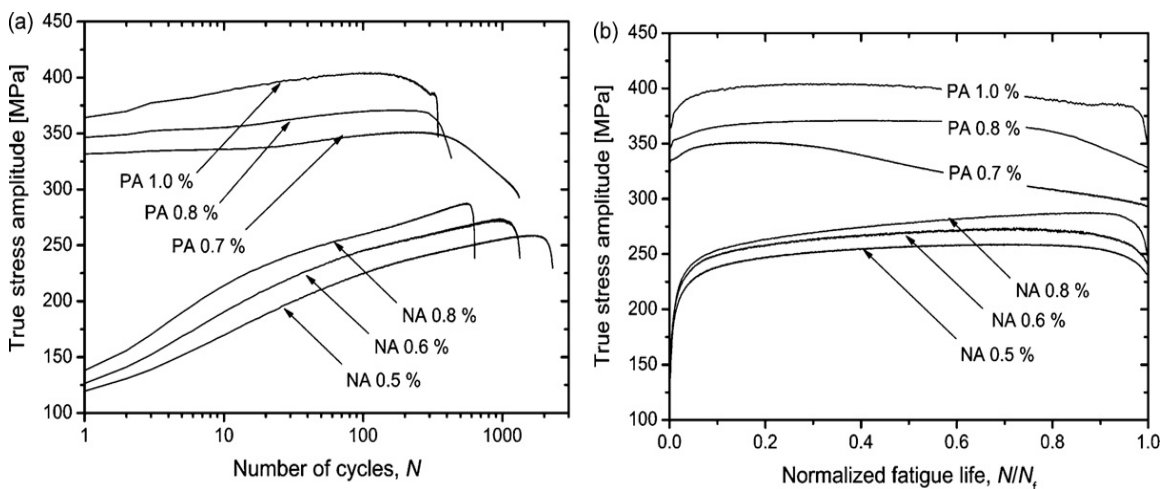


Figura 11 Amplitud total del esfuerzo en función de a) el número de ciclos y b) la vida de fatiga normalizada, para diferentes $\Delta\epsilon_{tot}/2$ [35].

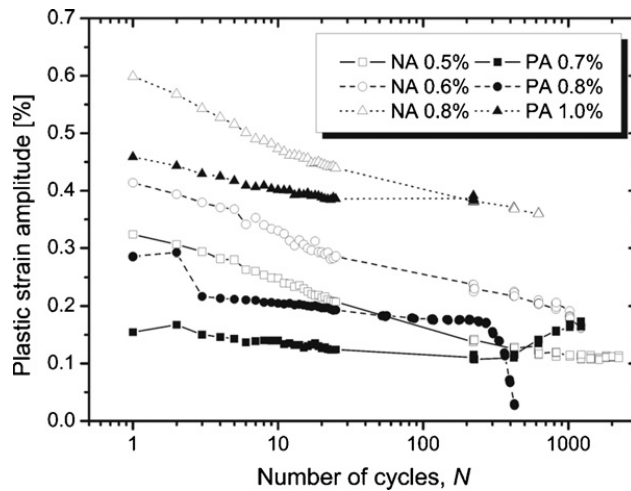


Figura 12 Amplitud de la deformación plástica en función del número de ciclos para diferentes $\Delta\epsilon_{tot}/2$ [35].

1.1.4 Efecto de la temperatura de ensayo y la microestructura en pruebas de fatiga en aleaciones de aluminio

Un factor perjudicial en la vida a fatiga de los materiales suele ser a menudo la fluctuación de temperatura a la cual se expone el material definido. En 2020 Nelaturu *et al* [36] investigaron el efecto de la temperatura de ensayo en los mecanismos de iniciación y propagación de las grietas por fatiga y en el proceso de fricción – agitación (FSP, por sus siglas en inglés) en las aleaciones de aluminio fundido A356. Contrarrestaron sus resultados contra el comportamiento a temperatura ambiente. Esta aleación fundida se sometió a tratamiento térmico T6 – disolución a 535 °C durante 5 h, enfriamiento en agua y reenviejamiento 160 °C durante 5 h (se referirá a la aleación fundida como “vaciado”). Se procesó esta aleación en dos condiciones diferentes: FSP1 y FSP2. Las sometieron a tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT, por sus siglas en inglés) T6 – disolución a 535 °C durante sólo 2,5 h, enfriamiento en agua, y envejecimiento a 160 °C durante 5 h. Esto generó dos condiciones microestructurales únicas: FSP-AGG (FSP1) y FSP-fina (FSP2). Se realizaron ensayos de fatiga por flexión totalmente reversibles (relación de esfuerzo, $R = -1$).

En la Figura 13 se muestra el efecto de la temperatura en la vida útil a fatiga al comparar las curvas S-N de cada condición microestructural a las tres temperaturas de prueba. En la Figura 13a se observan puntos superpuestos y no muestra ninguna tendencia clara. En la Figura 13b y 13c se observa que las curvas S-N se desplazan a la izquierda con el

aumento de la temperatura, lo que demuestra claramente su efecto en la disminución de la vida útil a fatiga. Se concluyó en que las muestras de FSP-AGG exhibieron un aumento en la vida a la fatiga en comparación con las muestras “fundido”. El FSP – fina, por otra parte, mostró una gran dispersión en los datos, similar a la condición de las muestras de llegada (aluminio fundido A356). Los límites de los granos retrasaron efectivamente el crecimiento de las grietas y mejoraron la vida de fatiga tanto del FSP-AGG como del FSP-fino. También se observó que, en algunas muestras, los límites de los granos obstruyeron el crecimiento de las grietas a temperatura ambiente, mientras que, en otras muestras, facilitaron el crecimiento de las grietas a una temperatura cercana a los 200 °C. Por lo tanto, con el aumento de la temperatura, la iniciación de la grieta por fatiga y la propagación cambió de transgranular a temperatura ambiente a intergranular a temperaturas elevadas.

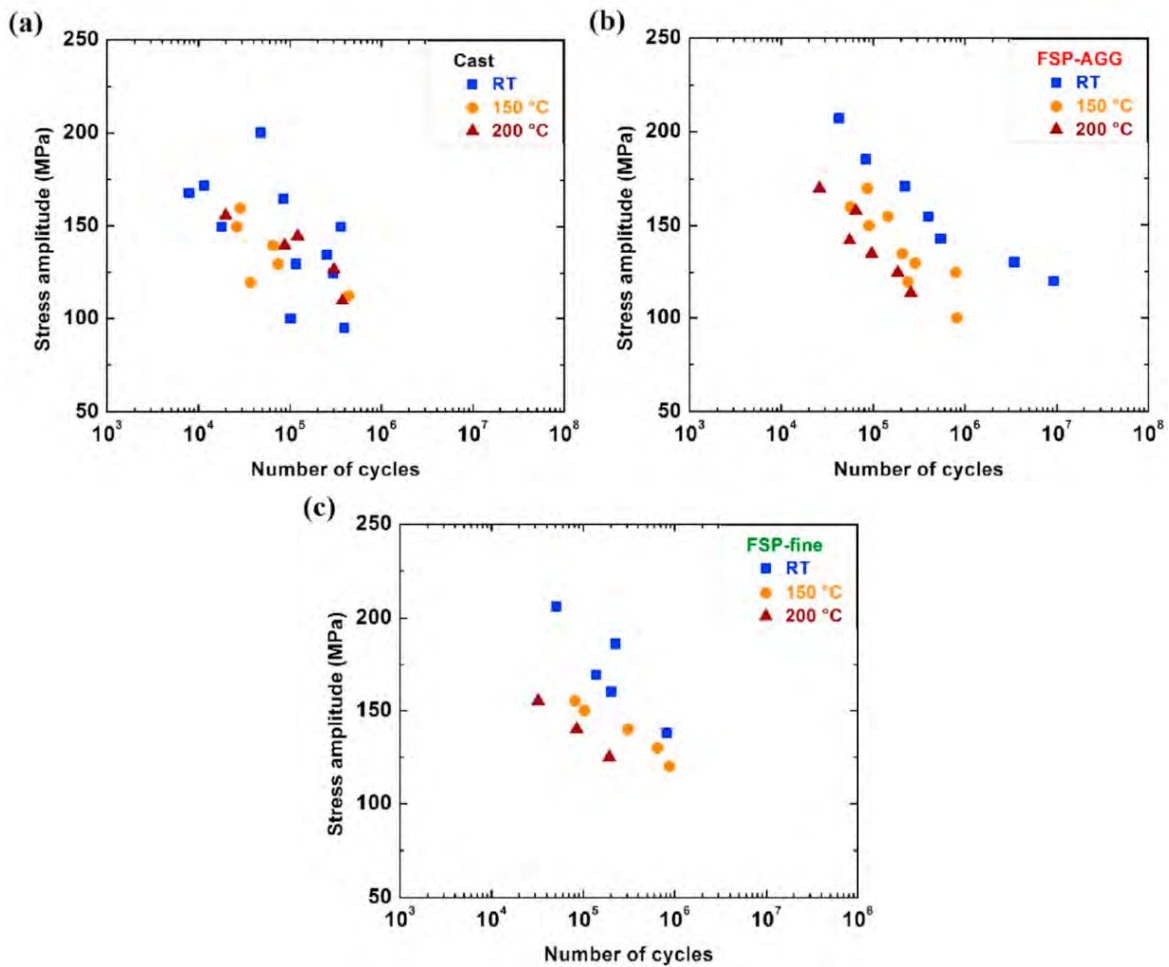


Figura 13 Curvas S-N que comparan el rendimiento de la fatiga de (a) Vaciado, (b) FSP-AGG, y (c) FSP-fina, a las tres temperaturas de prueba [36].

En 2006 Zhu *et al* [37] analizaron el efecto que tiene la temperatura y la microestructura en la fatiga de una aleación de aluminio fundido E319-T7. Se aplicó a las muestras un tratamiento térmico T7 de sobre-envejecimiento que consistió en un tratamiento térmico de 8 h de solución a 495 °C seguido de un enfriamiento con agua hirviendo a unos 90 °C y 4 h de envejecimiento a 260 °C. Se seccionaron barras rectangulares de las regiones con espacios entre los brazos de las dendritas secundarias (SDAS, por sus siglas en inglés) promedio de 30 y 70 μm , se denominaron SDAS "bajo" y "medio" y que tienen niveles de porosidad de 0,26% y 0,87%, respectivamente. Se realizaron pruebas de fatiga ultrasónica a temperaturas de 20, 150 y 250 °C, sobre una gama de tensiones utilizando cargas totalmente invertidas ($R = -1$). El espécimen se hizo vibrar en resonancia a ≈ 20 kHz. La carga ultrasónica se aplicó en pulsos bien controlados (200 ms on / 800 ms off) para reducir el calentamiento del espécimen. Se encontró que la influencia de la microestructura en la resistencia a la fatiga es mayor que la influencia de la temperatura de ensayo, la distribución del tamaño de los poros y otras características microestructurales causan una gran variabilidad en la vida de la fatiga. Por lo tanto, se puede influir en la vida a fatiga del material controlando el tamaño y la distribución de los poros. En las Figuras 14 y 15, se muestra que el límite de resistencia a 10^8 ciclos se redujo en 10 MPa de 20 a 150 °C y se disminuyó en 17 MPa de 150 a 250 °C.

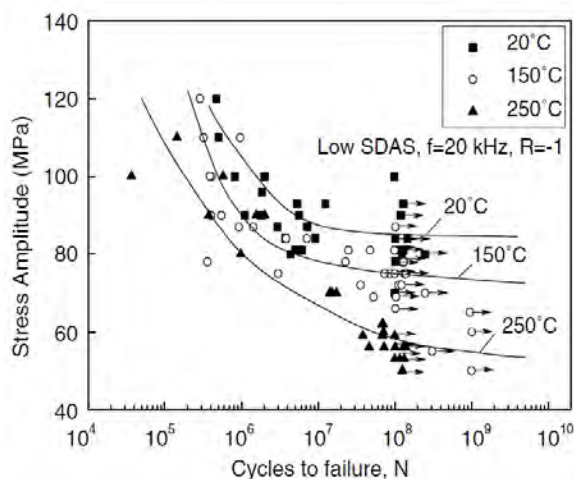


Figura 14 Efecto de la temperatura en la resistencia a la fatiga del E319 de SDAS bajo [37].

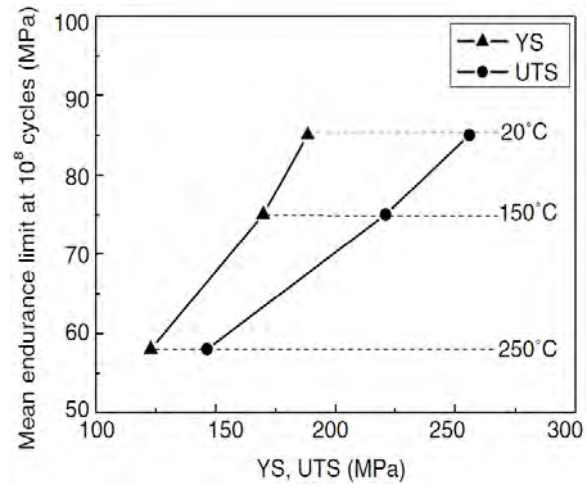


Figura 15 Límite de resistencia media a 10^8 ciclos vs. límite de elasticidad o resistencia a la tracción [37].

1.2 Resumen del estado del arte

Autor	Principio	Variable	Análisis experimental	Resultados
R. Sadeler et al (2004)	Evaluar el efecto de los tratamientos térmicos de solución en la mejora de la vida a fatiga de la aleación Al 2014	Temperatura y tiempo del tratamiento térmico. (velocidad de enfriamiento aplicable)	Pruebas de flexión rotativa en maquina R.R Moore a 50Hz	El tratamiento en solución seguido del envejecimiento mejoró notablemente la vida de fatiga de la aleación de Al 2014. La resistencia a fatiga por flexión rotativa se mejora considerablemente en comparación con la de los materiales de fundición
Zhu et al (2006)	Tratamiento térmico T7.	Temperatura y tiempo del tratamiento térmico. (velocidad de enfriamiento aplicable)	Pruebas de fatiga ultrasónica.	El límite de resistencia a 10 ⁸ ciclos se redujo en 10 MPa de 20 a 150 °C y se disminuyó en 17 MPa de 150 a 250 °C.
M. Hörnqvist y B. Karlsson (2007)	Investigar el efecto del tratamiento térmico - envejecimiento natural (NA) o envejecimiento máximo (PA)	Temperatura y tiempo del tratamiento térmico. (velocidad de enfriamiento aplicable)	Fatiga de bajo ciclo a diferentes amplitudes de tensión total	El temple NA muestra un endurecimiento continuó hasta el comienzo del ablandamiento inducido por la grieta y un rápido fracaso en el último 10-30% de la vida de fatiga. El temple PA muestra un endurecimiento inicial seguido de un largo período de ablandamiento, alrededor del 70-80% de la vida de la fatiga, hasta el fallo rápido final
Siddiqui et al (2006)	Efecto de la corrosión del agua de mar, el tiempo de envejecimiento y la temperatura de envejecimiento en la fatiga de la aleación de aluminio 6063	Temperatura y tiempo del tratamiento térmico. (velocidad de enfriamiento aplicable)	Las muestras de fatiga estándar fueron preparadas de acuerdo con las especificaciones de la BSS.	Un aumento del número de ciclos necesarios para que falle el espécimen a medida que la temperatura de envejecimiento aumenta con el tiempo de inmersión constante
Azadi y Shirazabad (2013)	Analizar el efecto de los tratamientos térmicos en la fatiga termomecánica y fatiga de bajo ciclo (a diferentes temperaturas)	Temperatura y tiempo del tratamiento térmico. (velocidad de enfriamiento aplicable)	Pruebas de TMF Y LCF (a diferentes temperaturas)	Las propiedades mecánicas y los comportamientos LCF (a varias temperaturas) de la aleación de aluminio A356.0 mejoran con el tratamiento térmico T6. El tratamiento térmico no tiene un efecto significativo en la aleación A356.0 bajo cargas TMF.
Julius N. Domfang et al. (2017)	Fusión selectiva por láser, T6 y curvas S-N.	Parámetros para fusión selectiva, tiempo de temperatura, temperatura y velocidad de enfriamiento.	Producción de muestras mediante SLM. Posteriormente mecanizados, de tratamiento de relajación de estrés y	Aumento en el límite de fatiga según la anisotropía de la muestra XY o Z, de 20 y 45% respectivamente. Aumento de 40% en el límite elástico al comparar P1 con P2.

			con o sin tratamiento T6. Evaluación del efecto del tamaño del defecto por fabricación bajo SLM, mediante diagramas Kitagawa.	
Mayen <i>et al.</i> (2018)	Diseño experimental de tratamientos térmicos por el método Taguchi.	Temperatura y tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento.	Las muestras se sometieron a pruebas de tracción y los resultados fueron comparados contra los ya obtenidos en otras investigaciones.	Niveles máximos de UTS y YS para rangos de temperatura de 170 y 210 °C y tiempo de 120 min.
Nandana <i>et al.</i> (2019)	Caracterización de muestras por Microscopía TEM y pruebas de tasa de crecimiento de grieta por fatiga (FCGR) utilizando una máquina de prueba autohidráulica de 100 kN según ASTM E647-15el.	Tiempo y Temperatura de los tratamientos térmicos de regresión y reenvjecimiento RRA.	Caracterización de microestructura por TEM, aplicación de tratamientos RRA y T6; y pruebas de fatiga.	Las muestras tratadas con RRA arrojaron una menor FCGR en comparación con las piezas tratadas con T6. 1.08×10^{-5} mm/ciclo, 3 veces menor que 3.78×10^{-5} mm/ciclo, respectivamente.
Mayen <i>et al.</i> (2019)	Metodología desarrollada de tratamientos térmicos	Tratamiento en solución térmica, velocidad de enfriamiento, trabajo en frío, endurecimiento por precipitación y tratamiento térmico de reenvjecimiento y retrogresión.	Las muestras tratadas se sometieron a pruebas de nanoindentación y tracción. Los resultados se compararon con las propiedades mecánicas del material de llegada.	Aumento en ductilidad de 6.79% y 15.53% para 50CW y 75CW @ 150 °C, respectivamente, aumento de 19.35% en el límite elástico y disminución de 13% en ductilidad para 50CW @ 200 °C, aumento de 23.45% y 21.56% con pérdida insignificante de ductilidad para 75CW @ 175 y 200 °C, respectivamente.
P. Nelaturu <i>et al.</i> (2020)	Fundición por fricción – agitación (FSP), T6 y RRA.	Tiempo, temperatura y velocidad de enfriamiento.	Fundición por FSP, tiramiento térmico antes y después de la soldadura, ensayo de fatiga por flexión	Mejora de la vida a fatiga en temperaturas bajas de tratamiento, deformación por fatiga a temperaturas elevadas. Cambio en la morfología del material fundido. Aumento en el límite elástico para la temperatura de prueba de 150 °C.

1.3 Conclusión del estado del arte

Un tratamiento térmico se refiere a la modificación de las propiedades mecánicas y la estructura metalográfica de un metal, a partir de aumentos y descensos controlados de temperatura. En la industria, todos los días cientos de fabricantes realizan o subcontratan la aplicación de tratamientos térmicos para que sus piezas adquieran las propiedades requeridas. Sin embargo, en las aleaciones de aluminio suele ser de mayor cuidado el uso de los tratamientos térmicos. Un temple en un material ferroso sirve para endurecer; mientras que, en el aluminio, para estabilizar su estructura. En el aluminio y sus aleaciones, el tratamiento térmico está profundamente relacionado con la composición del material y los procesos de deformación. De hecho, para aumentar las tensiones internas, elevar la resistencia a la tensión y el esfuerzo de fluencia, el material debe recibir procesos combinados de temperatura y deformación física, junto con una velocidad de enfriamiento al medio ambiente o en ambientes artificiales. Existe una gran serie de combinaciones térmicas aplicables, las cuales se han ido desarrollando a través de los años por diferentes investigadores. Se ha demostrado que las variables más importantes en este proceso son: temperatura y tiempo (teniendo en cuenta las características que adquiere el material debido al proceso de fabricación) [4].

El efecto que causan los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio enfocado a la fatiga, ha sido en su gran mayoría una respuesta positiva, según se encontró en la información recopilada en este estado del arte. Sin embargo, es importante y necesario seguir investigando y mejorando estos efectos. Tratamientos térmicos como T6, RRA, T7, entre otros, resultaron eficientes para mejorar la vida a fatiga de algunas aleaciones de aluminio, sin embargo, existe poca información acerca de los efectos de los tratamientos térmicos en la vida útil a fatiga. Por esto y que la fatiga es uno de los principales problemas encontrados en los diferentes ámbitos de la industria, es que, se debe de seguir investigando combinaciones de tratamientos térmicos que puedan reducir en gran porcentaje este problema y disminuyendo costos [36] [29] [31].

CAPÍTULO II: PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

No hay duda que la fatiga juega un papel importante en todas las aplicaciones de ingeniería. La mayoría de los componentes están sujetos a alguna forma de carga fluctuante, por lo que la fatiga desempeña potencialmente un papel en todos esos casos. Está claro que para todo diseño mecánico se debe tomar en cuenta aquellos aspectos de los procesos de fabricación distintos de la fatiga que puedan actuar para nuclear las grietas que podrían propagarse bajo la influencia de cargas cíclicas. No obstante, la fatiga es un factor importante y a menudo crítico en el ensayo, análisis y diseño de materiales de

ingeniería para máquinas, estructuras, aviones y centrales eléctricas. Se debe tener en claro que, es un problema muy importante por abordar. Varios investigadores han publicado resultados positivos en las propiedades de los materiales a causa de los tratamientos térmicos, pero existe muy poca información del efecto que tienen sobre la vida a fatiga de aleaciones de aluminio.

2.1 Justificación

El problema del daño progresivo bajo cargas cíclicas dentro los componentes mecánicos (fatiga mecánica) ha estado presente desde hace mucho tiempo. En los años 1800s cuando varios investigadores de Europa, observaron que los componentes del puente y ferrocarril de transporte se empezaban a agrietar bajo las cargas de trabajo (cargas cíclicas). Lo que tiempo después fue nombrado como “fatiga” por Poncelet. Hasta la fecha, la fatiga es la causa principal del 80-90% de todas las fallas de maquinaria. Entonces, varios investigadores se han encargado de encontrar una manera de predecir y medir el tiempo de vida a la fatiga de un material desde esa época. Sin embargo, esto no mejora las propiedades del material [11] [14] [10].

El amplio estudio de las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio se ha intensificado por la gran aplicación que demandan industrias como la automotriz, aeronáutica, aeroespacial y energía eléctrica. En estas áreas, las aleaciones de aluminio son enormemente importantes ya sea como fundición para partes mecánicas, componentes estructurales en la aeronáutica y aeroespacial o usadas para moldes de inyección; especialmente por su bajo costo de producción, conformabilidad, soldabilidad, resistencia a la tracción y resistencia a la corrosión [38] [39] [29].

Los tratamientos térmicos como T6, RRA, entre otros, han demostrado su eficacia en la mejora de propiedades de materiales como la resistencia última a la tensión y la resistencia a la fluencia, entre otras; sin embargo, el desempeño de los tratamientos térmicos investigados en las propiedades de las aleaciones de aluminio expuestas a cargas fluctuantes aún no han sido lo suficientemente exploradas. Por esta razón, se requiere estudiar el efecto que causan las variables (tiempo y temperatura) de los tratamientos térmico de diseño propio para aumentar la vida útil de las aleaciones de aluminio expuestas a cargas de flexión rotativa de amplitud variable. [29] [31] [36].

2.2 Objetivos

2.2.1 General

Desarrollar, a través de un estudio teórico experimental, un modelo empírico para estimar la resistencia a la fatiga de una aleación de aluminio 6061-T6 sometida a tratamientos térmicos de diseño propio, bajo condiciones de carga en flexión rotativa de amplitud constante.

2.2.2 Particulares

- Buscar y desarrollar con base a la literatura, una combinación de tratamientos térmicos óptimos a utilizar en este trabajo
- Analizar los resultados de las metodologías existentes y asociar las variables de los tratamientos térmicos a la vida a fatiga de las aleaciones de aluminio, para el desarrollo de un modelo empírico
- Seleccionar el número de pruebas con base a las normas establecidas para pruebas de fatiga y satisfacer al mayor porcentaje las necesidades de la tesis.
- Enfocar todo el análisis al mejoramiento de la vida útil a fatiga de la aleación de aluminio 6061-T6

2.3 Alcances

- Desarrollar una combinación de tratamientos térmicos aplicables en aleaciones de aluminio principalmente 6061-T6.
- Evaluar los efectos de dicha combinación, sobre pruebas de fatiga de bajo ciclo a flexión rotativa con una relación de carga y frecuencia.
- Se determinará un modelo teórico – experimental

2.4 Limitaciones

- Mecanizado en seco de las probetas
- Se realizarán pruebas con carga pequeña a amplitud constante
- Se busca reducir costos y tiempos de tratamiento térmico

2.5 Metas

Obtener un modelo empírico con base en los parámetros de tratamientos térmicos (temperatura y tiempo de tratamiento térmico) para mejorar la vida a fatiga de una aleación de aluminio 6061-T6.

CAPÍTULO III: MARCO TEÓRICO

3.1 Tratamientos térmicos para aluminios, técnicas estandarizadas y variantes

A diferencia de los aceros, los tratamientos térmicos en el aluminio, pueden incluir procesos de deformación, entre estos tratamientos térmicos está: el recocido, disolución, temple y envejecimiento o revenido. No obstante, no todos estos procesos pueden utilizarse en todos los tipos de aluminio, debido a que no todos responden de la misma manera a los tratamientos térmicos de endurecimiento. Por ejemplo, el recocido, aplica a todas las aleaciones de aluminio, mientras que la disolución y el temple sólo se pueden aplicar a algunas de estas aleaciones. Es importante aclarar que, de las aleaciones de aluminio laminado, sólo las series 2xxx, 6xxx 7xxx y algunas 8xxx pueden ser tratadas térmicamente. En cuanto a las fundiciones, pueden ser tratadas las de la serie 2xx.x, 3xx.xm 7xx.x y algunas 8xx.x [4].

Mediante los tratamientos térmicos es posible lograr mejoras en las propiedades de las aleaciones de aluminio. En un primer proceso de tratamiento térmico de solución, seguido de un enfriamiento controlado se disuelven los precipitados. En un segundo proceso denomina normalmente endurecimiento por envejecimiento o por precipitación, se precipita una segunda fase finamente dispersa en la matriz [5].

3.1.1 Recocido

El recocido (un material recocido se designa mediante un -0, ejemplo: 7075-0): es un proceso que, utilizando una temperatura y unos tiempos de enfriamiento controlados, permite reducir la dureza del aluminio y lo prepara para el proceso de disolución y posterior envejecimiento. Existen dos tipos de recocido: parcial y total (ver Figura 16a y 16b), en el primero, el proceso se realiza a menor temperatura y el enfriamiento es más rápido, mientras que el recocido total requiere de un enfriamiento controlado en el horno. En ambos casos hay reducción de la dureza y de las propiedades mecánicas, pero en el

proceso parcial, se eliminan tensiones y su efecto es menor en el material, que en el caso del recocido total [4].

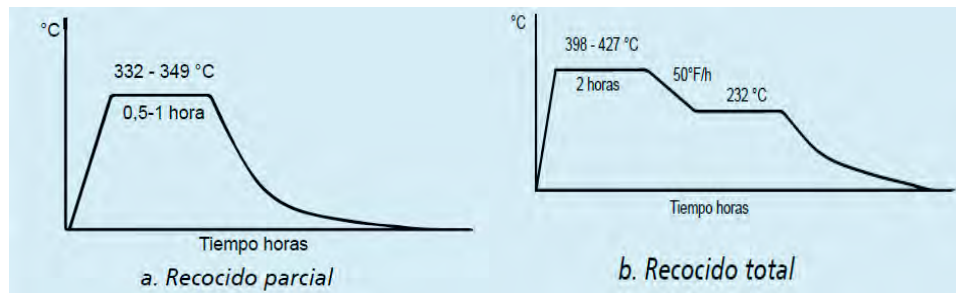


Figura 16 Tratamiento térmico de recocido, a) Recocido parcial y b) Recocido total [4].

3.1.2 Disolución y temple

Disolución y temple (se designa mediante -w al final del tipo de aleación): Los procesos de disolución de una aleación de aluminio están estrechamente relacionados con el calentamiento y enfriamiento del material. En el caso del aluminio 2024-0 (en condición de recocido), el primer paso es la disolución, que por lo regular se lleva a cabo en un horno de sales o de atmósfera a una temperatura de 495 °C durante el tiempo necesario para que se diluyan los precipitados. Es importante mencionar que, a diferencia del acero, cuyos precipitados son pequeños carburos contenidos en la misma estructura interna del material, los precipitados en un aluminio son partículas formadas a partir de los aleantes que éste contiene, los cuales se disuelven en el proceso de disolución. Es por esta razón que la disolución no se podría aplicar a los aceros, por lo menos no a todos, pues la estructura interna de ambos materiales es totalmente diferente. Una vez finalizado este procedimiento, se efectúa un “temple”, en el cual se enfría a una velocidad brusca la aleación, en agua o en un enfriamiento con polímero a base de agua conocido como “quenchant” a temperatura ambiente. La diferencia entre estos medios consiste en que el agua permite una velocidad de enfriamiento más drástica, pero puede llegar a deformar el material. El “quenchant”, por su parte, elimina la energía del material no tan drásticamente, pero sí evita que el material se deforme. El uso de uno u otro dependerá del tipo de aleación y geometría de la pieza [4].

3.1.3 Envejecimiento

Envejecimiento (se designa mediante -Tx al final del tipo de aleación): También conocido como *revenido o maduración*, es un proceso que puede ocurrir a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a temperaturas en el orden de los 120 °C

(envejecimiento artificial), en donde, de manera controlada, se produce la formación de precipitados, bien distribuidos y con morfología controlada. Este proceso es el encargado de dar la resistencia final y la dureza requerida al material.

Por ejemplo, para aumentar la dureza y la resistencia a la tensión, de la aleación 2024, luego de la disolución y posterior temple, es necesario exponerla a un proceso de envejecimiento natural, hasta el valor máximo posible, es decir a temperatura ambiente en un período de 96 horas; pasado este tiempo, la aleación pasa de condición 2024-W a 2024-T4. A diferencia de la aleación 2024, aleaciones como la 7075 requieren de un envejecimiento artificial por lo que debe ingresar en un horno de atmósfera o de sales a una temperatura de 120 °C por 24 horas para alcanzar la dureza y resistencia a la tensión máxima. Este último tratamiento cambia la condición del aluminio a 7075-T6. En la Figura 17a, en la primera circunferencia se muestran unos pequeños puntos de color negro, los cuales representan los precipitados del aluminio. Luego, en la segunda circunferencia se muestra la misma estructura, pero sin los puntos, lo que significa que ya se le practicó el proceso de disolución. En la Figura 26b, se muestra en la circunferencia de en medio que se forman nuevamente los precipitados (mejor distribuidos), debido al proceso de envejecimiento y cuya función es otorgarle al aluminio mayor dureza y resistencia [4].

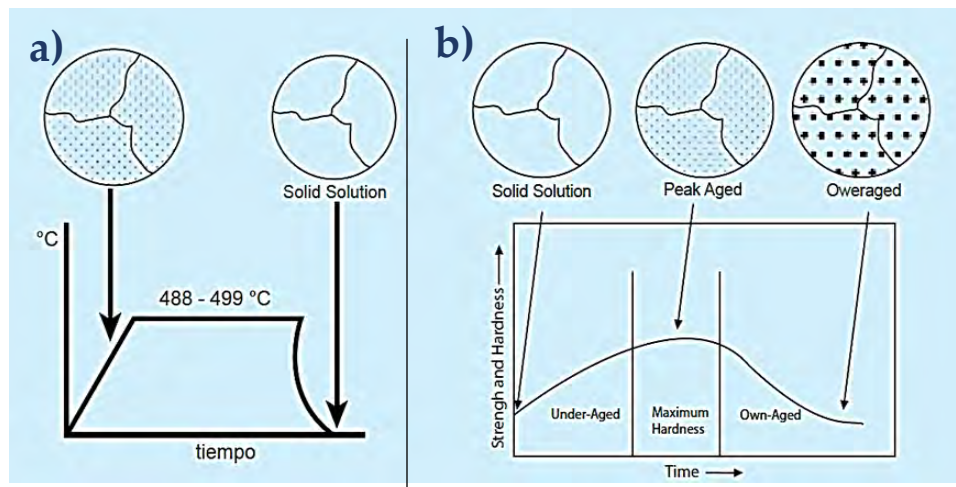


Figura 17 Tratamiento térmico a) Disolución y temple y b) Envejecimiento [4].

En la Figura 17b, también se muestra en la circunferencia final el “*overaged*”, que significa sobre-envejecimiento en español, es un segundo proceso de maduración que se le practica a la pieza, pues muchas veces cuando ésta alcanza su dureza máxima, adquiere también fragilidad, por lo que es necesario realizar nuevamente el envejecimiento en el material, con el fin que las partículas aumenten de tamaño y minimicen así este fenómeno, esto con una leve reducción de la resistencia y dureza.

3.1.4 Diagrama de fase Al-Fe-Mg-Si

El endurecimiento por precipitación o maduración es un proceso de tratamiento térmico utilizado para producir una mezcla de fases duras distribuidas uniformemente en una matriz blanda. La fase de precipitado interfiere con el movimiento de las dislocaciones y, como resultado de ello, endurece a la aleación. En un material, una fase es una región que difiere en su microestructura y/o composición, de otra región. Los diagramas de fase son representaciones gráficas de las fases que existen en un sistema de materiales a varias temperaturas, presiones y composiciones. Los diagramas, en su mayoría, se han construido en condiciones de equilibrio, y son utilizados por ingenieros y científicos para entender y predecir muchos aspectos del comportamiento de los materiales [40].

Las propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio como la serie 6xxx, aleaciones Al-Si de fundición (tipo 356/357) y algunas aleaciones de fundición y forjado a base de Al-Mg (series 5xx.0 y 5xxx) están determinadas en gran medida por la fase Mg_2Si , por lo que su análisis debe partir del diagrama de fases Al-Mg-Si que es comparativamente sencillo y ha sido tratado en la literatura con suficiente detalle. Sin embargo, como la mayoría de las aleaciones tienen impurezas de hierro que afectan significativamente a la composición de la fase, los diagramas Al-Fe-Mg-Si son bastante complejos. La composición de fase de la mayoría de las aleaciones forjadas de la serie 6xxx y de muchas aleaciones de fundición basadas en los sistemas Al – Si y Al – Mg puede analizarse utilizando el diagrama de fases Al – Fe – Mg – Si. La presencia conjunta de Mg, Si y Fe en la composición de una aleación produce un compuesto cuaternario (π) que tiene un estrecho rango de homogeneidad cerca de la composición correspondiente a la fórmula $Al_8FeMg_3Si_6$ (10.9% Fe, 14.1% Mg, 32.9% Si). Este compuesto tiene una estructura cristalina hexagonal (18 átomos en la celda unidad) con parámetros de red $a = 0.663$ nm y $c = 0.794$ nm, una densidad de 2.82 g/cm³ y una microdureza de 5.85 GPa a temperatura ambiente y de 3.76 GPa a una hora a 300°C [41] [25] [26].

El compuesto π es suficientemente resistente al calor. Además del compuesto cuaternario, las fases de los sistemas binario y ternario – Al_3Fe , Al_8Mg_5 , Mg_2Si , Al_8Fe_2Si , Al_5FeSi y (Si) – pueden estar en equilibrio con la solución sólida de aluminio. Cabe señalar que el compuesto Mg_2Si está en equilibrio con todas las demás fases y se presenta en la mayoría de las aleaciones en estado sólido [44].

En la Figura 18 se muestra la distribución de las regiones de fase en el estado sólido (Figura 18a) y la proyección de la superficie del *liquidus* (Figura 18b) en el sistema Al – Fe – Mg – Si. Es posible señalar una sección cuasiternaria (Al) – Mg_2Si – Al_3Fe en el sistema cuaternario. Esta sección cuasiternaria divide el diagrama de fases Al – Fe – Mg – Si en dos partes (ver Figura 18b).

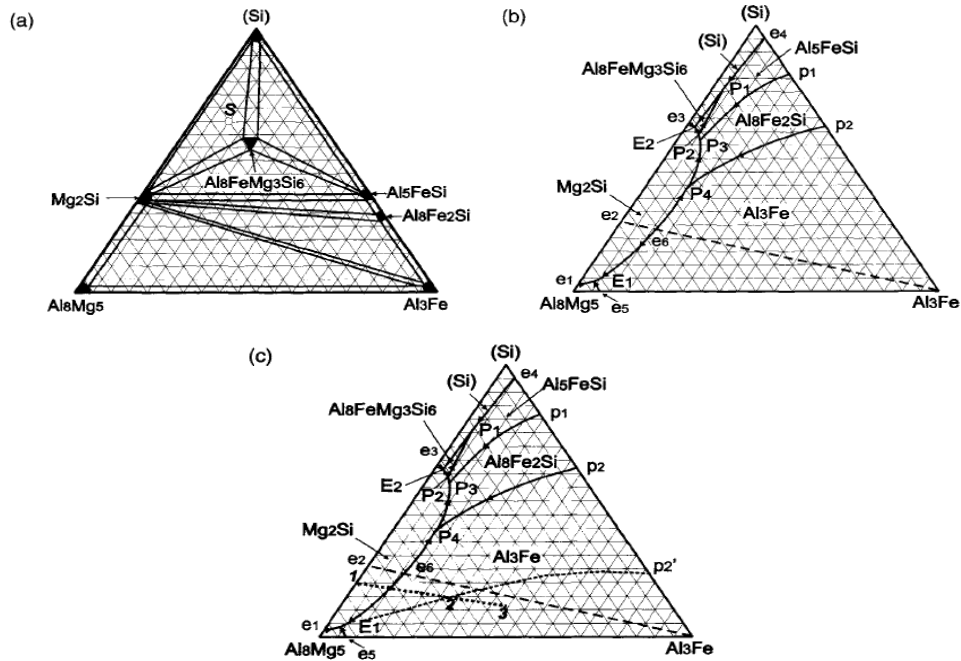


Figura 18 Diagrama de fases del sistema Al-Fe-Mg-Si: (a) distribución de los campos de fase en el estado sólido, (b) proyección politérmica del *liquidus*, y (c) efecto de la velocidad de enfriamiento (V_c) en la posición de las superficies del *liquidus*, ampliación del V_c [41].

En las aleaciones comerciales, la solución sólida de aluminio es la fase primaria, pero pueden formarse cristales primarios de fases que contienen hierro – $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi , $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ (en las aleaciones Al – Si) y Al_3Fe (en las aleaciones Al – Mg) – a un mayor contenido de hierro. En la mayoría de las aleaciones comerciales de la serie 6xxx, la solidificación comienza con la formación de fases primarias de aluminio, seguidas de reacciones eutécticas y peritéticas secundarias para formar pequeñas cantidades de partículas intermetálicas en las regiones interdendríticas.

Una estructura especialmente compleja es característica de las aleaciones de la serie 6xxx, porque pueden formarse diferentes conjuntos de fases en distintas zonas de una muestra debido al gradiente de la velocidad de enfriamiento. A una alta relación "Fe:Si" y un enfriamiento lento puede formarse la fase Al_3Fe , y a una relación inversa y un alto contenido en silicio ($> 1\%$) cabe esperar la formación del compuesto cuaternario π . En la mayoría de los casos, también se forman las fases α y β . Sin embargo, en diferentes secciones de la muestra su concentración relativa puede ser muy diferente, lo que puede explicarse por la proximidad de los puntos de las reacciones invariantes en la línea $e_6 - E_2$ del diagrama politérmico, especialmente P_2 , P_3 y E_2 (ver Figura 18) [44].

Cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento V_c , mayor será la probabilidad de que se forme la fase $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. Esto puede ilustrarse mediante la proyección del *liquidus* del

diagrama cuaternario, en el que la línea discontinua muestra el desplazamiento del límite de la reacción eutéctica binaria $L \Rightarrow (Al) + Al_8Fe_2Si$ hacia el lado de Al – Mg al aumentar Vc desde la línea $P_2 - P_4$ hacia la línea $P'_2 - E_1$ (ver Figura 18c). En consecuencia, el rango composicional de los eutécticos $L \Rightarrow (Al) + Al_8Fe_2Si$ debería expandirse y, como resultado, la composición de fase de las aleaciones Al – Mg “cómo fundido” donde une la línea 1-2 (ver Figura 18c) debería cambiar. En las aleaciones comprendidas en el rango 1-2, la reacción eutéctica ternaria $L \Rightarrow (Al) + Mg_2Si + Al_8Fe_2Si$ debería proceder después de la solidificación del aluminio y de las eutécticas binarias $(Al) + Mg_2Si$ o $(Al) + Al_8Fe_2Si$. La solidificación de los eutécticos binarios $(Al) + Al_3Fe$ sólo es posible dentro del segmento 2-3.

3.1.4.1 Diagrama de fase Al-Mg-Si

Este diagrama de fase puede utilizarse para el análisis de aleaciones forjadas como la serie 6xxx y aleaciones de fundición (356.0), siempre que la concentración de impurezas de hierro sea baja. El conocimiento de este diagrama de fases también es necesario para el análisis de sistemas más complejos como Al-Cu-Mg-Si y Al-Fe-Mg-Si. En la Figura 19 se muestra que en el vértice del sistema Al-Mg-Si las fases Al_8Mg_5 , (Si) y Mg_2Si están en equilibrio con la solución sólida de aluminio. La fase Al_8Mg_5 tiene una estructura de cuota (1166 átomos de la celda unitaria) con parámetro de red $a = 2.82 - 2.86 \text{ nm}$. La densidad de esta fase es de 2.23 g/cm^3 con una dureza Vickers de $2 - 3.4 \text{ GPa}$ a temperatura ambiente y 1.6 GPa a $327 \text{ }^\circ\text{C}$. También, tiene un módulo de Young de $46 - 52 \text{ GPa}$, una microdureza de 2.8 GPa a temperatura ambiente y 0.65 GPa a una hora a $300 \text{ }^\circ\text{C}$. La fase Mg_2Si (63.2% Mg, 36.8 % Si) tiene una estructura cúbica (12 átomos en la celda unitaria) con parámetro de red $a = 0.635 - 0.640 \text{ nm}$. La temperatura de fusión de este compuesto es de 1087°C , tiene una densidad de 1.88 g/cm^3 , una dureza Vickers de 4.5 GPa . También, tiene una microdureza de 5.36 GPa a temperatura ambiente y 1.77 GPa a una hora a $300 \text{ }^\circ\text{C}$ [42] [43] [45].

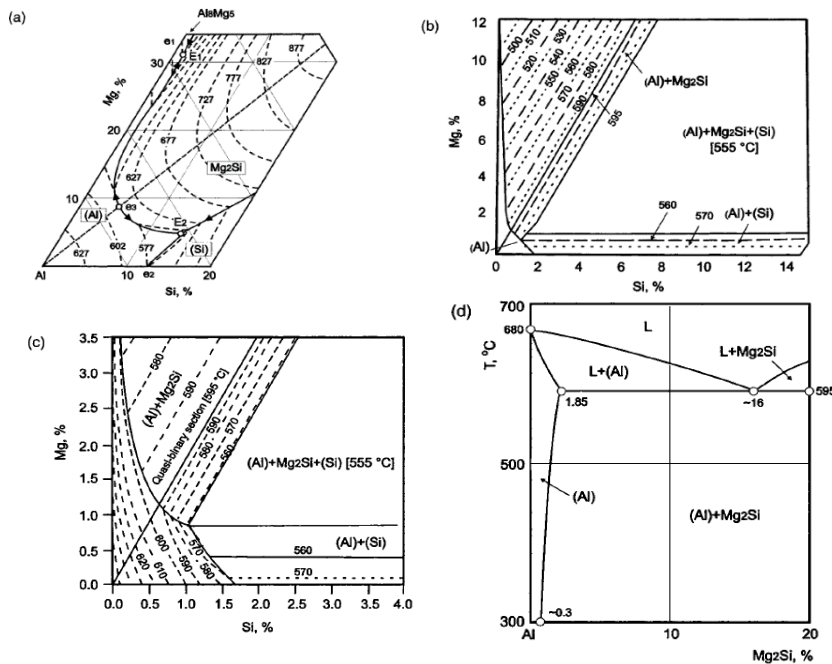


Figura 19 Diagrama de fases del sistema $Al - Mg - Si$: (a) *liquidus*; (b) *solidus*; (c) detalle del *solidus* en la arista de Al ; y (d) sección cuasi-binaria $Al - Mg_2Si$ [41].

En la Figura 19d la sección cuasi-binaria entre (Al) y Mg_2Si corresponde a la relación de concentración $Mg:Si \Rightarrow 1.73$ (en peso). Esta sección divide el diagrama en dos sistemas simples de tipo eutéctico: $Al - Mg - Mg_2Si$ y $Al - Si - Mg_2Si$. En la mayoría de las aleaciones comerciales pertenecientes a este sistema, el aluminio se solidifica en primer lugar (ver Figura 19a), y luego se forma una reacción de los eutécticos binarios.

Como se deduce de los límites de la superficie de solidificación (ver Figura 19c), la mayoría de las aleaciones de la serie 6xxx con bajo contenido en hierro pueden transformarse completamente en el estado monofásico durante la homogeneización.

A pesar de tener una baja solubilidad mutua del Mg y el Si en el aluminio, es significativo el efecto de endurecimiento por precipitación debido a la formación de modificaciones metaestables coherentes y semi-coherentes (β'' , β') de la fase Mg_2Si durante el envejecimiento. Resultados recientes mostraron que la composición de los precipitados metaestables difiere de la de la fase Mg_2Si en equilibrio. Los primeros precipitados contienen aluminio además de Mg y Si, y la fase β'' contiene un exceso de silicio con una de las posibles fórmulas Mg_5Si_6 [46].

La solubilidad sólida mutua del magnesio y el silicio en aluminio depende fuertemente de la temperatura, lo que requiere la observación estricta de un régimen de tratamiento térmico. En las aleaciones de la serie 6xxx, ambos elementos pueden estar presentes en exceso dependiendo de la relación $Mg:Si$, incluso dentro del rango de composición de una aleación. La fracción de volumen de los precipitados secundarios de Mg_2Si tras el envejecimiento puede evaluarse a partir de las dependencias mostradas en la Figura 20.

Su cantidad máxima se alcanza en una aleación que se encuentra en la sección cuasibinaria [41].

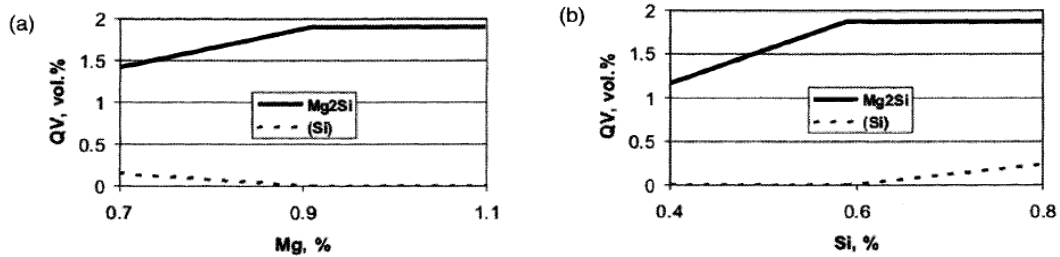


Figura 20 Dependencia calculada de las fracciones de volumen de Mg₂Si y con (Si) en función de la concentración de Mg (a) y Si (b) en una aleación 6162 a 200°C [44].

3.1.4.2 Diagrama de fase Al-Fe-Mg

En este sistema ternario Al – Fe – Mg no se encuentran compuestos ternarios. Las fases binarias Al₃Fe y Al₈Mg₅ están en equilibrio con la solución sólida de aluminio. La solubilidad del manganeso en Al₃Fe y la del hierro en Al₈Mg₅ son insignificantes. En el vertice del diagrama de fases Al – Mg – Fe, tienen lugar transformaciones eutécticas invariantes y monovariantes (ver Figura 21). La fase Al₃Fe, en comparación con Al₈Mg₅, se forma dentro de un amplio rango de temperaturas [26] [27].

La solubilidad del hierro en el aluminio se hace más baja en presencia de magnesio. A su vez, el hierro disminuye notablemente la solubilidad del magnesio en el aluminio, del 14.1% de Mg a 449 °C frente al 17.45 en el sistema binario Al – Mg. La solidificación en desequilibrio facilita la formación de la eutéctica ternaria degenerada con la formación de grandes partículas de Al₃Fe a baja concentración de Fe y con la aparición del compuesto Al₈Mg₅ incluso a 2 – 3% de Mg [29].

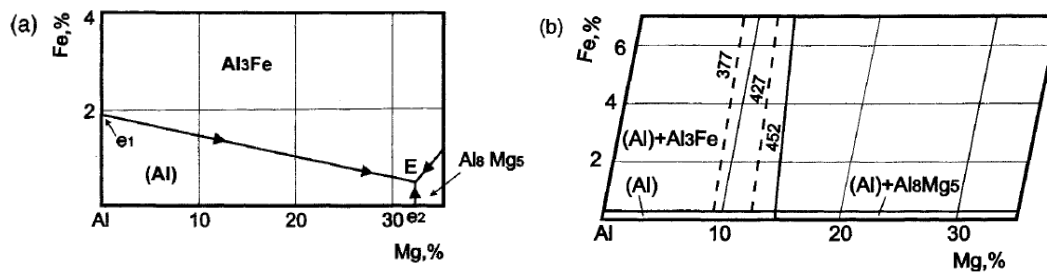


Figura 21 Diagrama de fases del sistema Al – Fe – Mg: (a) liquidus y (b) solidus [42].

3.1.5 Aleaciones de Al-Mg-Si de la serie 6xxx

El diagrama de fases Al-Mg-Si proporciona información importante y es conveniente comenzar el análisis de las aleaciones comerciales 6xxx con este diagrama. Las secciones isotérmicas a 600, 550 y 200°C parecen ser las más características (ver Figura 22a-c).

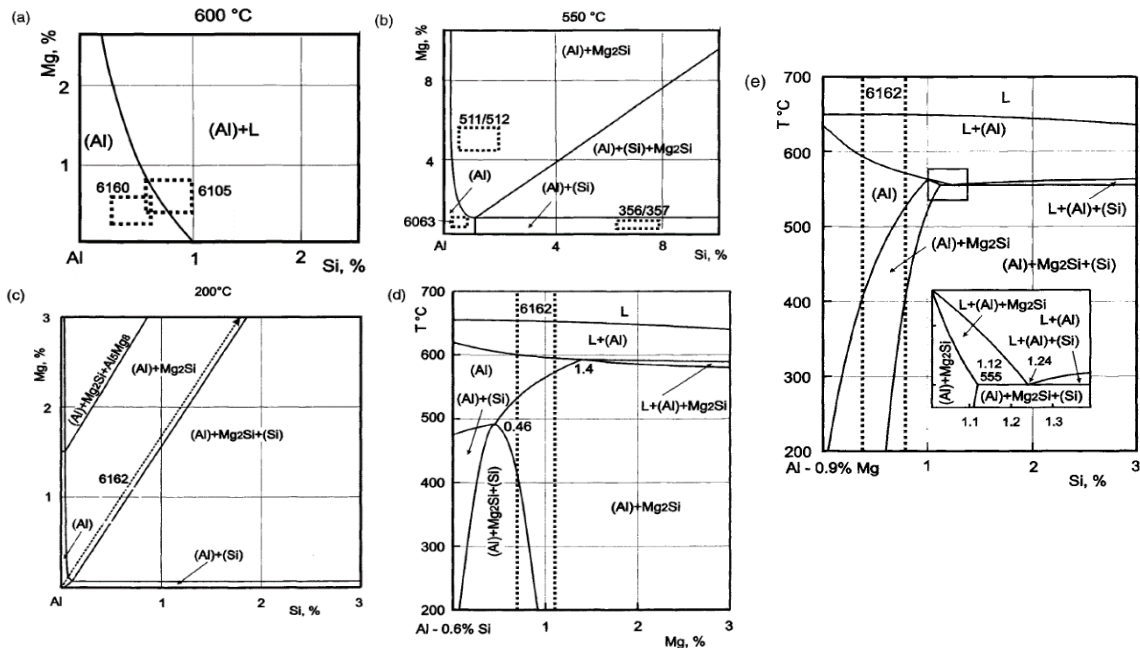


Figura 22 Secciones isotérmicas (a-c) y politérmicas (d, e) del diagrama de fases Al – Mg – Si: (a) 600 °C; (b) 550°C; (c) 200°C; (d) 0,6% Si; y (e) 0,9% Mg [41].

La primera temperatura en la Figura 22a es el límite superior para la homogeneización del tratamiento térmico en solución y el calentamiento para el enfriamiento y sólo es admisible para aleaciones con el mínimo contenido de magnesio y silicio, a fin de evitar la fusión. Sin embargo, es cierto que una temperatura tan elevada no siempre es necesaria, ya que el soluto de la mayoría de las aleaciones de la serie 6xxx es lo suficientemente bajo como para asegurar la disolución completa de la fase Mg_2Si en aluminio a temperaturas mucho más bajas. Sin embargo, si el hierro está presente, la homogeneización a alta temperatura permite conseguir una morfología relativamente globular de las inclusiones que contienen Fe, es decir, una fase α , lo que es bueno para las propiedades mecánicas. Las aleaciones que contienen más del 1 % de Mg y Si requieren un control más estricto de la temperatura, ya que, debido a la estrecha diferencia de temperatura entre el *solidus* y el *solvus*, existe el peligro de que se produzca la fusión o la disolución incompleta del siliciuro de magnesio. Esto se desprende de las secciones politérmicas mostradas en la Figura 22d, e. Si la eutéctica ternaria (Al) + (Si) + Mg_2Si está presente (por regla general,

la de no equilibrio), la primera etapa de homogeneización debe realizarse a una temperatura inferior a 555°C. Si, incluso a esta temperatura, la composición de la fase de equilibrio permanece dentro de la misma región trifásica, no se permite el calentamiento por encima de esta temperatura. A la temperatura de envejecimiento, casi todo el magnesio está unido a la fase Mg₂Si (ver Figura 22c) [48].

La presencia de hierro en las aleaciones 6xxx obliga a utilizar el diagrama de fases Al – Fe – Mg – Si y analizar un número mucho mayor de secciones isotérmicas y politérmicas en comparación con el diagrama ternario. El rango composicional de esta aleación está marcado en todas las secciones mostradas en la Figura 22.

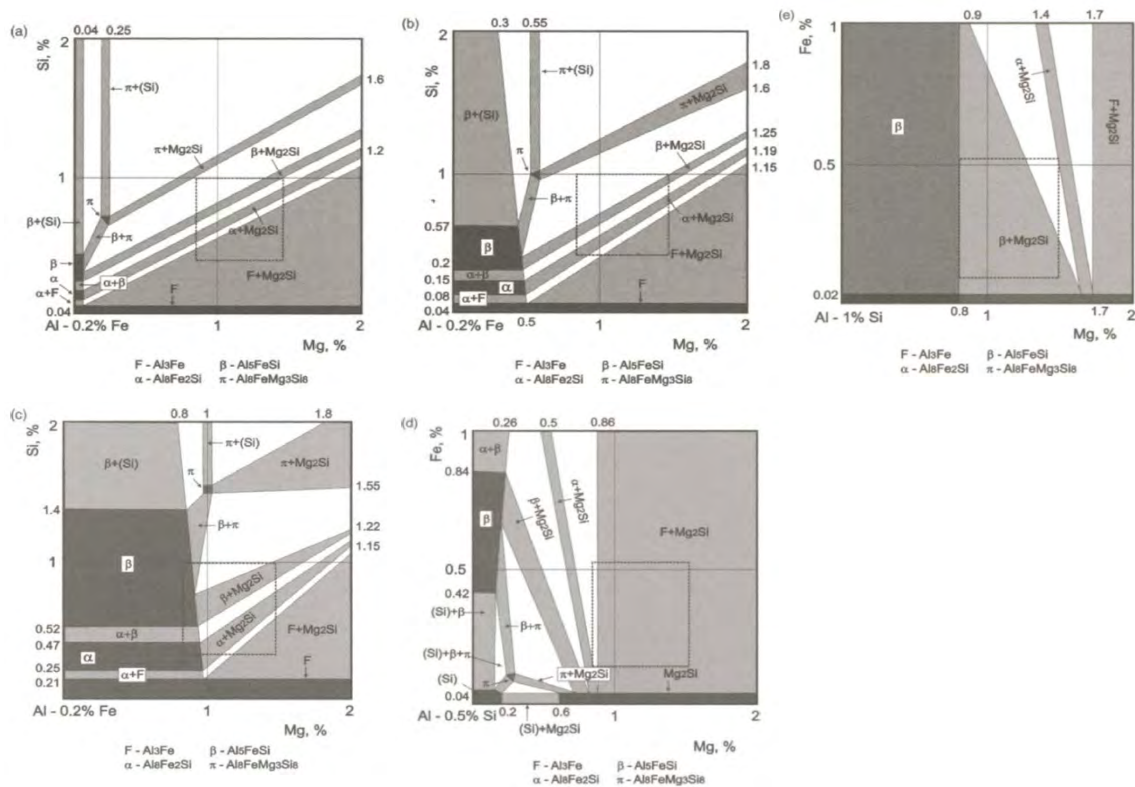


Figura 23 Secciones isotérmicas del diagrama de fases Al-Fe-Mg-Si: (a) 0,2% Fe, 200°C; (b) 0,2% Fe, 450°C; (c) 0,2% Fe, 550°C; (d) 0,5% Si, 400°C; y (e) 1% Si, 550°C. Todos los campos de fase contienen también aluminio (Al) [48].

El efecto combinado del magnesio y el silicio puede verse en las secciones isotérmicas al 0,2% de Fe, que corresponde a una concentración típica de este elemento en muchas aleaciones de la serie 6xxx. A 200°C (ver Figura 23a), las cuatro fases que contienen Fe pueden estar presentes en algunas aleaciones 6xxx. A 550°C (ver Figura 23c), cuando la solubilidad de Mg y Si en aluminio es considerable, la aparición de las fases α y β es más probable. Obsérvese que el rango composicional en el que el hierro está completamente

ligado en la fase α , que tiene la morfología más favorable entre todas las fases que contienen Fe, es bastante estrecho a las tres temperaturas dadas, es decir, 200, 450 y 550°C. El efecto combinado del hierro y el magnesio puede analizarse utilizando secciones con una concentración constante de silicio. Con un contenido de Si cercano al límite inferior, la fase Al_3Fe está presente en todo el rango de concentraciones de Mg y Fe (ver Figura 23d). Por el contrario, cuando la concentración de Si se acerca al nivel superior, la unión del hierro a la fase β se hace más probable (ver Figura 23e). Estas dependencias demuestran claramente que la cantidad de fases en exceso puede variar fuertemente incluso dentro de la composición del elemento. Por lo tanto, la composición de la aleación y la proporción de elementos de aleación deben mantenerse estrictamente para conseguir las propiedades deseadas. Los efectos de la temperatura en la composición de las fases pueden analizarse mediante secciones politérmicas [41].

En la Figura 24 se muestran dos secciones politérmicas, con concentraciones constantes de hierro y silicio. Al disminuir la concentración de silicio hasta el 0.5% (con las mismas concentraciones de magnesio y hierro) la fase π desaparece dando lugar a la fase α y, a temperaturas más altas a la fase Al_5Fe . Algunas regiones de fase son muy estrechas, lo que requiere un régimen de temperatura estricto para las operaciones respectivas, por ejemplo, para la homogeneización de lingotes y tochos. La solidificación en desequilibrio provoca una desviación de la composición de fase de equilibrio. Por ejemplo, en una aleación que contiene un 0.5% de Mg, un 0.5% de Si y un 0.2% de Fe, la fase Al_3Fe se forma durante la solidificación de equilibrio, como se deduce de la isopleta mostrada en la Figura 33a. Sin embargo, como la formación de esta fase requiere un mayor subenfriamiento en comparación con la fase α , esta última suele formarse en condiciones reales de colada. Con una relación estequiométrica de Mg y Si (o mayor Mg:Si), la fase Al_3Fe debería ser la única fase que contenga Fe formada durante la solidificación de equilibrio.

correspondiente precipitación de fases metaestables. La precipitación en las aleaciones Al – Mg – Si y el efecto de endurecimiento resultante dependen en gran medida de la relación Mg:Si. Por lo tanto, las aleaciones se dividen condicionalmente en aleaciones con exceso de Mg, aleaciones equilibradas y aleaciones con exceso de Si. En la aleación equilibrada y en las aleaciones con exceso de Mg, la secuencia de precipitación es la típica de las aleaciones de aluminio: formación de zonas, precipitados β'' coherentes en forma de aguja, precipitados β' semi-coherentes en forma de varilla y formación de la fase de equilibrio Mg_2Si . El exceso de silicio puede cambiar considerablemente la cinética de precipitación y la composición de la fase. Se ha encontrado que en las aleaciones Al – Mg – Si con un exceso de silicio, la fase β' semicoherente tiene varias modificaciones. En las aleaciones con exceso de silicio, este precipita de forma independiente y competitiva al Mg_2Si . Los precipitados de silicio no tienen efecto endurecedor, pero su formación debe tenerse siempre en cuenta al considerar la composición de la solución de sólida sobresaturada, la secuencia de precipitación y el balance de masas. La Figura 25 demuestra cómo el hecho de no tener en cuenta la precipitación de silicio puede llevar a una conclusión errónea sobre la composición residual de la solución de sólida sobresaturada, que finalmente determina la composición de la fase.

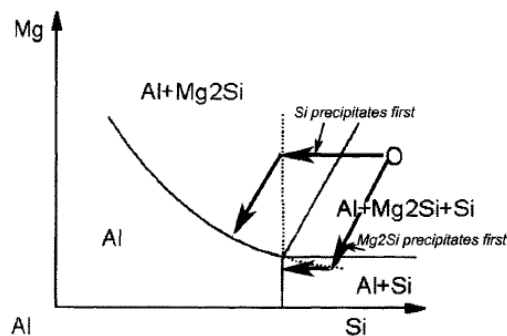


Figura 25 Diagrama que muestra el cambio en la composición de la solución sólida sobresaturada (flechas gruesas) cuando el Si o el Mg_2Si precipitan primero según Dons, 2002 [50].

Las zonas coherentes GP (Mg, Si) y la fase β'' son eficaces endurecedores y participan en los procesos de envejecimiento natural y artificial. En la fase de reblandecimiento dan lugar a diversas modificaciones de la fase β' que son considerablemente estables. Según la mayoría de las referencias, no existe un endurecimiento significativo asociado a la precipitación de las modificaciones de β' [51].

3.2 Diseño de tratamientos térmicos mediante una combinación óptima entre trabajo en frío y el envejecimiento

Mayen *et al* [38] trataron en solución térmica a 520 °C durante una hora, cuarenta y ocho muestras que posteriormente enfriaron a una velocidad en agua a temperatura ambiente (25 °C). Tres de estas muestras fueron sometidas a pruebas de tracción seleccionando tres porcentajes diferentes de deformación para realizar el trabajo en frío (25, 50 y 75 %) combinándolo con 150, 175 y 200 °C de temperatura de envejecimiento. Además, trataron térmicamente varias muestras en forma convencional mediante procedimientos de envejecimiento y reenvejecimiento (150, 175 y 200 °C para el envejecimiento y 175, 200 y 225 °C para el retroceso) (ver Tabla 1).

Tabla 1 Parámetros de procesamiento de trabajo en frío, envejecimiento y retroceso de la aleación Al-6063 [38].

Muestra	CW [tensión %]	Envejecimiento [°C]	Sobreenvejecimiento [°C]
Al-6063-T5	-	-	-
Sol	-	-	-
150 °C	-	150	-
150 °C@175 °C	-	150	175
175 °C	-	175	-
175 °C@200 °C	-	175	200
200 °C	-	200	-
200 °C@225 °C	-	200	225
25CW@150 °C	25	150	-
25CW@175 °C	25	175	-
25CW@200 °C	25	200	-
50CW@150 °C	50	150	-
50CW@175 °C	50	175	-
50CW@200 °C	50	200	-
75CW@150 °C	75	150	-
75CW@175 °C	75	175	-
75CW@200 °C	75	200	-

3.3 Tratamiento térmico de Reenvejecimiento y Retrogresión (RRA, por sus siglas en inglés)

El tratamiento térmico de RRA, es un método para reducir la susceptibilidad de las aleaciones de aluminio de las series 7xxx a la tensión-corrosión, que se agrieta mientras que todavía conserva sustancialmente la fuerza original de la aleación. Según este método, la aleación que ha sido sometida a un tratamiento de calor de solución en una temperatura alta y posteriormente sometida a un tratamiento de envejecimiento, por ejemplo, una aleación T6, en una temperatura más baja, es posteriormente sometido a:

1. Un tratamiento térmico de retroceso durante un breve período de tiempo a una temperatura superior a la temperatura de endurecimiento de la aleación, pero inferior al tratamiento térmico en solución (T6).

2. Un tratamiento térmico de envejecimiento durante un período de tiempo sustancialmente más largo a la temperatura de endurecimiento de la aleación (T7). Esta temperatura de endurecimiento por envejecimiento es preferentemente la misma que la del tratamiento de envejecimiento normal (T6) pero puede ser otra temperatura de endurecimiento por envejecimiento adecuada aplicable a la aleación concreta que se está tratando.

El método RRA, por tanto, se caracteriza ampliamente por la combinación de ambos pasos, (1) retroceso y (2) re-envejecimiento, en lugar de utilizar solo envejecimiento T6 o sobre-envejecimiento T7, para reducir la susceptibilidad al agrietamiento por tensión-corrosión. Se cree que la susceptibilidad al agrietamiento por tensión de corrosión se debe a las redes de dislocaciones que se producen durante el tratamiento térmico en solución de las aleaciones de endurecimiento por precipitación. Por ejemplo, se ha descubierto que tales dislocaciones en la aleación 7075 T6 se forman durante el enfriamiento a partir de la temperatura de tratamiento térmico en solución. Estas dislocaciones se eliminan sustancialmente mediante el tratamiento de sobre-envejecimiento mencionado anteriormente (T7), pero al mismo tiempo se reduce la resistencia de la aleación. Con el método RRA, el tratamiento de retroceso redisuelve parcialmente el precipitado responsable del endurecimiento previo del material, resultando en un ablandamiento del material. También se cree que el tratamiento de retroceso dispersa las redes de dislocaciones responsables de la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. El paso de re-envejecimiento subsiguiente vuelve a endurecer el material para recuperar sus propiedades de resistencia máxima originales. El temple T7, por otra parte, da lugar a un ablandamiento permanente y no recuperable del material debido a un estado más avanzado del proceso de endurecimiento por envejecimiento, produciendo así una mayor extensión de la precipitación y la conversión de la precipitación coherente en no coherente [30].

3.4 Diseño de tratamientos térmicos mediante regresión robusta

Mayén *et al* [39] desarrollaron con éxito un diseño experimental de tratamientos térmicos mediante el método Taguchi. Mecanizaron treinta y seis muestras bajo la norma ASTM E8 para pruebas de tracción; con medidas de 100mm de longitud total, 25mm de

longitud calibre, 10mm de ancho y placas de 3.12mm de espesor. Las muestras se precalentaron a una temperatura de solución de 520 ° C durante 1 h; después del precalentamiento, las muestras se enfriaron inmediatamente en agua a temperatura ambiente y, finalmente, se envejecieron artificialmente a combinaciones diseñadas de temperaturas y tiempos de permanencia.

Obtuvieron una matriz ortogonal para la matriz experimental (ver Tabla 2). Además, de acuerdo con la norma utilizada (ASTM E8), la cantidad mínima de muestras por condición debe ser al menos tres; por lo tanto, la cantidad total de muestras para las pruebas de tracción fue de 36.

Tabla 2 Matriz experimental ortogonal de 12 muestras para las condiciones A, B, C y D, donde los paréntesis indican el nivel del parámetro [39].

Prueba	Temperatura de envejecimiento [° C]	Tiempo de envejecimiento [min]
1 (A ₁₁)	150 (1)	30 (1)
2 (A ₁₂)	150 (1)	30 (1)
3 (A ₁₃)	150 (1)	30 (1)
4 (B ₁₁)	175 (2)	30 (1)
5 (B ₁₂)	175 (2)	30 (1)
6 (B ₁₃)	175 (2)	30 (1)
7 (C ₁₁)	200 (3)	30 (1)
8 (C ₁₂)	200 (3)	30 (1)
9 (C ₁₃)	200 (3)	30 (1)
10 (D ₁₁)	225 (4)	30 (1)
11 (D ₁₂)	225 (4)	30 (1)
12 (D ₁₃)	225 (4)	30 (1)

Encontraron ecuaciones 1 y 2 que se pueden usar para fines de diseño de tratamiento térmico en la aleación de aluminio estudiada para lograr la resistencia mecánica requerida en función de los parámetros de tratamiento térmico.

$$UTS = 0.0932T_a t_A - 0.1356t_A^2 - 0.0002434T_a^2 t_A + 0.00063t_A^3 \dots \dots \dots (1)$$

$$YS = 5.10T_a - 20.32t_A - 0.05281T_a^2 + 0.2297T_a t_A + 0.0001459T_a^3 - 0.0006192T_a^2 t_A \dots (2)$$

Donde:

T_a = temperatura de envejecimiento
 t_A = tiempo de envejecimiento

3.5 Metodología de regresión lineal múltiple

La regresión lineal múltiple trata de ajustar modelos lineales o linealizables entre una variable dependiente y más de una variable independiente. La correlación es una medida de la similitud de la variabilidad de dos magnitudes estocásticas. La regresión es una técnica estadística que consiste en calcular dicha similitud en forma de función matemática, el modelo más sencillo es la regresión lineal simple que nos informa de la magnitud de la correlación; el incremento marginal, el valor de una de ellas cuando la otra es cero y si dicha relación puede considerarse significativa o fuerte (distinta de una relación normal) o no significativa o débil (similar a una relación normal) [52] [53] [54]. En el modelo de regresión lineal múltiple se supone que más de una variable tiene influencia o está correlacionada con el valor de una tercera variable. Por ejemplo, en el peso de una persona pueden influir edad, género y estatura. En el modelo de regresión lineal múltiple se espera que los sucesos tengan un comportamiento como la expresión matemática (ecuación 3):

$$Y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + \dots + b_kx_k + u \dots \dots \dots (3)$$

donde Y es la variable dependiente, x las variables independientes, u los residuos y b los coeficientes estimados del efecto marginal entre cada x e Y . En el software se tiene dos formas de estimación de una regresión lineal. Primero por mínimos cuadrados ordinarios (MCO), que consiste en resolver la ecuación 4:

$$\hat{b} = (X'X)^{-1}Y \dots \dots \dots (4)$$

Donde \hat{b} es el vector de estimación de los coeficientes, Y es el vector de la dependiente, X es la matriz de variables independientes y X' es la traspuesta de X .

Como segunda forma de estimación, se da mediante máxima verosimilitud (ML). Que consiste en maximizar la ecuación 5:

$$\ln L(Y) = -\frac{n}{2} \ln(2\pi^2) - \frac{n}{2} \ln(2\sigma^2) - \frac{(Y - X\beta)'(Y - X\beta)}{2\sigma^2} \dots \dots \dots (5)$$

Derivando respecto de β y de σ e igualando a 0.

CAPÍTULO IV: METODOLOGÍA

4.1 Diseño experimental

4.1.1 Especificaciones y propiedades del material

La serie de aleaciones de aluminio 6xxx se ha investigado a fondo debido a su bajo costo de fabricación en comparación con otras aleaciones de aluminio, junto con sus propiedades sobresalientes como la conformabilidad, soldabilidad, resistencia a la corrosión y resistencia a la tracción. Esta es una aleación de propósito general muy popular con buena facilidad de maquinado y es ampliamente disponible. Por esto es que se ha propuesto para experimentación la aleación de aluminio 6061-T6. En la Tabla 3 se muestra su composición química y en la Tabla 4 sus propiedades mecánicas.

Tabla 3 Composición química de la aleación de aluminio 6061-T6 [55].

%	Componente										
	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Otros elementos c/u	Otros elementos total	Si	Ti	Zn
Min.	95.8	0.04	0.15	-	0.80	-	-	-	0.40	-	-
Max.	98.6	0.35	0.40	0.70	1.20	0.15	0.5	0.15	0.80	0.15	0.25

Tabla 4 Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6061-T6 [55].

Resistencia a última a la tensión [MPa]	Punto de fluencia [MPa]	% de Elongación	Módulo de elasticidad (E) [MPa]	Resistencia a la tensión con muesca	Radio de Poisson	Resistencia a la fatiga (5x10 ⁸ ciclos) [MPa]	Módulo de corte [MPa]	Resistencia al cortante
310	276	17	68.9	324	0.33	96.5	26	207

4.1.2 Cantidad de probetas

La norma ASTM E 739-10 menciona que el número de niveles de prueba para formar una curva representativa preliminar es de 6 a 12 niveles. De la misma manera, la norma menciona que para cada nivel de prueba por lo menos se deben utilizar entre 5 y 13 muestras. Por lo cual, se propone utilizar seis condiciones distintas para cada variable de prueba (tiempo y temperatura) y para cada condición seis muestras representativas por lo que se requieren 72 probetas para el estudio completo.

4.1.2.1 Diseño geométrico de las probetas

Las dimensiones y geometría de las probetas están estandarizadas bajo la norma ASTM E-466 (ver Figura 26). El diámetro de la sección de prueba deberá estar preferentemente entre 0,200 pulg. (5,08 mm) y 1.000 pulg. (25,4 mm). Se propone un diámetro de sección de prueba de $D = 0.25''$ (6.35 mm). Para asegurar el fallo de la sección de prueba, el área de la sección transversal de agarre debe ser al menos 1,5 veces, pero, preferiblemente para la mayoría de los materiales y especímenes, al menos cuatro veces el área de la sección de prueba. Se propone un diámetro para la sección de sujeción de $2D = 0.5''$ (12.7 mm). El radio de curvatura no debe ser inferior a ocho veces el diámetro mínimo de la sección de prueba para minimizar el factor de concentración de esfuerzo. Se propone un radio de curvatura de $8D = 2''$ (50.8 mm). La longitud de la sección reducida debe ser mayor que tres veces el diámetro mínimo de la sección de prueba. Se propone una longitud de la sección reducida de $0.8''$ (20.32 mm). Y se propone una longitud de la probeta de $16D = 4''$ (101.6 mm) [56].

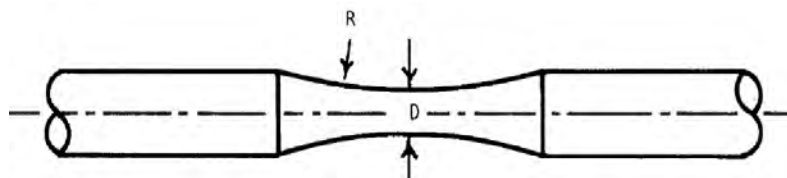


Figura 26 Especímenes para las pruebas de fatiga con un radio continuo entre los extremos [56]

4.1.3 Pruebas de fatiga

4.1.3.1 Tipo de carga

El tipo de carga para los ensayos de fatiga son completamente reversibles ($R=-1$) de amplitud constante tal y como se muestra en la Figura 27. Se propone para este estudio someter las probetas a ensayos de fatiga a un esfuerzo de 150 MPa, teniendo en cuenta la velocidad de operación de la máquina de fatiga y el tiempo destinado para cada probeta.

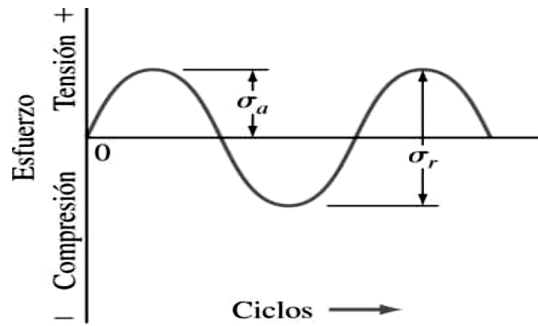


Figura 27 Ciclo de esfuerzos totalmente [40].

4.1.3.2 Banco de pruebas y condiciones de fatiga

Para determinar la resistencia de materiales bajo la acción de cargas de fatiga, las probetas se someten a fuerzas repetidas o variables de magnitudes especificadas y, así, se cuentan los ciclos o alternaciones de esfuerzos que soporta el material hasta la falla o ruptura. El dispositivo para ensayos de fatiga más empleado es la máquina de viga rotatoria de alta velocidad de R. R. Moore como se muestra en la Figura 28. Ésta somete a la probeta a flexión pura por medio de pesas. La probeta se mecaniza y se pule cuidadosamente, recibiendo un acabado final en la dirección axial para evitar rayaduras circunferenciales.

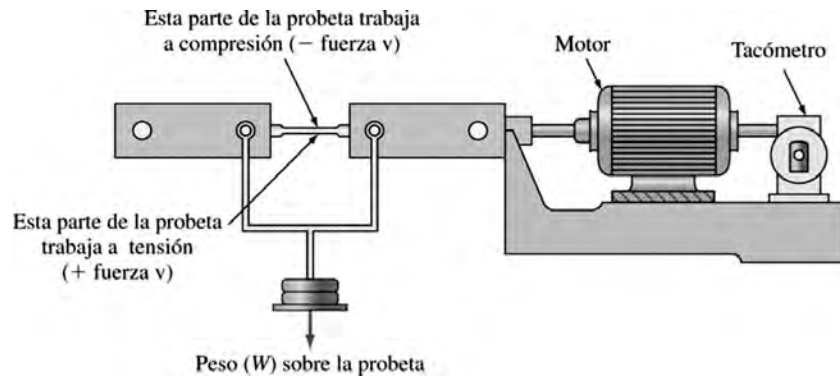


Figura 28 Diagrama esquemático de una máquina de fatiga por flexión rotativa de R. R. Moore [40].

4.1.3.3 Frecuencia de carga

Según lo revisado en la tesis de González [55], se menciona que los resultados obtenidos en la carga cíclica de alta frecuencia concuerdan con los resultados obtenidos a baja frecuencia, por lo que la frecuencia de carga no afecta a los ensayos de fatiga. Por lo

tanto, la frecuencia de carga para las pruebas de fatiga está dominado por la velocidad nominal de 1740 rpm propia del motor monofásico de ½ HP.B.

4.1.3.4 Diseño propio la secuencia de tratamientos térmicos

Para el diseño de la secuencia propia de tratamientos térmicos se propuso principalmente para el proceso de solución, 554 °C de temperatura necesarios para producir la fase π que tiene una estructura cristalina hexagonal, una densidad de 2.82 g/cm³ y una microdureza de 5.85 GPa a temperatura ambiente (ver sección 3.1.4). Se analizaron y compararon varias metodologías de tratamientos térmicos relatadas en esta investigación que se consideraron más relevantes (ver Tabla 5). De estas combinaciones de tratamientos térmicos se enfocó la atención en el proceso de envejecimiento que como se mencionó en la sección 3.1.3 este proceso es el encargado de dar la resistencia final y la dureza requerida al material. Entonces, en dichas combinaciones elegidas se aplica un envejecimiento capaz de alcanzar la resistencia y dureza máxima en un tiempo mucho menor que el envejecimiento artificial ordinario, aumentando la temperatura y reduciendo el tiempo de envejecimiento [39] [57] [34]. Por ello, se propuso usar esta metodología para el proceso de envejecimiento. Por último, en estos mismos trabajos se menciona que este proceso de envejecimiento provoca una alta reducción en la ductilidad del material. Es por eso que, se propuso un proceso de retrogresión con el fin de que las partículas de precipitados aumenten de tamaño y minimicen así este fenómeno de reducción en la ductilidad, esto con una leve reducción de la resistencia y dureza del material.

De acuerdo con la literatura [34] [39] [57] y con el propósito de reducir el tiempo y costo de producción, así como aumentar la vida útil a fatiga del material de estudio, se propuso una secuencia de tratamientos térmicos de diseño propio. Por lo tanto, se definió la siguiente secuencia de tratamiento térmico: solución a 554°C de temperatura durante 1 h; después de la solución, enfriamiento de las muestras inmediatamente en agua a temperatura ambiente y, posteriormente, envejecimiento artificialmente a combinaciones diseñadas de temperaturas y tiempos de tratamiento térmico. Por último, un proceso de retrogresión a 250 °C por 10 min.

Tabla 5 Metodologías de referencia

Autor	Solución	Envejecimiento	Retrogresión
Mayen <i>et al</i> [39]	520 °C por 1 h con enfriamiento en agua a temperatura ambiente	150°C por 30, 60 y 120 min 175°C por 30, 60 y 120 min 200°C por 30, 60 y 120 min 225°C por 30, 60 y 120 min	-
Abúndez <i>et al</i> [57]	520 °C por 1 h con enfriamiento en agua a temperatura ambiente	150°C por 3h 175°C por 3h 200°C por 3h	200°C por 10, 20, 30, 40, 50, 60 min 220°C por 10, 20, 30, 40, 50, 60 min 250°C por 10, 20, 30, 40, 50, 60 min
Siddiqui <i>et al</i> [34]	520 °C por 2 h con enfriamiento en agua a temperatura ambiente	120°C por 3, 5, 7 y 9 h 140°C por 3, 5, 7 y 9 h 160°C por 3, 5, 7 y 9 h 180°C por 3, 5, 7 y 9 h 200°C por 3, 5, 7 y 9 h 220°C por 3, 5, 7 y 9 h 240°C por 3, 5, 7 y 9 h	-

4.1.3.5 Diseño paramétrico

En consideración a lo expuesto anteriormente, se trabajarán dos variables (tiempo y temperatura) para encontrar un envejecimiento que cause el mejor efecto sobre la vida a fatiga. Se propone el siguiente diseño paramétrico para los tratamientos térmicos (ver Tabla 6 y 7).

Tabla 6 Tratamientos térmicos en función de la temperatura de envejecimiento

Muestra	Condición	Temperatura [°C]	Tiempo [min]	Muestra	Condición	Temperatura [°C]	Tiempo [min]
T1-A T1-B T1-C T1-D T1-E T1-F	T1	150	120	T4-A T4-B T4-C T4-D T4-E T4-F	T4	195	120
T2-A T2-B T2-C T2-D T2-E T2-F	T2	165		T5-A T5-B T5-C T5-D T5-E T5-F	T5	210	
T3-A T3-B T3-C T3-D T3-E T3-F	T3	180		T6-A T6-B T6-C T6-D T6-E T6-F	T6	225	

Tabla 7 Tratamientos térmicos en función del tiempo de envejecimiento de envejecimiento

Muestra	Condición	Tiempo [min]	Temperatura [°C]	Muestra	Condición	Tiempo [min]	Temperatura [°C]
C1-A	C1	30	192	C4-A	T4	120	192
C1-B				C4-B			
C1-C				C4-C			
C1-D				C4-D			
C1-E				C4-E			
C1-F				C4-F			
C2-A	C2	60		C5-A	T5	150	
C2-B				C5-B			
C2-C				C5-C			
C2-D				C5-D			
C2-E				C5-E			
C2-F				C5-F			
C3-A	C3	90		C6-A	T6	180	
C3-B				C6-B			
C3-C				C6-C			
C3-D				C6-D			
C3-E				C6-E			
C3-F				C6-F			

CAPÍTULO V: PRUEBAS Y RESULTADOS

5.1 Preparación de las probetas

Se analizó y eligió mediante un estudio experimental la mejor condición (velocidad de avance) para el torneado CNC en seco de las probetas [58]. En este análisis se maquinó una aleación Al6061-T6 a tres diferentes velocidades de avance (condición de referencia: 47 mm/min) (ver Tabla 8). Se encontró que a una mayor velocidad de avance (condición a 150%) las tensiones residuales de compresión a nivel superficial favorecen el retardo de la iniciación de grietas por fatiga, con la consiguiente extensión de vida útil a fatiga de la aleación de estudio (AA6061-T6) (ver Figura 29). Por esta razón las probetas fueron maquinadas en esta condición.

Tabla 8 Datos del proceso de maquinado para las tres condiciones de estudio.

Condición de velocidad de avance [%]	Tiempo de proceso de maquinado [horas]	Velocidad del avance de desbaste [mm/min]	Velocidad del avance acabado [mm/min]
50	1:44:37	23	12
100	0:53:27	47	23
150	0:36:17	70	35

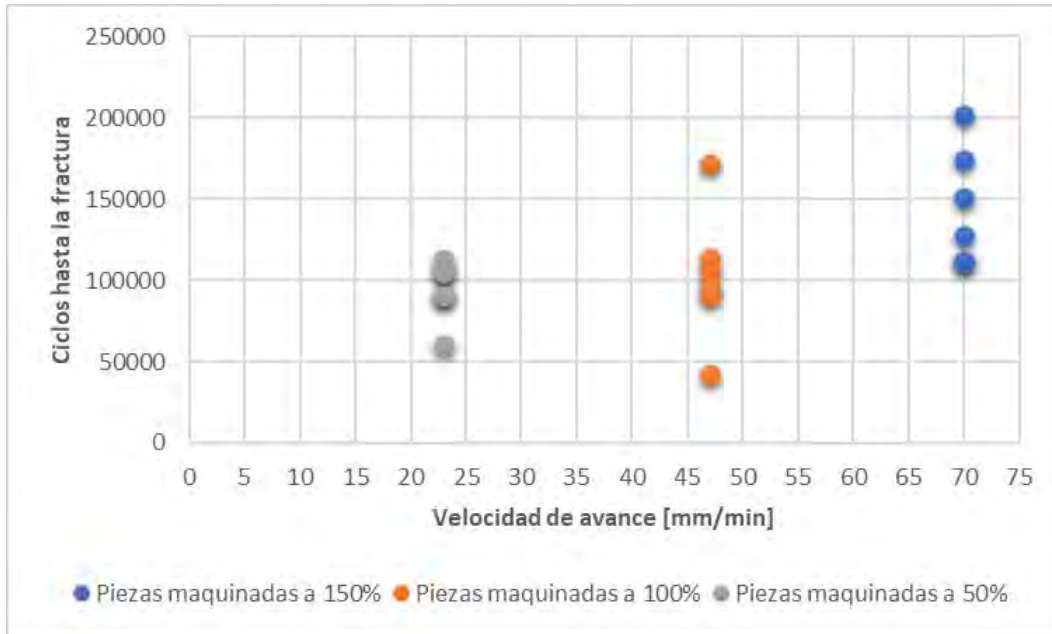


Figura 29 Vida útil a fatiga del aluminio 6061 T6 maquinada a tres diferentes condiciones de avance (condición de referencia: 47 mm/min) [58]

Posteriormente se ajustó la longitud de las probetas a 4" (101.6 mm) para el mecanizado que ajuste las probetas a las dimensiones designadas por la norma ASTM E4-666 [56]. Las probetas se lavaron con aguay jabón, después se enjuagaron con agua destilada para retirar impurezas superficiales que pudieran afectar en los tratamientos térmicos (ver Figura 30).



Figura 30 Probetas de Al6061-T6 maquinadas y limpias de impurezas superficiales.

5.2 Tratamientos térmicos

Una vez pulidas todas las muestras con lijas de grado 400, 600, 1000, 2000 y 3000 hasta un acabado en la dirección axial, se procedió a la aplicación de la secuencia de tratamientos térmicos diseñados, en una mufla de armazón metálico instalada en el laboratorio de Diseño Mecánico del CENIDET (ver Figura 31). El procedimiento fue el siguiente: se marcó en el cuadro digital de la mufla la temperatura del proceso de solución (554°C), una vez alcanzada esta temperatura se introdujeron seis muestras lijadas dentro de la mufla por una hora, transcurrido este tiempo, las muestras se retiraron con ayuda de unas pinzas y se sumergieron en agua a temperatura ambiente para el enfriamiento brusco de las muestras y perseverar todas las propiedades adquiridas por el cambio de fase durante el calentamiento. Posteriormente se dejó enfriar la mufla para volver a introducir las seis muestras hasta la temperatura y tiempo requerido según cada condición de envejecimiento marcada en el diseño paramétrico visto en la sección "4.1.3.5", estas se enfriaron al aire a temperatura ambiente. Por último, se marcó en el cuadro digital de la mufla la temperatura del proceso de retrogresión (250°C) y se introdujeron nuevamente las seis muestras en cuestión, estas también se enfriaron al aire a temperatura ambiente. Este procedimiento se llevó a cabo para cada condición del diseño paramétrico. Una vez finalizado este proceso, las muestras recibieron un último pulido con la lija de 3000, esto con la intención de retirar el óxido provocado por los tratamientos térmicos (ver Figura 32).



Figura 31 Mufla utilizada para los tratamientos térmicos.



Figura 32 Muestras después de los tratamientos térmicos. a) Óxido provocado por los tratamientos térmicos y b) Óxido retirado con lija de grano 3000.

5.3 Control de rugosidad y Pruebas de fatiga

Se asignaron seis muestras en condición de llegada representativas del total de 78 muestras estandarizadas por la norma ASTM E 466 para la medición de la rugosidad y diámetro de sección de prueba antes y después del lijado. Las muestras como ya se mencionó se trataron superficialmente con lijas de grado 400, 600, 1000, 2000 y 3000. La medición de la rugosidad se realizó con un rugosímetro portátil de la marca MITUTOYO SJ-210 (ver Figura 33) para caracterizar la superficie pulida. Las rugosidades medidas fueron Ra (media aritmética), Rq (raíz cuadrada de la desviación media) y Rz (amplitud de rugosidad).

La norma ASTM E 468-90 [59] menciona las condiciones de rugosidad necesarias para realizar ensayos de fatiga de amplitud constante; la rugosidad permitida por la norma ASTM es $1 \mu\text{m}$ (RMS) (acabado superficial que se puede ofrecer después de un proceso de fundición) en promedio en un rango de 0.8 a $1.2 \mu\text{m}$. Los valores de rugosidad obtenidos en la Tabla 9 se consideran aceptables para realizar las pruebas de fatiga.



Figura 33 Rugosímetro portátil para la medición de rugosidad de seis muestras lijadas.

Tabla 9 Medición del diámetro de sección de prueba antes y después del lijado, así como medición de rugosidad para las muestras de aluminio 6061-T6.

Pieza	Diámetro de sección de prueba inicial [in]	Diámetro de sección de prueba final [in]	Ra	Rq [μm]	Rz
1	0.256	0.253	0.1426	0.1785	0.68333
2	0.256	0.252	0.2377	0.2781	1.0505
3	0.257	0.255	0.1633	0.2086	0.84633
4	0.257	0.255	0.1735	0.2211	0.9325
5	0.256	0.253	0.1728	0.1908	0.71583
6	0.255	0.253	0.2046	0.2543	0.994

Una vez concluidos los tratamientos térmicos, se procedió a ensayar las muestras en la máquina de fatiga tipo R.R More que se dispone en el laboratorio de Diseño Mecánico del CENIDET. En la Figura 34 se muestra un esquema de la distribución de todos los componentes, cargas y apoyos de dicha máquina con la que se efectuaron las pruebas de fatiga de las muestras tratadas térmicamente, así como la condición de llegada con la cual se pretende contrarrestar resultados. Finalmente, en la Figura 35 se muestran las 78 muestras ensayadas hasta la fractura.

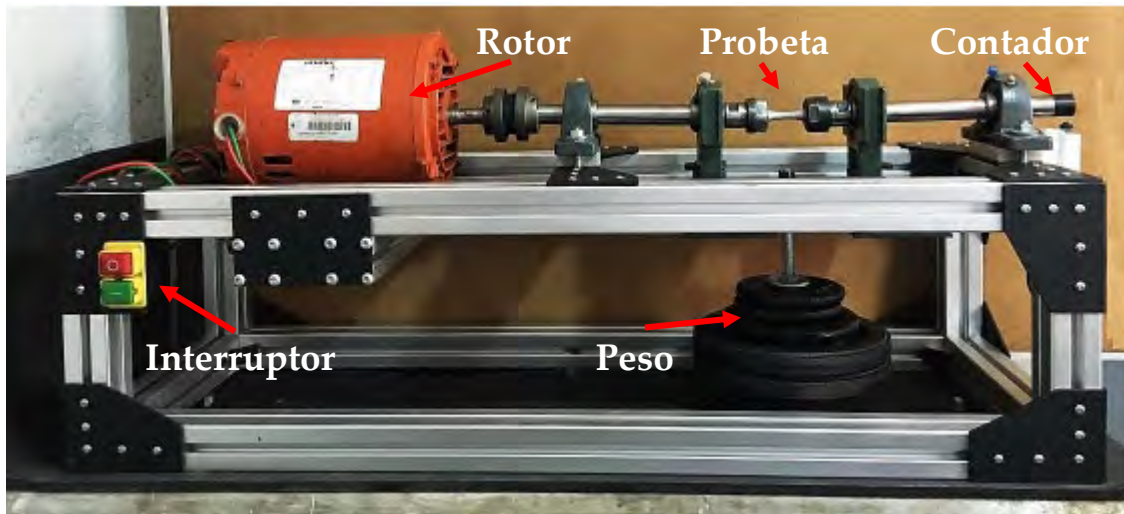


Figura 34 Máquina de fatiga de amplitud constante tipo R.R More [55].



Figura 35 Probetas ensayadas hasta la fractura. a) Con tratamiento térmico y b) En condición de llegada.

5.4 Influencia de la temperatura del tratamiento térmico en la vida a fatiga

Concluidas todas las pruebas, se recolectaron los datos obtenidos para su análisis estadístico y contrarrestar los resultados con el material en condición de llegada (AA6061-T6). En la Figura 36 se muestra la gráfica de los ciclos hasta la fractura en función de la temperatura de envejecimiento aplicada al aluminio 6061-T6 en comparación con la condición de llegada. Se observa que el proceso de tratamiento térmico aplicado de envejecimiento en función de la temperatura (T_i) tiene un efecto positivo en la vida a fatiga del material en comparación con la condición de llegada. Este efecto positivo se observa principalmente en las condiciones T3 y T4. También se observa que, a mayor temperatura de envejecimiento, la vida a fatiga del material disminuye, esto se observó en las condiciones T5 y T6. Por otra parte, se puede observar una gran dispersión de datos de T_i en comparación con la condición de llegada. Esta dispersión podría deberse al proceso de fabricación del material y de las muestras; la porosidad heterogénea del material, el corte con segueta, el mecanizado en seco y el pulido. Debido a que con cada uno de estos procesos se afectan las propiedades superficiales e internas del material [60][61][62] [63].

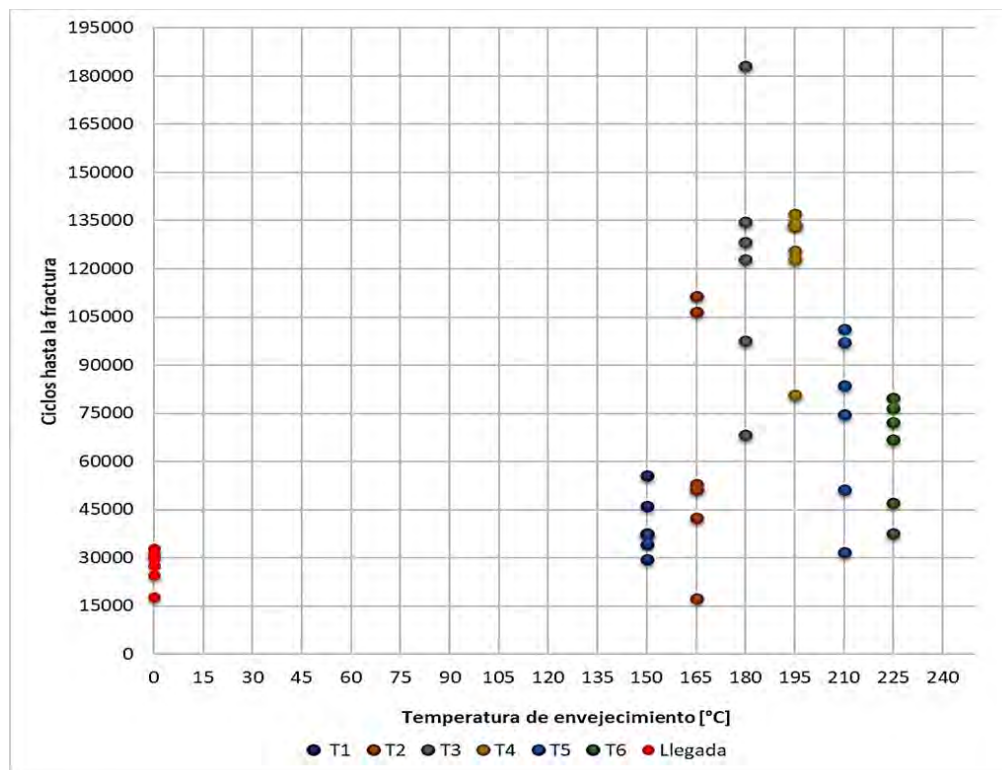


Figura 36 Vida útil a fatiga del aluminio 6061-T6 en función de la temperatura de envejecimiento.

Se tomó como referencia el promedio de los datos obtenidos en las pruebas de fatiga de las muestras en condición de llegada como el 100% de la vida útil a fatiga del material de estudio (AA6061-T6). En comparación con esta condición, las muestras tratadas térmicamente con envejecimiento en función de la temperatura presentaron un aumento promedio del 146.34% para la condición T1, 232.71% para la condición T2, 447.57% para la condición T3, 447% para la condición T4, 267.7% para la condición T5 y 231.29% para la condición T6 de vida útil a fatiga del material de estudio. Esto demuestra el efecto positivo de la secuencia diseñada de tratamientos térmicos.

5.5 Influencia del tiempo de tratamiento térmico en la vida a fatiga

En la Figura 37 se muestra la gráfica de los ciclos hasta la fractura en función de la temperatura de envejecimiento aplicada al aluminio 6061-T6 en comparación con la condición de llegada. Se observa que el proceso de tratamiento térmico aplicado de envejecimiento en función del tiempo (C_i) tiene un efecto positivo en la vida a fatiga del material en comparación con la condición de llegada. Este efecto positivo se observa principalmente en las condiciones C2, C4 y C6. También se observa que, a menor tiempo de envejecimiento, la vida a fatiga del material disminuyó, esto se observó en la condición C1. De igual manera, se puede observar una gran dispersión de datos de C_i en comparación con la condición de llegada. Esta dispersión podría deberse al proceso de fabricación del material y de las muestras; la porosidad heterogénea del material, el corte con segueta, el mecanizado en seco y el pulido. Debido a que con cada uno de estos procesos se afectan las propiedades superficiales e internas del material [60][61][62] [63].

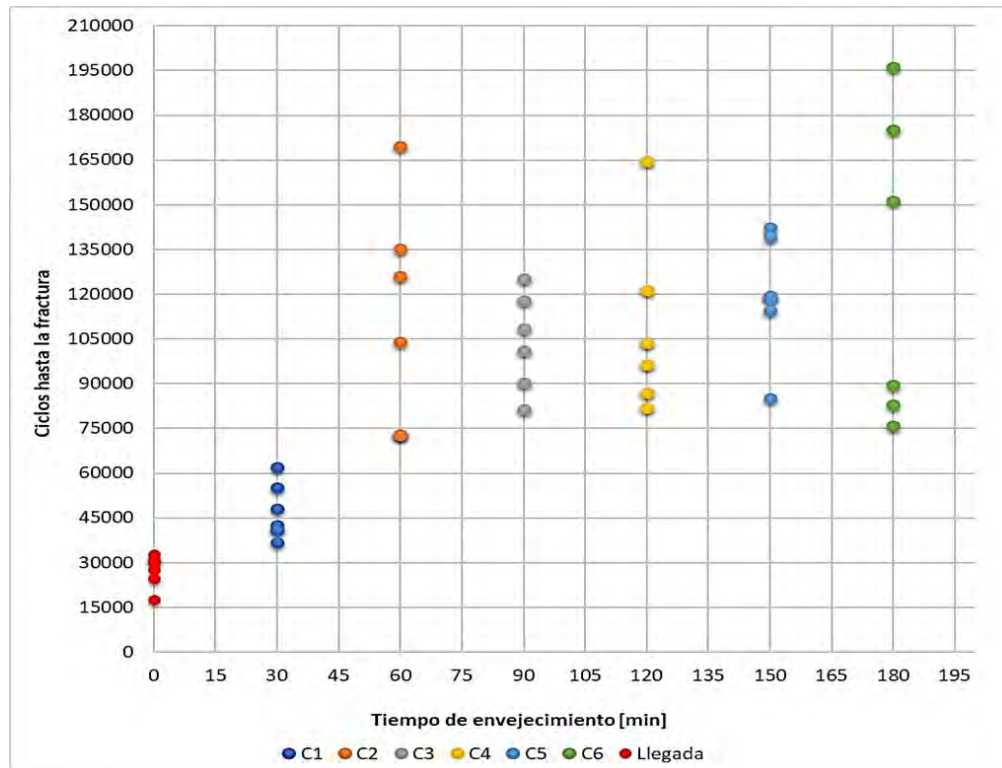


Figura 37 Vida útil a fatiga del aluminio 6061-T6 en función del tiempo de envejecimiento.

Se tomó como referencia el promedio de los datos obtenidos en las pruebas de fatiga de las muestras en condición de llegada como el 100% de la vida útil a fatiga del material de estudio (AA6061-T6). En comparación con esta condición, las muestras tratadas térmicamente con envejecimiento en función del tiempo presentaron un aumento promedio del 173.71% para la condición C1, 414.6% para la condición C2, 380.29% para la condición C3, 398.96% para la condición C4, 437.8% para la condición C5 y 469.48% para la condición C6 de vida útil a fatiga del material de estudio. Esto demuestra el efecto positivo de la secuencia diseñada de tratamientos térmicos.

5.6 Propuesta de modelos empíricos

En esta sección se presentan los modelos propuestos obtenidos con el procesamiento estadístico de los datos mostrados en la Tabla 10. Estos datos se obtuvieron de los tratamientos térmicos (condiciones diseñadas de envejecimiento artificial) y sus números de ciclos hasta la fractura obtenidos en los ensayos de fatiga de cada probeta. Los datos se procesaron con el software SSPS para un análisis de varianza (ANOVA) para obtener la media de los datos reales (ver Figuras 38 y 39).

Tabla 10 Número de ciclos hasta la fractura de las diferentes condiciones ensayadas en fatiga: A) en función de la temperatura y B) en función del tiempo.

A)				B)			
Muestra	Ciclos [N]	Muestra	Ciclos [N]	Muestra	Ciclos [N]	Muestra	Ciclos [N]
T1-A	34218	T4-A	136971	C1-A	42449	C4-A	96373
T1-B	37668	T4-B	125717	C1-B	55248	C4-B	164617
T1-C	46003	T4-C	80625	C1-C	40691	C4-C	86960
T1-D	55670	T4-D	123049	C1-D	36872	C4-D	103718
T1-E	37284	T4-E	133976	C1-E	48032	C4-E	82048
T1-F	29470	T4-F	133711	C1-F	61963	C4-F	121436
T2-A	106542	T5-A	96986	C2-A	169652	C5-A	114441
T2-B	42464	T5-B	51138	C2-B	135311	C5-B	142377
T2-C	17377	T5-C	101337	C2-C	104116	C5-C	118406
T2-D	51308	T5-D	74682	C2-D	72957	C5-D	139252
T2-E	111533	T5-E	31684	C2-E	126127	C5-E	85031
T2-F	52917	T5-F	83771	C2-F	72675	C5-F	119425
T3-A	183196	T6-A	79814	C3-A	100995	C6-A	196154
T3-B	123005	T6-B	72200	C3-B	117986	C6-B	75944
T3-C	68253	T6-C	47019	C3-C	81285	C6-C	175140
T3-D	134519	T6-D	76476	C3-D	108565	C6-D	151159
T3-E	128384	T6-E	66752	C3-E	125342	C6-E	89628
T3-F	97617	T6-F	37557	C3-F	90320	C6-F	82920

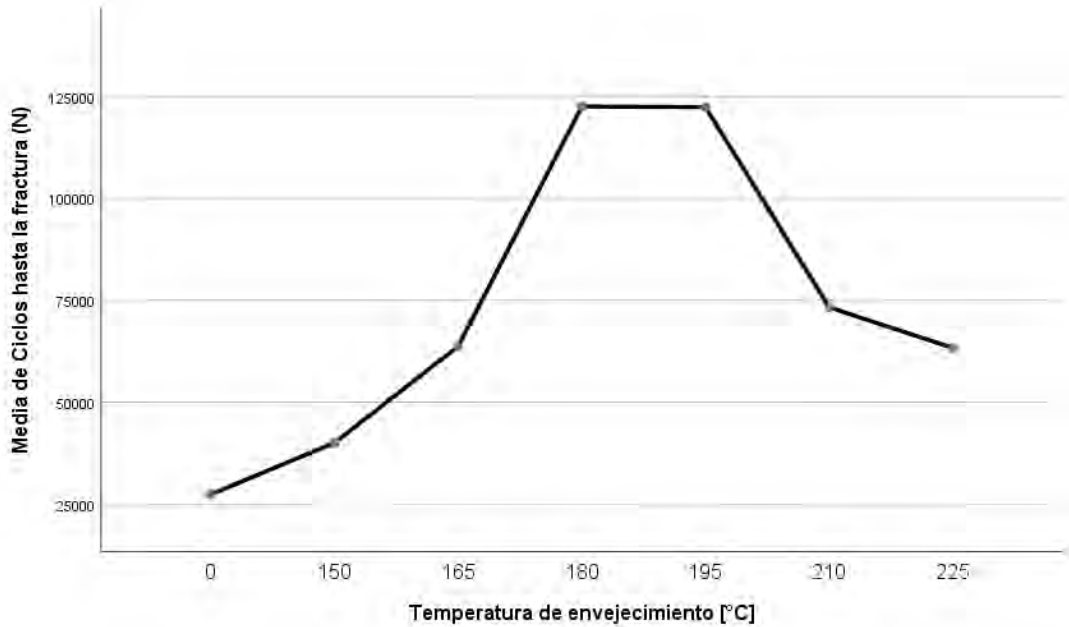


Figura 38 Análisis de varianza para los ciclos hasta la fractura en función de la temperatura de envejecimiento

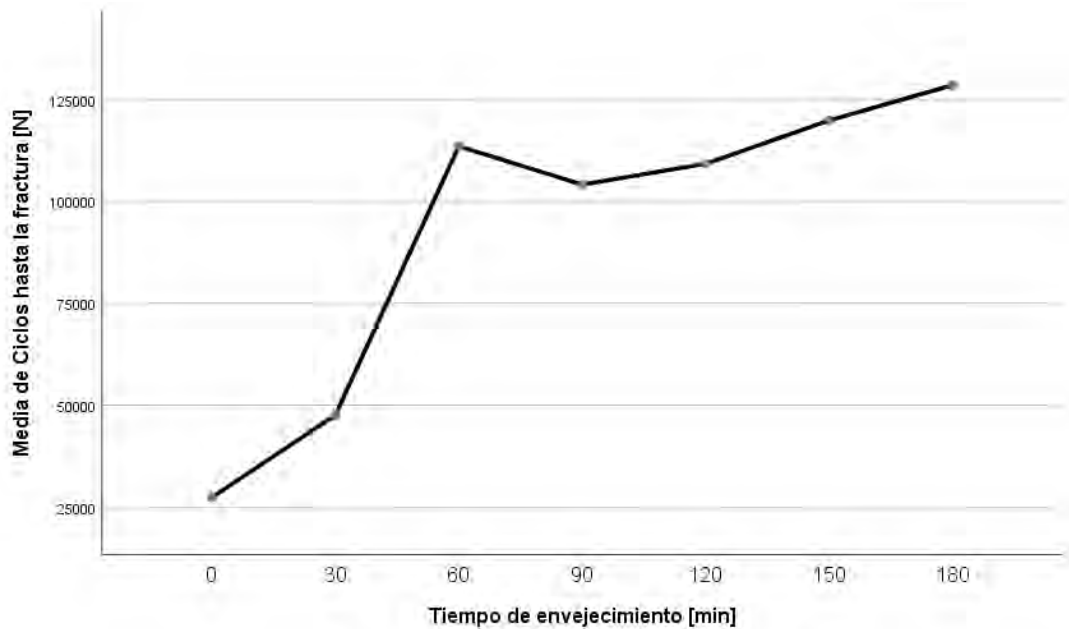


Figura 39 Análisis de varianza para los ciclos hasta la fractura en función del tiempo de envejecimiento

Se obtuvo también la desviación estándar en los ciclos hasta la fractura de cada condición en función del tiempo y temperatura de envejecimiento. En la Tabla 11 se muestra esta desviación estándar junto con la media, mínimo y máximo de los datos recolectados de las pruebas. Recordando que la desviación estándar es un promedio de las desviaciones individuales de cada observación con respecto a la media de una distribución, es decir,

mientras mayor sea la desviación estándar, mayor es la dispersión de esa población. En este caso, en la Figura 40 se observa que la condición que presenta datos con mayor dispersión es la de envejecimiento en función del tiempo (C_i) en comparación con la condición de envejecimiento en función de la temperatura (T_i), también se observa que la condición de llegada (AA6061-T6) presenta una baja dispersión en los datos en comparación con la dispersión que presentan los datos de C_i y T_i .

Tabla 11 Desviación estándar, media, mínimo y máximo para cada condición ensayada a fatiga.

Condición	Media [N]	Desviación [N]	Mínimo	Máximo
llegada	27369.33	5532.896	17701	32913
T1	40052.17	9366.919	29470	55670
T2	63690.17	37389.985	17377	111533
T3	122495.67	38536.315	68253	183196
T4	122341.50	21122.549	80625	136971
T5	73266.33	27135.551	31684	101337
T6	63303.00	17118.519	37557	79814
C1	47542.50	9532.172	36872	61963
C2	113473.00	37912.210	72675	169652
C3	104082.17	16637.497	81285	125342
C4	109192.00	30486.706	82048	164617
C5	119822.00	20629.030	85031	142377
C6	128490.83	52185.218	75944	196154

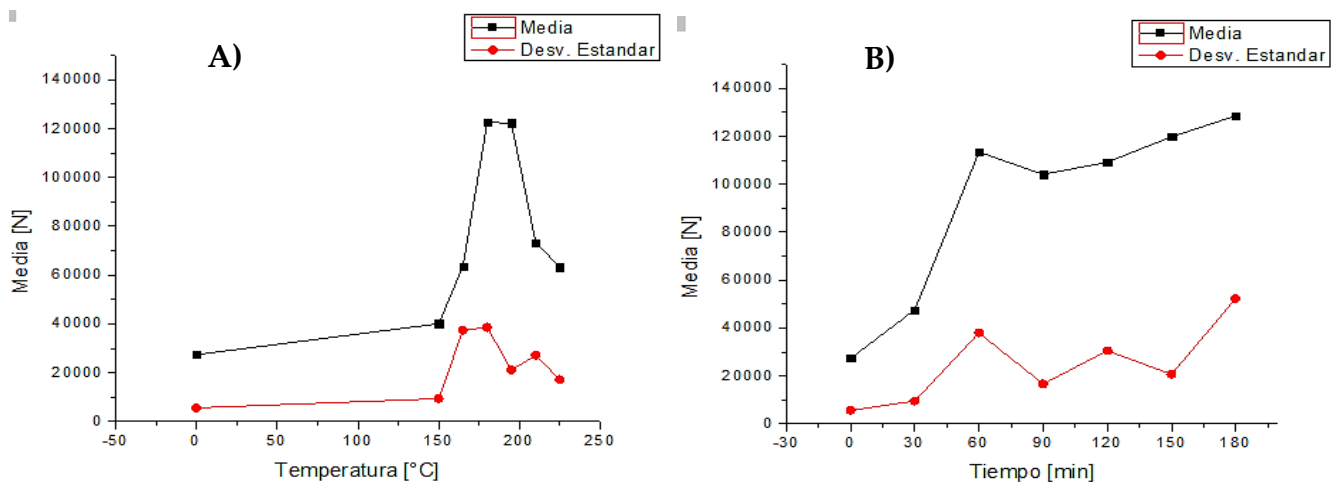


Figura 40 Desviación estándar de la media de los datos reales en función de: A) temperatura y B) tiempo de envejecimiento

Los datos presentados en la Tabla 10 por otra parte, fueron utilizados para alimentar el software SSPS que procesa todos estos valores recolectados y realiza la regresión lineal múltiple. Dentro de este programa se declaran todas las variables necesarias para la obtención del modelo empírico, tanto como la variable dependiente (ciclos hasta la fractura) y las variables independientes, que son todas aquellas que sirven para predecir la respuesta de la variable dependiente (variables de entrada). Los ensayos de fatiga muestran un comportamiento no lineal para las diferentes condiciones de envejecimiento por lo cual se utilizó una regresión lineal múltiple de caso especial. Los modelos empíricos obtenidos se dividen en tres análisis: 1) envejecimiento en función del tiempo a 192 °C de temperatura constante, 2) envejecimiento en función de la temperatura y 120 min de tiempo constante y 3) envejecimiento en función del tiempo y temperatura (ver Tabla 12)

Para el primer análisis por regresión lineal múltiple se obtuvo la siguiente expresión de modelo empírico:

$$N = A + B_1C + B_2C^2 + B_3C^3 \dots \dots \dots (6)$$

Donde:

- N = Número de ciclos hasta la fractura*
- A, B₁, B₂ y B₃ = Coeficientes de regresión del software SSPS*
- C = Variable del tiempo de envejecimiento*

Sustituyendo:

$$N = -52792.6667 + (4592.87161 * C) - (40.805 * C^2) + (0.11655 * C^3) \dots \dots (7)$$

Para el segundo análisis por regresión lineal múltiple se obtuvo la siguiente expresión de modelo empírico:

$$N = A + B_1T + B_2T^2 \dots \dots \dots (8)$$

Donde:

- N = Número de ciclos hasta la fractura*
- A, B₁ y B₂ = Coeficientes de regresión del software SSPS*
- T = Variable de la temperatura de envejecimiento*

Sustituyendo:

$$N = -1612444.928571 + (18119.10881 * T) - (47.581984 * T^2) \dots \dots (9)$$

Y para el tercer análisis por regresión lineal múltiple se obtuvo la siguiente expresión de modelo empírico:

$$N = A + B_2T + B_3C^2 + B_4T^2 + B_5CT \dots \dots \dots (10)$$

Donde:

- N = Número de ciclos hasta la fractura*
- A, B₁, B₂, B₃, B₄ y B₅ = Coeficientes de regresión del software SSPS*
- C = Variable del tiempo de envejecimiento*
- T = Variable de la temperatura de envejecimiento*

Sustituyendo:

$$N = -1677806.683 + 18670.047(T) - 3.3211(C^2) - 50.85(T^2) + 5.712(CT) \dots \dots (11)$$

Para este tercer caso en específico, cabe mencionar que el software SSPS arrojó la primera condición de *C* como variable excluida (VE), esto por una alta autocorrelación positiva con el resto de las variables.

Tabla 12 Valores obtenidos a partir del procesamiento de datos del software SSPS

Modelo	Coeficiente de correlación múltiple		Coeficientes de regresión					
	R	R ²	A	B1	B2	B3	B4	B5
1)	0.953	0.909	-52792.6667	4592.87161	-40.804634	0.116549	-	-
2)	0.89	0.792	-1612444.93	18119.1088	-47.581984	-	-	-
3)	0.895	0.801	-1677806.68	VE	18670.047	-3.321089	-50.849	5.71174

En las Figuras 41, 42 y 43 se comparan los datos experimentales contra los datos obtenidos a partir de los modelos empíricos propuestos.

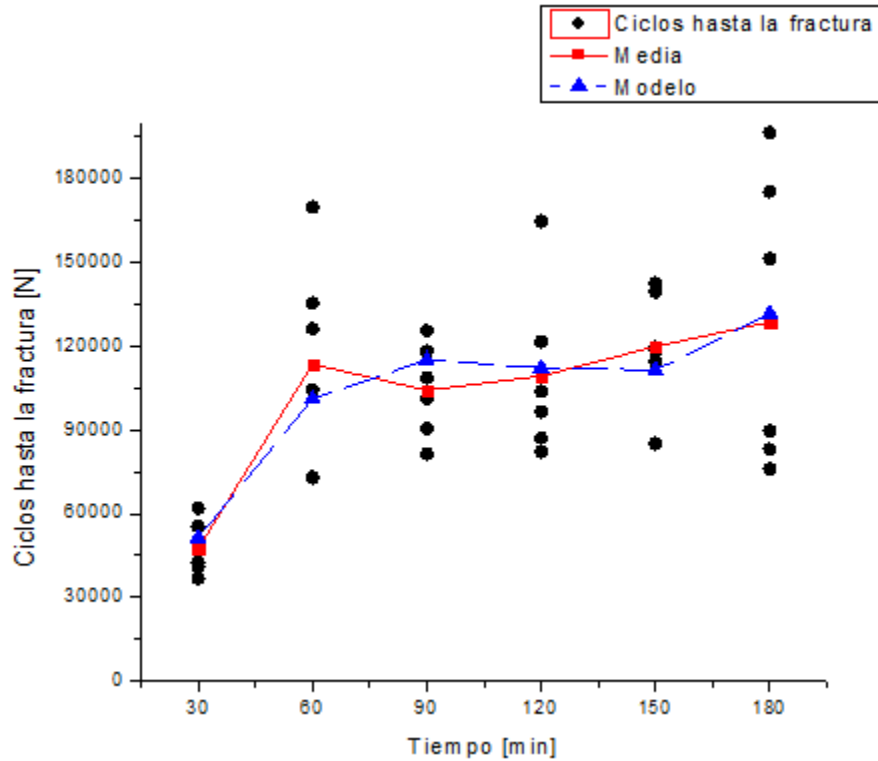


Figura 41 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función del tiempo de envejecimiento a 192 °C de temperatura constante.

En la Figura 41 se muestra el comportamiento de las muestras tratadas térmicamente en función al tiempo de envejecimiento a 192 °C de temperatura constante, representado por los puntos color negro. La media de los datos reales de la vida a fatiga del aluminio 6061-T6 en condición C_i obtenida a partir del análisis ANOVA (línea color roja) se compara contra el primer modelo empírico obtenido por el software SSPS por la metodología de regresión lineal múltiple (línea segmentada color azul). El modelo demuestra un comportamiento similar y un R^2 del 90.9% (ver Tabla 12) a los datos reales (ver Anexo A).

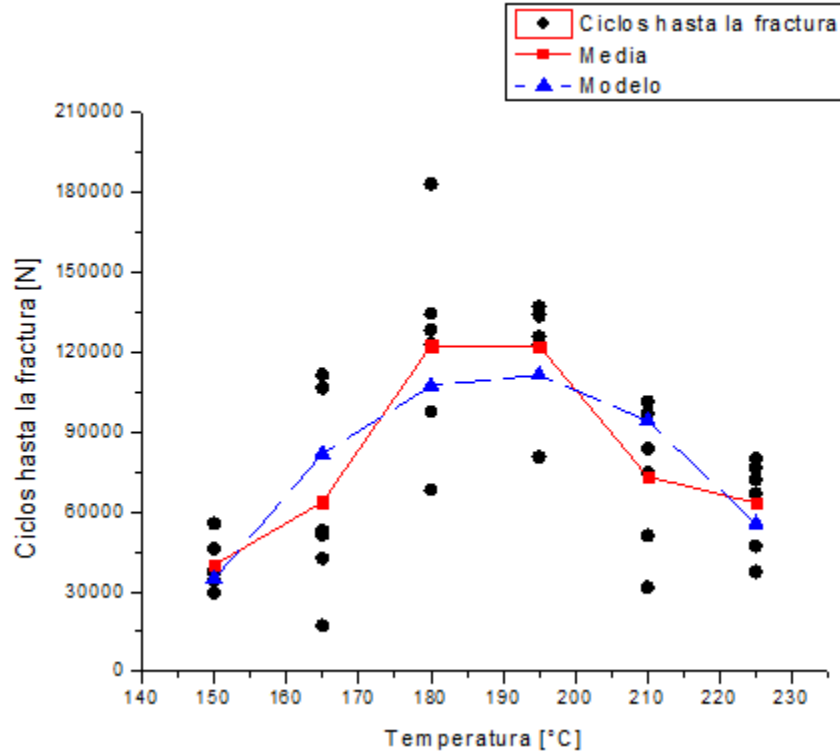


Figura 42 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función de la temperatura de envejecimiento a 120 min de tiempo constante.

En la Figura 42 se muestra el comportamiento de las muestras tratadas térmicamente en función de la temperatura de envejecimiento por 120 min tiempo constante, representado por los puntos color negro. La media de los datos reales de la vida a fatiga del aluminio 6061-T6 en condición T_i obtenida a partir del análisis ANOVA (línea color roja) se compara contra el segundo modelo empírico obtenido por el software SSPS por la metodología de regresión lineal múltiple (línea segmentada color azul). El modelo demuestra un comportamiento similar y un R^2 del 89% (ver Tabla 12) a los datos reales (ver Anexo A).

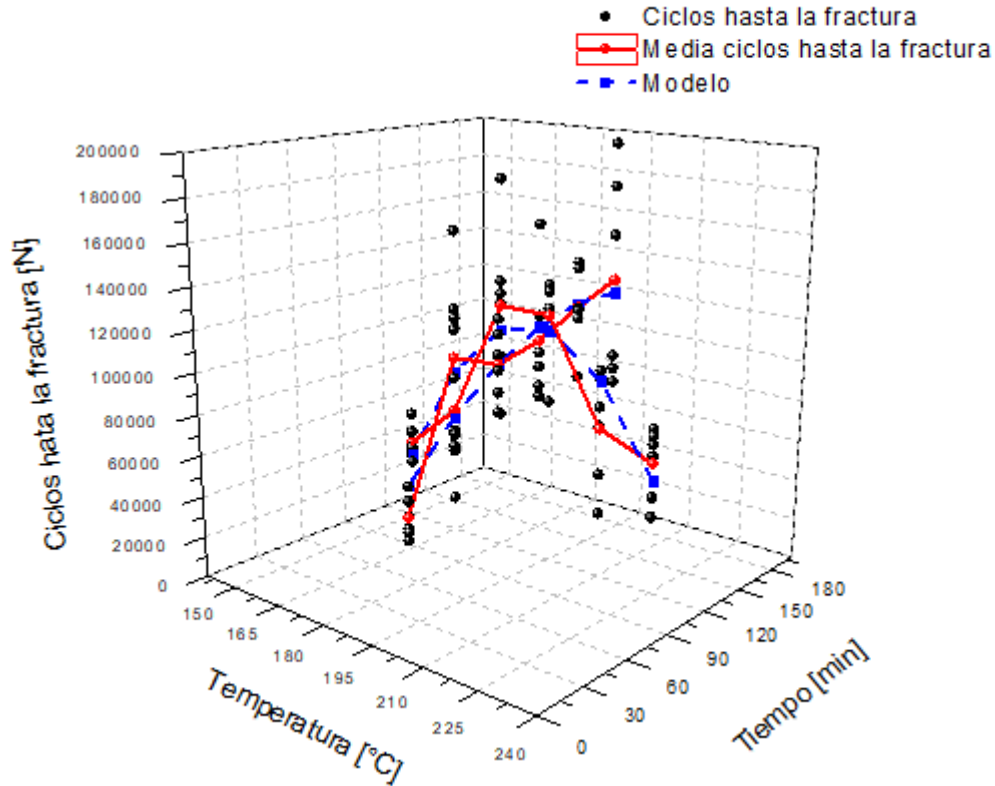


Figura 43 Vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente vs modelo empírico, en función del tiempo y temperatura de envejecimiento.

En la Figura 43 se muestra el comportamiento de las muestras tratadas térmicamente en función del tiempo y temperatura de envejecimiento, representado por los puntos color negro. La media de los datos reales de la vida a fatiga del aluminio 6061-T6 en función del tiempo y temperatura de envejecimiento (línea color roja) se compara contra el tercer modelo empírico obtenido por el software SSPS por la metodología de regresión lineal múltiple (línea segmentada color azul). El modelo demuestra un comportamiento similar y un R^2 del 89.5% (ver Tabla 12) a los datos reales (ver Anexo A).

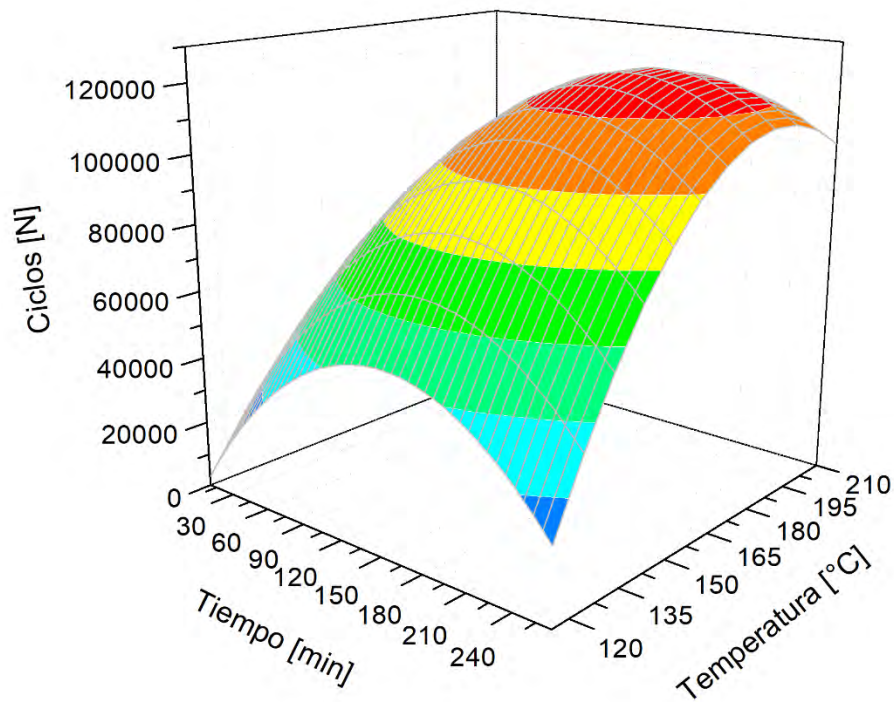


Figura 44 Gráfica de superficie correlacionando las variables del tratamiento térmico de envejecimiento (tiempo y temperatura) con el número de ciclos a fatiga del material AA6061-T6

Se utilizó el modelo "3)" para realizar un diagrama de superficie con paleta de colores (ver Figura 44) que engloba la mejor relación de variables (tiempo y temperatura de envejecimiento) para obtener el mejor desempeño de la vida a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente con la respectiva secuencia diseñada en esta investigación. Por lo que, la mejor combinación de variables se encuentra entre los valores de 180 – 210 °C y 150 – 180 min de envejecimiento, para obtener el mejor desempeño de la vida a fatiga del material de estudio. A lo que según el modelo "3)" esta combinación de variables es de 193 °C por 166 min de envejecimiento.

5.7 Comparación del proceso, entre tratamiento térmico T6 y secuencia de tratamiento térmico diseñada en la presente investigación

Se realizó una comparación entre el tiempo de proceso del tratamiento térmico convencional "T6" del material de llegada (AA6061-T6) y del proceso de la secuencia diseñada en esta investigación. Para el proceso de envejecimiento en la secuencia diseñada se utilizó la mejor combinación de variables para obtener el mejor desempeño de la vida a fatiga del material de estudio, mencionada en la sección anterior. Se observa en la Figuras 45 una reducción considerable en el tiempo de procesamiento de la secuencia de tratamiento térmico diseñado en comparación con el tratamiento térmico T6. Considerando que se graficó para la secuencia diseñada, la mejor combinación de variables (tiempo y temperatura de envejecimiento) esta reducción de tiempo es del 67.22% lo cual conlleva a un ahorro significativo en tiempo y costo del proceso. Esta reducción es beneficiosa para la producción en masa de este material.

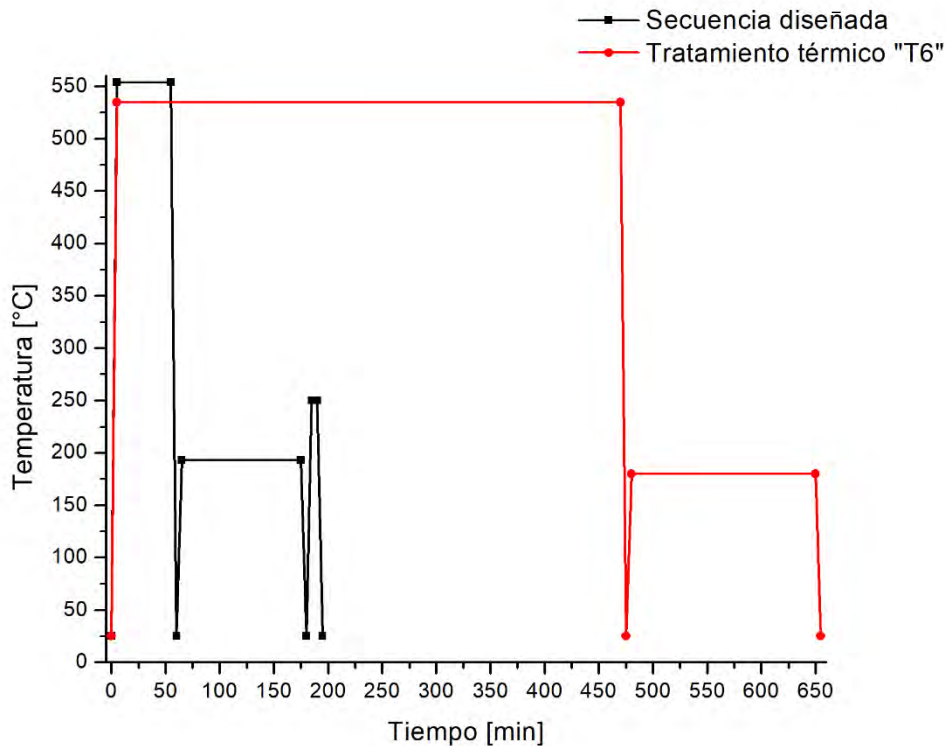


Figura 45 Comparación entre el tiempo de proceso del tratamiento térmico "T6" y el tiempo de proceso de la secuencia diseñada, utilizando para el envejecimiento la mejor combinación de variables (tiempo y temperatura) obtenida de la regresión lineal múltiple

5.7.1 Caso de estudio: comparación de la energía consumida durante el tratamiento térmico

Se utilizó la ley de enfriamiento de Newton para determinar la energía necesaria para lograr las condiciones finales del material de llegada y del material tratado térmicamente con secuencia diseñada [64]:

$$\dot{Q} = hA(T_s - T_\infty) \dots \dots \dots (12)$$

Donde:

$$\dot{Q} = \text{Cantidad de calor transferida [W]}$$

$$h = \frac{k}{D}Nu = \text{Coeficiente de transferencia de calor por convección} \left[\frac{W}{m^2 \cdot ^\circ C} \right]$$

$$A = \text{Area [m}^2\text{]}$$

Donde:

$$k = \text{Conductividad termica del fluido} \left[\frac{W}{m \cdot ^\circ C} \right]$$

$$D = \text{Longitud caracteristica [m]}$$

$$Nu = \text{Número de Nusselt} = \left\{ 0.6 + \frac{0.387Ra_D^{1/6}}{\left[1 + (0.559/Pr)^{9/16} \right]^{8/27}} \right\}^2 \dots \dots \dots (13)$$

Donde:

$$Pr = \text{Número de Prandtl}$$

$$Ra_D = \text{Número de Rayleigh} = \frac{g\beta(T_s - T_\infty)D^3}{\nu^2} Pr \dots \dots \dots (14)$$

Donde:

$$g = \text{Gravedad} \left[\frac{m}{s^2} \right]$$

$$\beta = \text{Coeficiente de expansión volumétrica} \left[\frac{1}{T_f \text{ en K}} \right]$$

$$\nu = \text{Viscosidad cinematica} \left[\frac{m^2}{s} \right]$$

Todas las propiedades del fluido deben evaluarse a la temperatura de película:

$$T_f = \frac{1}{2}(T_s + T_\infty) \dots \dots \dots (15)$$

Después del procesamiento matemático adecuado se obtienen los datos mostrados en la Tabla 13.

Tabla 13 Energía consumida en cada proceso de tratamiento térmico

Proceso	Consumo de energía [kJ]
Solución "T6"	751.14
Envejecimiento "T6"	70.557
Solución secuencia diseñada	97.816
Envejecimiento secuencia diseñada	71.573
Sobre-envejecimiento secuencia diseñada	6.0851

En la Figura 46 se muestra gráficamente el consumo de energía que se obtuvo del procesamiento matemático del proceso de tratamiento térmico "T6" en comparación con el consumo de energía del proceso de tratamiento térmico de la secuencia diseñada en esta investigación. Se observa una reducción significativa de consumo de energía en la secuencia diseñada del 75.65 % en comparación con el consumo de energía del tratamiento térmico "T6". Esto implica un ahorro económico significativo en la producción en masa de este material (AA6061-T6).

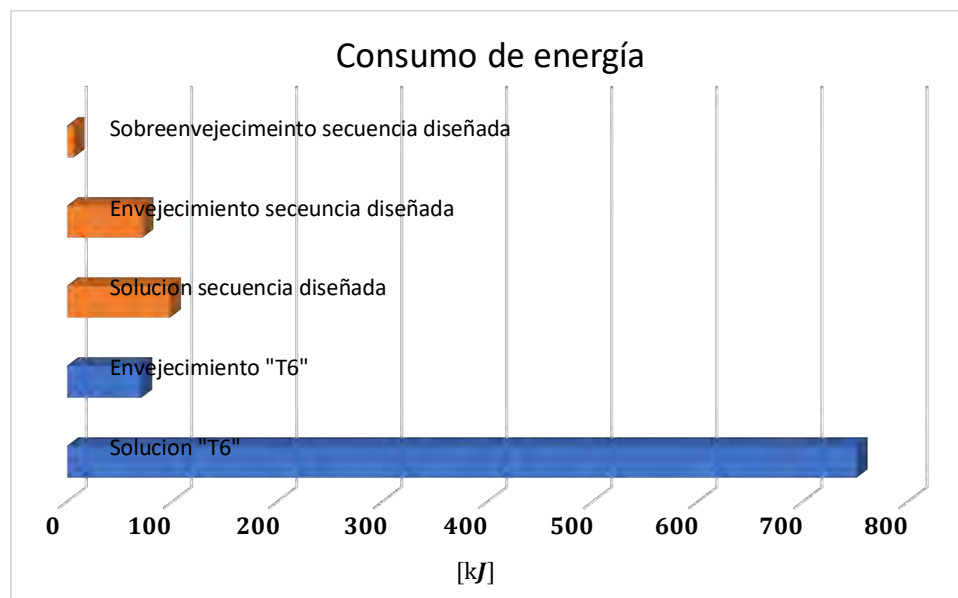


Figura 46 Gráfica comparativa del consumo de energía entre el proceso de tratamiento térmico "T6" y la secuencia diseñada en esta investigación

5.8 Efecto en la microestructura de los tratamientos térmicos

Aunque no se hizo un análisis microestructural con microscopía óptica de barrido (SEM O FESEM), en la literatura se encuentra basta información acerca del comportamiento microestructural de aleaciones de aluminio sometidas a tratamientos térmicos. Principalmente como se vio en la sección 3.1.4, la composición de fase de la mayoría de las aleaciones forjadas de la serie 6xxx y de muchas aleaciones de fundición basadas en los sistemas Al – Si y Al – Mg puede analizarse utilizando el diagrama de fases Al – Fe – Mg – Si. El compuesto π es suficientemente resistente al calor. Además del compuesto cuaternario, las fases de los sistemas binario y ternario – Al_3Fe , Al_8Mg_5 , Mg_2Si , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi y (Si) – pueden estar en equilibrio con la solución sólida de aluminio. En la mayoría de las aleaciones comerciales de la serie 6xxx, la solidificación comienza con la formación de fases primarias de aluminio, seguidas de reacciones eutécticas y peritéticas secundarias para formar pequeñas cantidades de partículas intermetálicas en las regiones interdendríticas. Una estructura especialmente compleja es característica de las aleaciones de la serie 6xxx, porque pueden formarse diferentes conjuntos de fases en distintas zonas de una muestra debido al gradiente de la velocidad de enfriamiento. A una alta relación "Fe:Si" y un enfriamiento lento puede formarse la fase Al_3Fe , y a una relación inversa y un alto contenido en silicio (> 1%) cabe esperar la formación del compuesto cuaternario π . Este compuesto tiene una estructura cristalina hexagonal con parámetros de red $a = 0.663 \text{ nm}$ y $c = 0.794 \text{ nm}$, una densidad de 2.82 g/cm^3 y una microdureza de 5.85 GPa a temperatura ambiente y de 3.76 GPa a una hora a 300°C . Entonces, la fase de precipitado interfiere con el movimiento de las dislocaciones y, como resultado de ello, endurece a la aleación [6].

Por otra parte, en 2016 Abúndez *et al* [57] caracterizaron microestructuralmente una serie de probetas tratadas térmicamente a diferentes condiciones de envejecimiento y retrogresión. Se encontraron tamaños de grano de aproximadamente 220 y $372 \mu\text{m}$. Esta combinación de características más la precipitación de partículas de segunda fase durante los procesos de tratamiento térmico afecta a la UTS. Otra característica importante que se observó fue la forma de los precipitados, siendo esférica (I) y elipsoidal (II) (ver Figura 47)

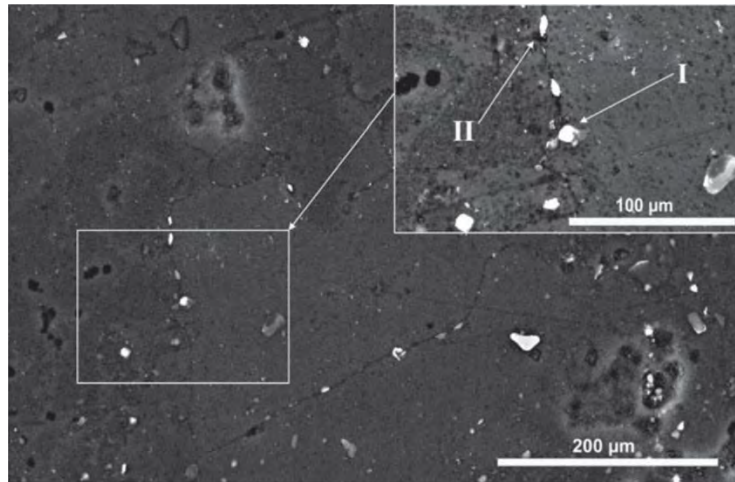


Figura 47 Detalle observado en SEM de una muestra tratada a 200 °C de envejecimiento y 250 °C de retrogresión [57].

También, en el 2004 Chinh *et al* [65] explican el desarrollo de precipitados esféricos y elipsoidales asociados a los procesos de retroceso del envejecimiento. La disminución en las propiedades mecánicas como es el UTS depende de los cambios microestructurales a lo largo del proceso de retrogresión a medida que aumenta el tiempo de tratamiento [66]. Se ha afirmado que un tiempo corto de retrogresión conduce a una dureza mínima local, y que pueden formarse precipitados en la frontera de los granos finos durante el pico de envejecimiento anterior a la retrogresión, debido a la disolución total o parcial, y luego los precipitados más grandes a lo largo de la frontera de los granos se reubican en la matriz de aluminio disminuyendo la cantidad de precipitados en la aleación, lo que hace que el material se vuelva más blando. Durante el tiempo de retrogresión, los precipitados actuales procedentes del proceso anterior de envejecimiento tienden a volverse más gruesos [66] [67] [68].

CONCLUSIONES

En esta investigación se hizo un estudio teórico – experimental el cual fue base para el desarrollo exitoso de una secuencia de tratamientos térmicos aplicable en una aleación de aluminio 6061-T6. En el diseño experimental se consideró al tiempo y temperatura de envejecimiento como variables de mayor interés (diseño paramétrico, norma ASTM E-739). Se realizaron pruebas de fatiga de amplitud constante por flexión rotativa a muestras dimensionadas por la norma ASTM E-466, pulidas con lija de grado 3000 y tratadas térmicamente con la secuencia diseñada. El objetivo principal fue evaluar el efecto de las variables de tratamiento térmico (tiempo y temperatura) sobre la vida útil a fatiga de la aleación de estudio.

- a) Se aplicaron con éxito los tratamientos térmicos en todas las condiciones planteadas en el diseño paramétrico. Se tomó como 100% de vida útil a fatiga, el promedio resultante de los ciclos de las muestras en condición de llegada (AA606-T6). En comparación con esta condición, se obtuvo una mejora considerable en la vida útil a fatiga del aluminio 6061-T6 tratado térmicamente. Esta mejora fue del 447.57% para la mejor condición de envejecimiento en función de la temperatura (T2) y del 469% para la mejor condición de envejecimiento en función del tiempo.
- b) Se encontró también que el tiempo de envejecimiento es más determinante en la propiedad de resistencia a la fatiga del aluminio 6061-T6 que la temperatura de envejecimiento.
- c) Se obtuvieron tres modelos empíricos capaces de estimar la vida útil a fatiga del material de estudio en número de ciclos por medio de la metodología de regresión lineal múltiple. Estos modelos se dividieron en tres análisis diferentes: 1) en función del tiempo de envejecimiento a 192 °C de temperatura constante, 2) en función de la temperatura de envejecimiento a 120 min de tiempo constante y 3) en función del tiempo y temperatura de envejecimiento. Cada modelo se comparó contra los valores reales obtenidos experimentalmente y se obtuvo un ajuste de R^2 del 77.2%, 65.4% y 68.7% respectivamente, lo cual indica una buena interpretación del modelo a los datos reales obtenidos experimentalmente.
- d) Finalmente, se demostró que, a través de la aplicación de la secuencia de tratamientos térmicos propuestos en este trabajo, se puede lograr una reducción del 67.22% en el tiempo de proceso y un 75.65 % en la energía consumida en el tratamiento térmico en comparación con T6, lo cual es muy beneficioso para el ahorro económico y por ende a la producción en masa de este material dirigido a un ambiente industrial.

6.1 Trabajos futuros

- Caracterización del material bajo microscopía electrónica de barrido (SEM O FESEM) para el análisis de las muestras que presentaron mejor y peor vida útil a fatiga para entender microestructuralmente este comportamiento.
- Realizar diferentes pruebas mecánicas (dureza superficial, prueba de tensión, etc.) con el objetivo de evaluar también el efecto de la secuencia diseñada en la investigación.
- Caracterizar el material mediante una espectrometría profunda con la intención de medir las proporciones cuantitativas o relaciones de masa de los elementos químicos que están implicados dentro del material tratado térmicamente.
- Evaluar la secuencia diseñada de tratamientos térmicos en materiales de composición química similar para su análisis posterior.
- Implementar a la máquina de fatiga del CENIDET un control de velocidad para el motor, un mecanismo para incluir carga variable a la muestra, un sensor que apague el motor automáticamente cuando la probeta se fracture y, también con un contador de ciclos de uso industrial. Esto para obtener pruebas de mayor calidad y un análisis más extenso en el comportamiento del material expuesto a distintos tipos de cargas

BIBLIOGRAFÍA

- [1] H. S. Kim, “S–N curve and fatigue damage for practicality,” in *Creep and Fatigue in Polymer Matrix Composites*, Elsevier, 2019, pp. 439–463.
- [2] I. Polmear, *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*. Elsevier, 2005.
- [3] J. Grandfield, *Light Metals 2014*. Springer, 2016.
- [4] Q. Ms. J. F. Obando, A. E. Sánchez, and L. F. C. Patiño, “Tratamientos térmicos para aluminios,” *Met. Actual, Bogotá, Colomb.*, pp. 36–43, 2014.
- [5] D. R. Askeland, P. P. Phulé, W. J. Wright, and D. K. Bhattacharya, “The science and engineering of materials,” 2003.
- [6] A. S. M. I. H. Committee, *ASM Handbook, Volume 19-Fatigue and Fracture*. ASM International., 1996.
- [7] D. Broek, “Elementary Engineering Fracture Mechanics Sijthoff and Noordhoff,” *The Netherlands*, 1978.
- [8] H. S. Kim, *Mechanics of solids and fracture*. bookboon. com, 2017.
- [9] H. Kitagawa, “Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage,” *Proc. 2nd ICM, Cleveland, 1976*, pp. 627–631, 1976.
- [10] A. A. Smith, *Concrete, Timber, and Metals: The Nature and Behaviour of Structural Materials*. Van Nostrand Reinhold Company, 1979.
- [11] W. Schütz, “A history of fatigue,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 54, no. 2, pp. 263–300, 1996, doi: 10.1016/0013-7944(95)00178-6.
- [12] A. Wöhler, “Versuche über die Festigkeit der Eisenbahnwagenachsen,” *Zeitschrift für Bauwes.*, vol. 10, no. 1860, pp. 160–161, 1860.
- [13] R. L. Norton, *Diseño De Máquinas*, Prentice H. México, 2011.
- [14] J. V. Poncelet, *Introduction à la mécanique industrielle, physique ou expérimentale*. Paris, 1839.
- [15] M. Ohnami, *Fracture and Society*. Tokyo, Osaka, Kyoto, 1992.
- [16] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons, 2000.
- [17] T. Svensson, P. Johannesson, and J. de Maré, “Fatigue life prediction based on variable amplitude tests—specific applications,” *Int. J. Fatigue*, vol. 27, no. 8, pp. 966–973, 2005.
- [18] M. Choteau, P. Quaegebeur, and S. Degallaix, “Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation,” *Mech. Mater.*, vol. 37, no. 11, pp. 1143–1152, 2005.
- [19] A. Fatemi and L. Yang, “Cumulative fatigue damage and life prediction theories: A survey of the state of the art for homogeneous materials,” *Int. J. Fatigue*, vol. 20, no. 1, pp. 9–34, 1998, doi: 10.1016/S0142-1123(97)00081-9.
- [20] J. Schijve, “Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated?,” *Int. J. Fatigue*, vol. 31, no. 6, pp. 998–1011, 2009.
- [21] P. Paris and F. Erdogan, “A critical analysis of crack propagation laws,” 1963.
- [22] M. Olagnon and Z. Guede, “Rainflow fatigue analysis for loads with multimodal power spectral densities,” *Mar. Struct.*, vol. 21, no. 2–3, pp. 160–176, 2008.
- [23] H. Agerskov and N. T. Pedersen, “Fatigue life of offshore steel structures under stochastic loading,” *J. Struct. Eng.*, vol. 118, no. 8, pp. 2101–2117, 1992.

- [24] J. Hodowany, G. Ravichandran, A. J. Rosakis, and P. Rosakis, "Partition of plastic work into heat and stored energy in metals," *Exp. Mech.*, vol. 40, no. 2, pp. 113–123, 2000.
- [25] E. Castillo and A. Fernández-Canteli, "A general regression model for lifetime evaluation and prediction," *Int. J. Fract.*, vol. 107, no. 2, pp. 117–137, 2001.
- [26] L. D. Lutes, S. Sarkani, D. P. Kihl, and J. E. Beach, "Optimal SN Testing for Variable-Amplitude Fatigue Applications," *J. Struct. Eng.*, vol. 129, no. 6, pp. 829–837, 2003.
- [27] Z. Lin, C. Lingcang, L. Yinglei, P. Jianxiang, J. Fuqian, and C. Dongquan, "Simplified model for prediction of dynamic damage and fracture of ductile materials," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 41, no. 24–25, pp. 7063–7074, 2004.
- [28] J. Mayén, A. Abúndez, I. Pereyra, J. Colín, A. Blanco, and S. Serna, "Comparative analysis of the fatigue short crack growth on Al 6061-T6 alloy by the exponential crack growth equation and a proposed empirical model," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 177, pp. 203–217, 2017.
- [29] M. S. Nandana, K. Udaya Bhat, and C. M. Manjunatha, "Influence of retrogression and re-ageing heat treatment on the fatigue crack growth behavior of 7010 aluminum alloy," in *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 14, no. 2018, pp. 314–321, doi: 10.1016/j.prostr.2019.05.039.
- [30] B. Cina, "Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking." Google Patents, Dec. 1974.
- [31] J. N. D. Ngnékou, G. Henaff, Y. Nadot, J. Nicolai, and L. Ridosz, "Fatigue resistance of selectively laser melted aluminum alloy under T6 heat treatment," in *Procedia Engineering*, 2018, vol. 213, no. 2017, pp. 79–88, doi: 10.1016/j.proeng.2018.02.009.
- [32] M. Azadi and M. M. Shirazabad, "Heat treatment effect on thermo-mechanical fatigue and low cycle fatigue behaviors of A356.0 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 45, no. 2013, pp. 279–285, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.08.066.
- [33] R. Sadeler, Y. Totik, M. Gavgaliota, and I. Kaymaz, "Improvements of fatigue behaviour in 2014 Al alloy by solution heat treating and age-hardening," *Mater. Des.*, vol. 25, no. 5, pp. 439–445, 2004, doi: 10.1016/j.matdes.2003.12.003.
- [34] R. A. Siddiqui, S. A. Abdul-Wahab, and T. Pervez, "Effect of aging time and aging temperature on fatigue and fracture behavior of 6063 aluminum alloy under seawater influence," *Mater. Des.*, vol. 29, no. 1, pp. 70–79, 2008, doi: 10.1016/j.matdes.2006.12.003.
- [35] M. Hörnqvist and B. Karlsson, "Influence of heat treatment on the cyclic deformation properties of aluminium alloy AA7030," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 479, no. 1–2, pp. 345–355, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.06.078.
- [36] P. Nelaturu, S. Jana, R. S. Mishra, G. Grant, and B. E. Carlson, "Effect of temperature on the fatigue cracking mechanisms in A356 Al alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, p. 139175, 2020.
- [37] 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," *Int. J. Fatigue*, vol. 28, no. 11, pp. 1566–1571, 2006.
- [38] J. Mayen, A. Gallegos-Melgar, A. Abúndez, E. Alcudia, J. Colín, and E. Barredo, "Yield Strength Improvement of an Al-6063 Alloy by Applying a Novel Combination of Cold Working and Heat Treatments for Die Casting of Plastic

- Parts,” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 72, no. 5, pp. 1211–1220, 2019, doi: 10.1007/s12666-019-01609-z.
- [39] J. Mayén *et al.*, “Control Parameters Correlation by Multiple Linear Robust Regression for the Design of Heat Treatments For Al-6063 Alloy,” *Exp. Tech.*, vol. 43, no. 1, pp. 91–103, 2019, doi: 10.1007/s40799-018-0269-7.
- [40] W. F. Smith, J. Hashemi, G. N. Cázares, and P. A. González-Caver, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. McGraw-Hill México, DF, 2006.
- [41] N. A. Belov, D. G. Eskin, and A. A. Aksenov, *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys*. Elsevier, 2005.
- [42] I. F. Kolobnev, “Heat Resistance of Cast Aluminum Alloys,” *Moscow Metall.*, 1973.
- [43] L. F. Mondolfo, *Aluminum alloys: structure and properties*. Elsevier, 2013.
- [44] N. A. Belov, A. A. Aksenov, and D. G. Eskin, *Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element*. CRC Press, 2002.
- [45] H. W. L. Phillips, “Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloy systems,” 1959.
- [46] C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen, and H. W. Zandbergen, “Atomic model for GP-zones in a 6082 Al–Mg–Si system,” *Acta Mater.*, vol. 49, no. 2, pp. 321–328, 2001.
- [47] M. E. Drits, E. S. Kadaner, and E. M. Padezhnova, “Phase Diagrams of Aluminum- and Magnesium-Based Systems. Ed. Abrikosov, N. Kh.” Nauka, Moscow, 1977.
- [48] N. A. Belov, V. D. Belov, V. V. Cheverikin, and S. S. Mishurov, “Economically doped high-strength deformed nicalines as aluminum alloys of a new generation,” *Russ. J. Non-Ferrous Met.*, vol. 52, no. 2, pp. 180–190, 2011.
- [49] D. G. Eskin, “Decomposition of supersaturated solid solutions in Al–Cu–Mg–Si alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 2, pp. 279–290, 2003.
- [50] A. L. Dons, “*Alstruc*”: a Model for Solidification and Homogenisation of Industrial Aluminium Alloys. NTNU Trondheim, Norwegian University of Science and Technology, 2002.
- [51] D. G. Eskin, V. Massardier, and P. Merle, “A study of high-temperature precipitation in Al–Mg–Si alloys with an excess of silicon,” *J. Mater. Sci.*, vol. 34, no. 4, pp. 811–820, 1999.
- [52] R. M. Granados, “Modelos de regresión lineal múltiple,” *Granada, España Dep. Econ. Apl. Univ. Granada*, 2016.
- [53] J. M. R. Abuín, “Regresión lineal múltiple,” *IdEyGdM-Ld Estadística, Ed.*, vol. 32, 2007.
- [54] D. F. Andrews, “A robust method for multiple linear regression,” *Technometrics*, vol. 16, no. 4, pp. 523–531, 1974.
- [55] Y. González López, “Evaluación de la influencia de tratamientos superficiales en la vida a la fatiga de materiales,” Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico., 2019.
- [56] ASTM, “Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials Designation: E 466 – 96 (Reapproved 2002)e1 Standard,” *Astm Int.*, vol. 03, no. Reapproved, pp. 4–8, 2002.
- [57] A. Abúndez *et al.*, “Improvement of ultimate tensile strength by artificial ageing and retrogression treatment of aluminium alloy 6061,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 668, pp. 201–207, 2016.
- [58] A. B. O. Kevin E. Petatan Bahena, Isaac Gutiérrez Rojas, Arturo Abúndez Pliego,

- Jan Mayén Chaires, “Efecto de la velocidad de avance en torneado CNC en seco y el acabado superficial en la vida a fatiga de una aleación de aluminio 6061-T6,” *Jorn. Cienc. y Tecnol. Apl.*, vol. 4, pp. 235–240, 2021.
- [59] C. ASTM, “490-04,” Standard Practice for Use of Apparatus for the Determination of Length Change of Hardened Cement, Paste, Mortar, and Concrete”,” *2004 Annu. B. ASTM Stand.*, vol. 4, pp. 266–270, 2004.
- [60] E. Benedicto, D. Carou, and E. M. Rubio, “Technical, economic and environmental review of the lubrication/cooling systems used in machining processes,” *Procedia Eng.*, vol. 184, pp. 99–116, 2017.
- [61] A. K. Syed, X. Zhang, J. E. Moffatt, and M. E. Fitzpatrick, “Effect of temperature and thermal cycling on fatigue crack growth in aluminium reinforced with GLARE bonded crack retarders,” *Int. J. Fatigue*, vol. 98, pp. 53–61, 2017.
- [62] C. E. Campbell, L. A. Bendersky, W. J. Boettinger, and R. Ivester, “Microstructural characterization of Al-7075-T651 chips and work pieces produced by high-speed machining,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 430, no. 1–2, pp. 15–26, 2006.
- [63] S. Martín-Béjar, F. J. Trujillo Vilches, C. Bermudo Gamboa, and L. Sevilla Hurtado, “Cutting speed and feed influence on surface microhardness of dry-turned UNS A97075-T6 alloy,” *Appl. Sci.*, vol. 10, no. 3, p. 1049, 2020.
- [64] Y. A. Çengel and A. J. Ghajar, *Transferencia de calor y masa: fundamentos y aplicaciones, cuarta edición*. McGraw-Hill Interamericana, 2011.
- [65] N. Q. Chinh, J. Lendvai, D. H. Ping, and K. Hono, “The effect of Cu on mechanical and precipitation properties of Al–Zn–Mg alloys,” *J. Alloys Compd.*, vol. 378, no. 1–2, pp. 52–60, 2004.
- [66] J. K. Park, “Influence of retrogression and reaging treatments on the strength and stress corrosion resistance of aluminium alloy 7075-T6,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 103, no. 2, pp. 223–231, 1988.
- [67] K. Rajan, W. Wallace, and J. C. Beddoes, “Microstructural study of a high-strength stress-corrosion resistant 7075 aluminium alloy,” *J. Mater. Sci.*, vol. 17, no. 10, pp. 2817–2824, 1982.
- [68] N. C. Danh, K. Rajan, and W. Wallace, “A TEM study of microstructural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum,” *Metall. Trans. A*, vol. 14, no. 9, pp. 1843–1850, 1983.

ANEXO A

Los análisis por regresión lineal múltiple de caso especial se obtuvieron con el software SSPS y los modelos obtenidos se observan a continuación para los tres análisis propuestos:

Regresión 1)

Estadísticos descriptivos

	Media	Desv. Desviación	N
Ciclos hasta la fractura [N]	103767.17	28823.302	6
Tiempo de envejecimiento [min]	105.00	56.125	6
Tiempo de envejecimiento [min ²]	13650.00	12040.058	6
Tiempo de envejecimiento [min ³]	1984500.00	2251142.710	6

Correlaciones

		Ciclos hasta la fractura [N]	Tiempo de envejecimiento [min]	Tiempo de envejecimiento [min ²]	Tiempo de envejecimiento [min ³]
Correlación de Pearson	Ciclos hasta la fractura [N]	1.000	.795	.707	.643
	Tiempo de envejecimiento [min]	.795	1.000	.979	.938
	Tiempo de envejecimiento [min ²]	.707	.979	1.000	.988
	Tiempo de envejecimiento [min ³]	.643	.938	.988	1.000
Sig. (unilateral)	Ciclos hasta la fractura [N]	.	.029	.058	.084
	Tiempo de envejecimiento [min]	.029	.	.000	.003
	Tiempo de envejecimiento [min ²]	.058	.000	.	.000
	Tiempo de envejecimiento [min ³]	.084	.003	.000	.
N	Ciclos hasta la fractura [N]	6	6	6	6

Tiempo de envejecimiento [min]	6	6	6	6
Tiempo de envejecimiento [min ²]	6	6	6	6
Tiempo de envejecimiento [min ³]	6	6	6	6

Resumen del modelo^b

Modelo	R	R cuadrado	R cuadrado ajustado	Error estándar de la estimación	Estadísticos de cambio				Sig. Cambio en F	Durbin-Watson
					Cambio en R cuadrado	Cambio en F	gl1	gl2		
1	.953 ^a	.909	.772	13748.850	.909	6.658	3	2	.133	3.006

a. Predictores: (Constante), Tiempo de envejecimiento [min³], Tiempo de envejecimiento [min], Tiempo de envejecimiento [min²]

b. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

ANOVA^a

Modelo		Suma de cuadrados	gl	Media cuadrática	F	Sig.
1	Regresión	3775851932.31	3	1258617310.77	6.658	.133 ^b
		7	2			
	Residuo	378061730.516	2	189030865.258		
	Total	4153913662.83	5			
		3				

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

b. Predictores: (Constante), Tiempo de envejecimiento [min³], Tiempo de envejecimiento [min], Tiempo de envejecimiento [min²]

Coeficientes^a

Modelo		Coeficientes no estandarizados		Coeficientes estandarizados	t	Sig.	95.0% intervalo de confianza para B		Correlaciones			Estadísticas de colinealidad	
		B	Desv. Error				Límite inferior	Límite superior	Orden en cero	Parcial	Parte	Tolerancia	VIF
1	(Constante)	-52792.667	49572.182		-1.065	.398	-266084.552	160499.218					
	Tiempo de envejecimiento [min]	4592.872	1882.762	8.943	2.439	.135	-3507.998	12693.742	.795	.865	.520	.003	295.351
	Tiempo de envejecimiento [min ²]	-40.805	20.082	-17.045	-2.032	.179	-127.213	45.603	.707	-.821	-.433	.001	1546.428
	Tiempo de envejecimiento [min ³]	.117	.063	9.103	1.842	.207	-.156	.389	.643	.793	.393	.002	536.381

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Correlaciones de coeficiente^a

Modelo			Tiempo de envejecimiento [min ³]	Tiempo de envejecimiento [min]	Tiempo de envejecimiento [min ²]
			1	Correlaciones	Tiempo de envejecimiento [min ³]
		Tiempo de envejecimiento [min]	.959	1.000	-.986
		Tiempo de envejecimiento [min ²]	-.992	-.986	1.000
	Covarianzas	Tiempo de envejecimiento [min ³]	.004	114.165	-1.260
		Tiempo de envejecimiento [min]	114.165	3544791.762	-37274.605
		Tiempo de envejecimiento [min ²]	-1.260	-37274.605	403.307

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Diagnósticos de colinealidad^a

Modelo	Dimensión	Autovalor	Índice de condición	(Constante)	Proporciones de varianza		
					Tiempo de envejecimiento [min]	Tiempo de envejecimiento [min ²]	Tiempo de envejecimiento [min ³]
1	1	3.632	1.000	.00	.00	.00	.00
	2	.353	3.209	.02	.00	.00	.00
	3	.015	15.313	.12	.02	.00	.02
	4	.000	153.814	.85	.98	1.00	.98

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Estadísticas de residuos^a

	Mínimo	Máximo	Media	Desv. Desviación	N
Valor pronosticado	51416.14	131568.08	103767.17	27480.364	6
Desv. Valor pronosticado	-1.905	1.012	.000	1.000	6
Error estándar de valor pronosticado	9328.141	13473.294	11088.838	1915.699	6
Valor pronosticado corregido	83957.00	206033.41	128989.27	43138.321	6
Residuo	-10930.492	12415.460	.000	8695.536	6
Desv. Residuo	-.795	.903	.000	.632	6
Residuo estud.	-1.414	1.392	-.263	1.178	6
Residuo eliminado	-97603.000	29516.000	-25222.104	51838.342	6
Residuo eliminado estud.	-108.448	5.619	-17.440	44.658	6
Distancia Mahal.	1.468	3.968	2.500	1.168	6
Distancia de Cook	.018	12.099	3.497	5.137	6
Valor de influencia centrado	.294	.794	.500	.234	6

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

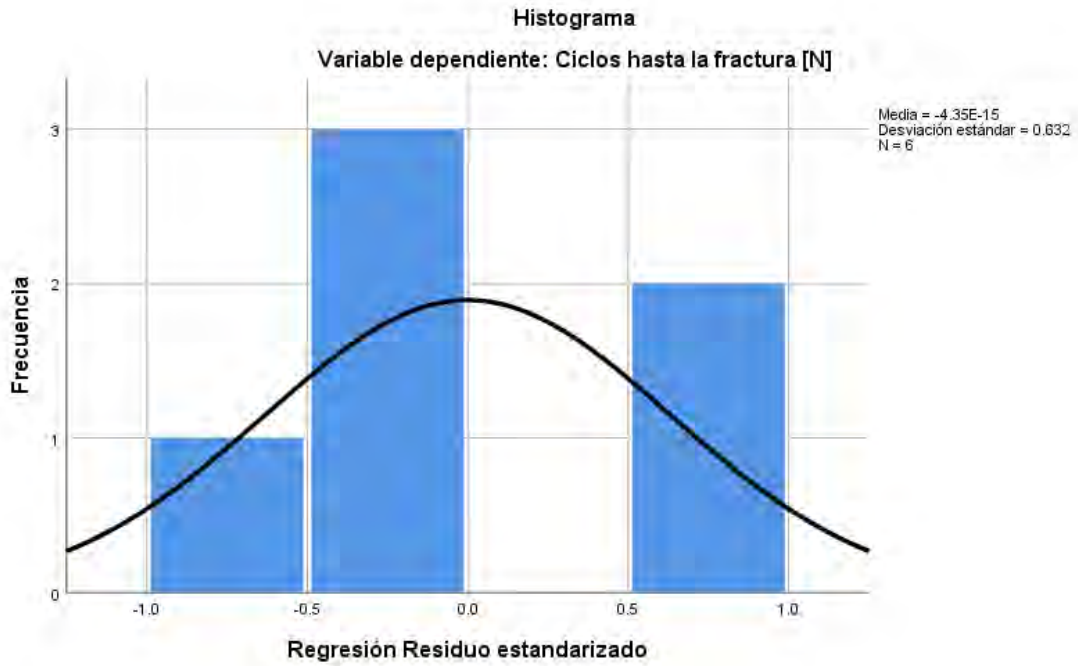
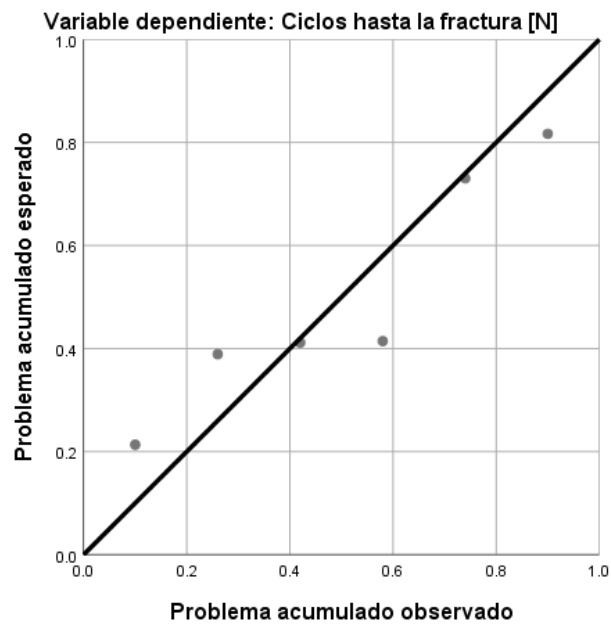
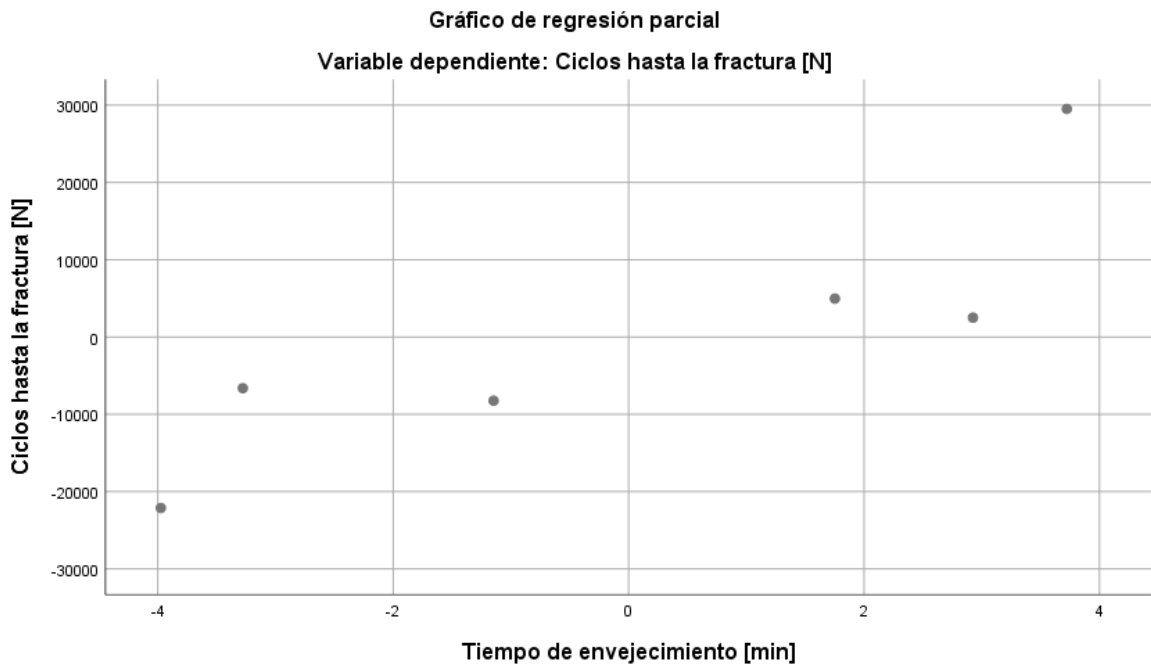
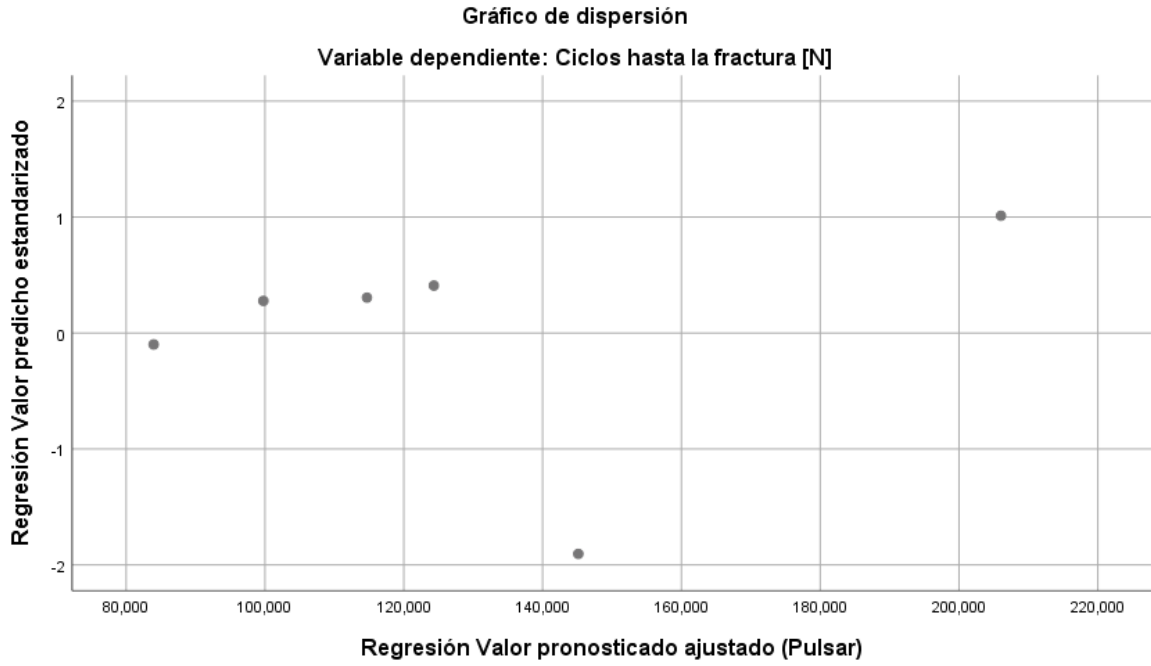
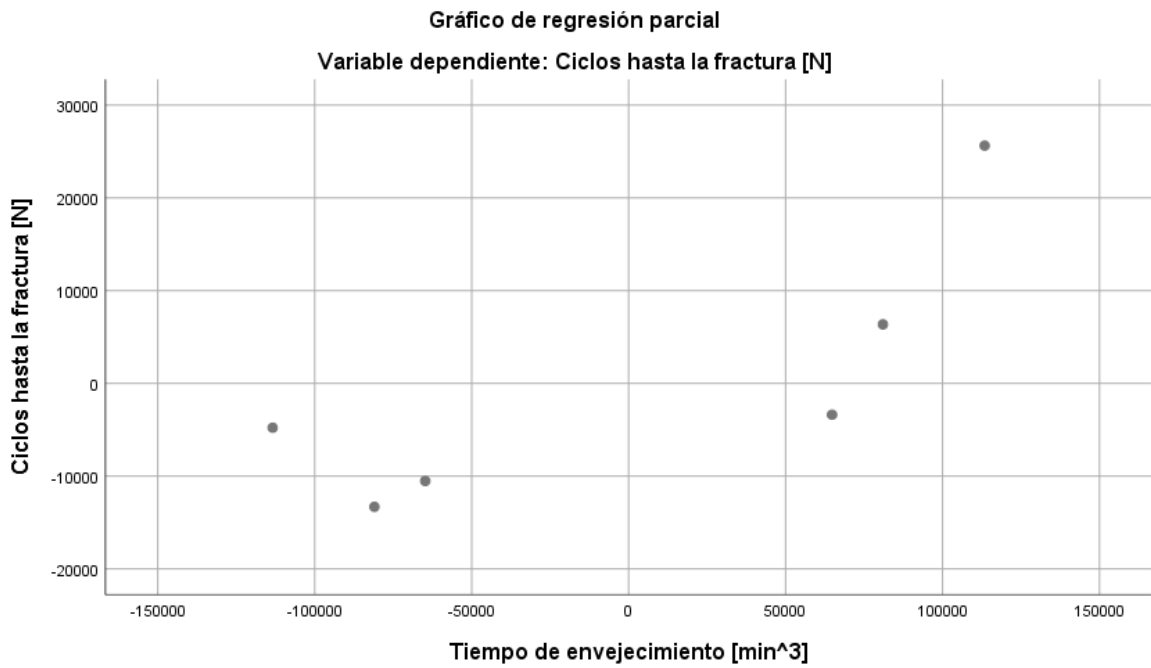
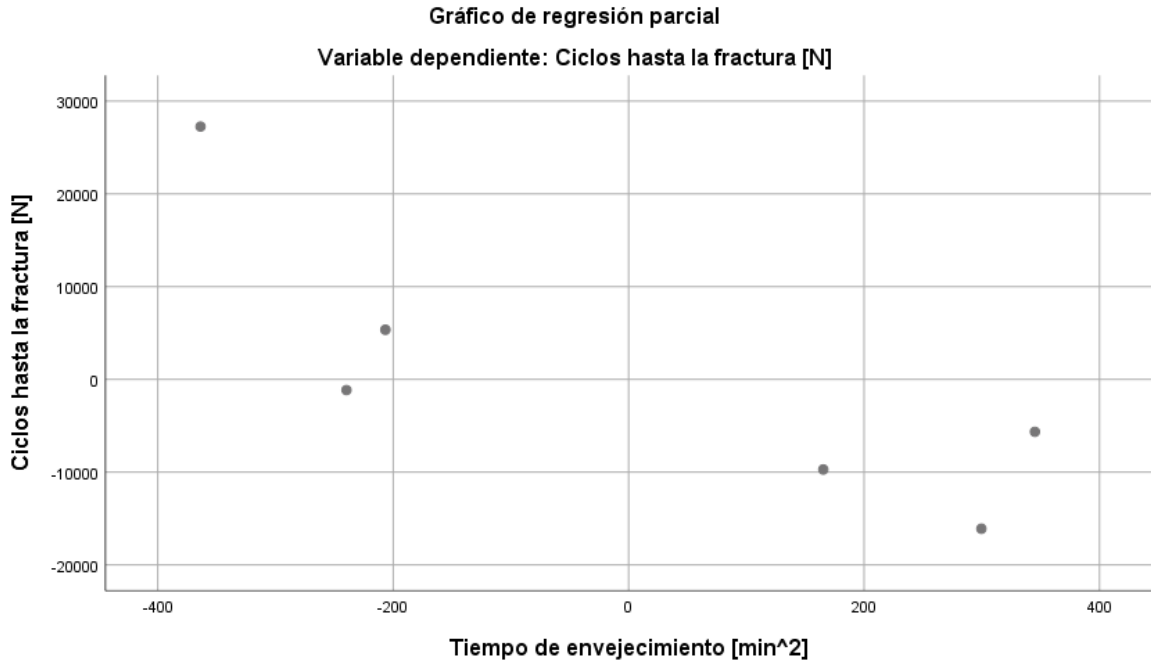


Gráfico P-P normal de regresión Residuo estandarizado







Regresión 2)

Estadísticos descriptivos

	Media	Desv. Desviación	N
Ciclos hasta la fractura [N]	80858.17	34000.975	6
Temperatura de envejecimiento [°C]	187.50	28.062	6
Temperatura de envejecimiento [°C ²]	35812.50	10541.356	6

Correlaciones

		Ciclos hasta la fractura [N]	Temperatura de envejecimiento [°C]	Temperatura de envejecimiento [°C ²]
Correlación de Pearson	Ciclos hasta la fractura [N]	1.000	.228	.177
	Temperatura de envejecimiento [°C]	.228	1.000	.998
	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	.177	.998	1.000
Sig. (unilateral)	Ciclos hasta la fractura [N]	.	.332	.369
	Temperatura de envejecimiento [°C]	.332	.	.000
	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	.369	.000	.
N	Ciclos hasta la fractura [N]	6	6	6
	Temperatura de envejecimiento [°C]	6	6	6
	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	6	6	6

Resumen del modelo^b

Modelo	R	R cuadrado	R cuadrado ajustado	Error estándar de la estimación	Estadísticos de cambio					
					Cambio en R cuadrado	Cambio en F	gl1	gl2	Sig. Cambio en F	Durbin-Watson
2	.890 ^a	.792	.654	20013.638	.792	5.716	2	3	.095	2.917

a. Predictores: (Constante), Temperatura de envejecimiento [°C²], Temperatura de envejecimiento [°C]

b. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

ANOVA^a

Modelo		Suma de cuadrados	gl	Media cuadrática	F	Sig.
2	Regresión	4578694585.45	2	2289347292.72	5.716	.095 ^b
		5	7			
	Residuo	1201637063.37	3	400545687.793		
		9				
	Total	5780331648.83	5			
		3				

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

b. Predictores: (Constante), Temperatura de envejecimiento [°C²], Temperatura de envejecimiento [°C]

Coefficientes^a

Modelo		Coefficients no estandarizados		Coefficients estandarizados	t	Sig.	95.0% intervalo de confianza para B		Correlaciones			Estadísticas de colinealidad		
		B	Desv. Error				Límite inferior	Límite superior	Orden cero	Parcial	Parte	Tolerancia	VIF	
		2	(Constante)	-1612444.929	505857.167		-3.188	.050	-3222308.202	-2581.656				
	Temperatura de envejecimiento [°C]	18119.109	5468.476	14.954	3.313	.045	715.977	35522.24	.228	.886	.872	.003	293.969	
	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	-47.582	14.558	-14.752	-3.268	.047	-93.911	-1.253	.177	-.884	-.860	.003	293.969	

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Correlaciones de coeficiente^a

Modelo			Temperatura de	Temperatura de
			envejecimiento	envejecimiento
			[°C ²]	[°C]
2	Correlaciones	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	1.000	-.998
		Temperatura de envejecimiento [°C]	-.998	1.000
	Covarianzas	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	211.929	-79473.351
		Temperatura de envejecimiento [°C]	-79473.351	29904232.421

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Diagnósticos de colinealidad^a

Modelo	Dimensión	Autovalor	Índice de condición	(Constante)	Proporciones de varianza	
					Temperatura de envejecimiento [°C]	Temperatura de envejecimiento [°C ²]
2	1	2.966	1.000	.00	.00	.00
	2	.034	9.303	.00	.00	.00
	3	4.130E-5	267.962	1.00	1.00	1.00

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Estadísticas de residuos^a

	Mínimo	Máximo	Media	Desv. Desviación	N
Valor pronosticado	34826.75	111476.34	80858.17	30261.178	6
Residuo	-20936.422	15157.629	.000	15502.497	6
Desv. Valor pronosticado	-1.521	1.012	.000	1.000	6
Desv. Residuo	-1.046	.757	.000	.775	6

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

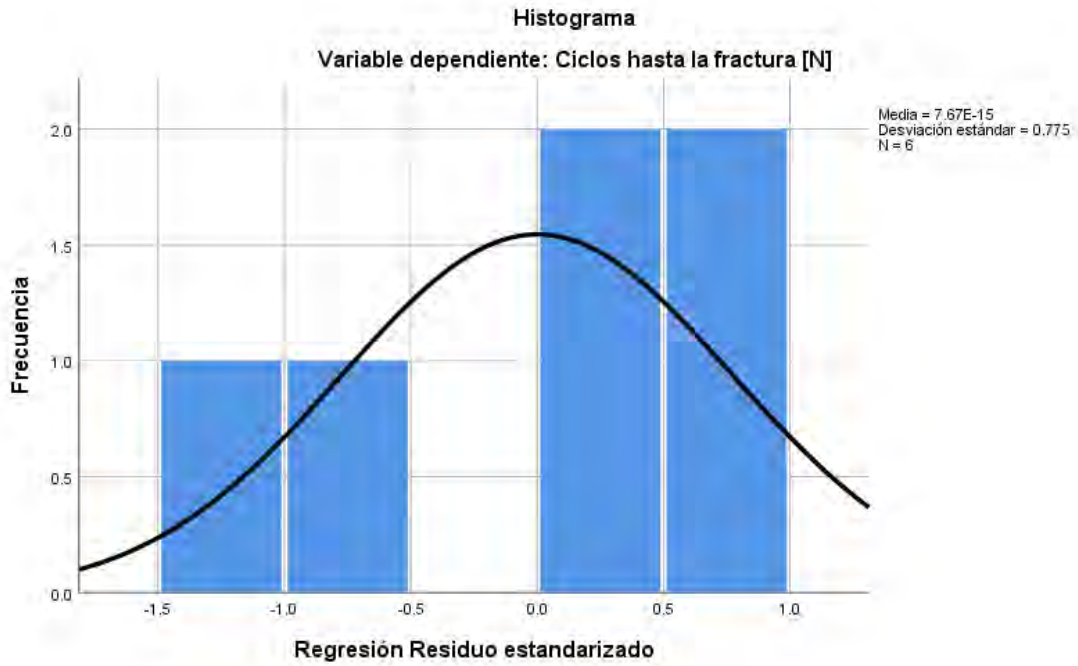
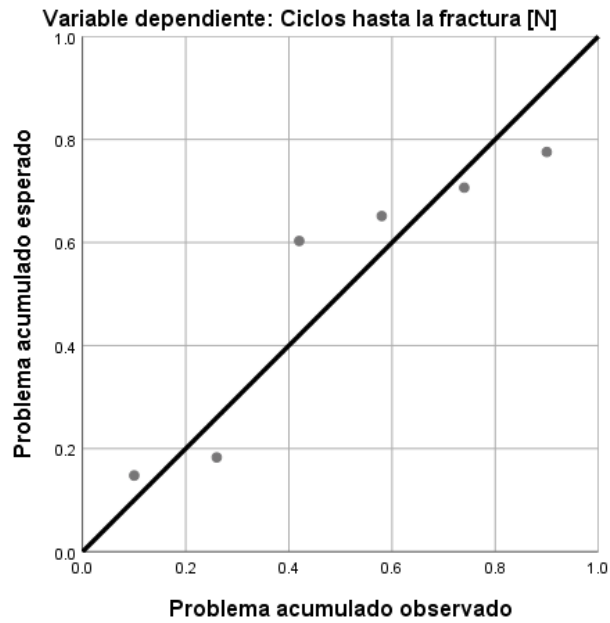
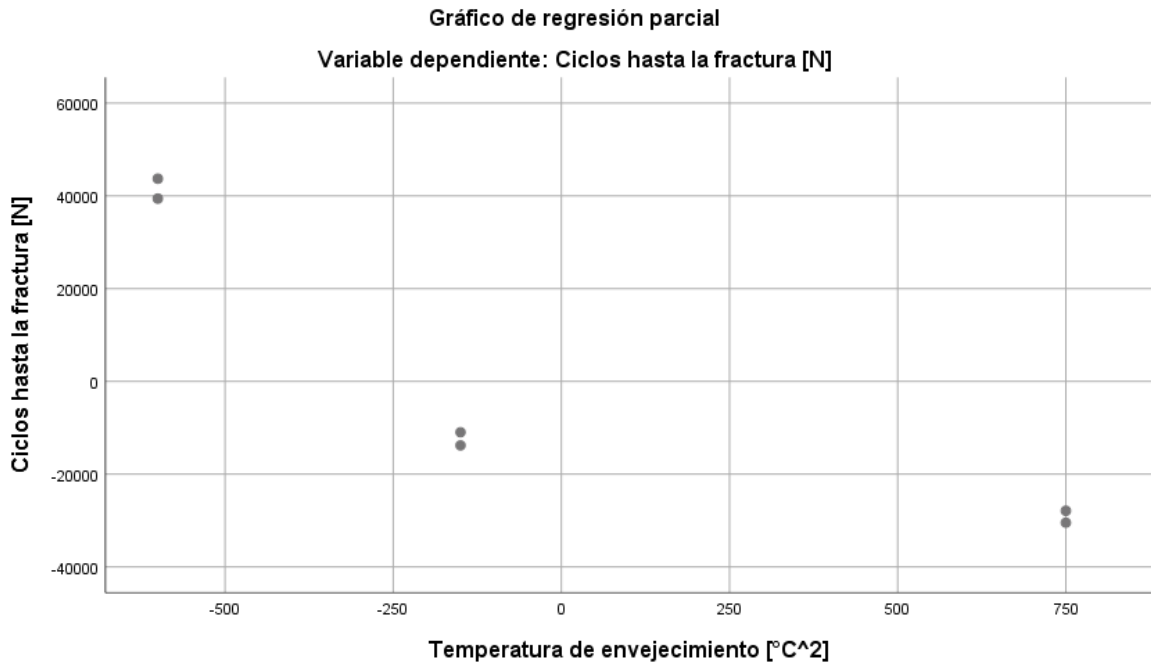
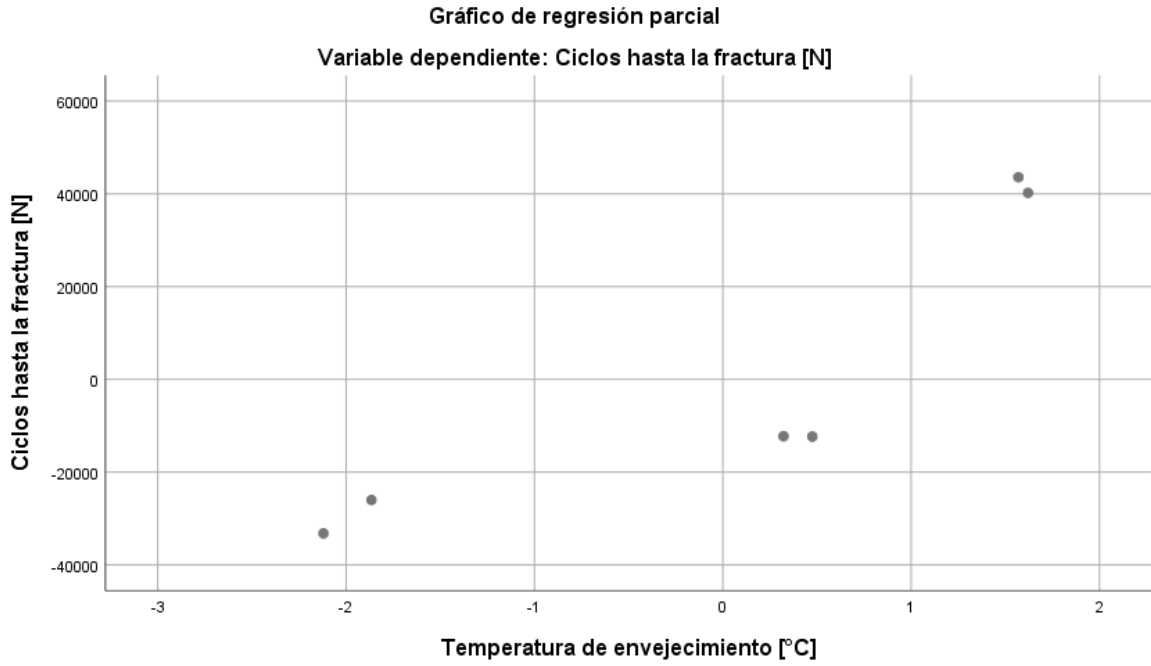


Gráfico P-P normal de regresión Residuo estandarizado





Regresión 3)

Estadísticos descriptivos

	Media	Desv. Desviación	N
Ciclos hasta la fractura [N]	92312.67	32345.735	12
Tiempo de envejecimiento [min]	112.50	38.642	12
Temperatura de envejecimiento [°C]	189.75	19.065	12
Tiempo de envejecimiento [min^2]	14025.00	8126.849	12
Temperatura de envejecimiento [°C^2]	36338.25	7128.164	12
(Tiempo)(Temperatura)	21330.00	7709.114	12

Correlaciones

		Ciclos hasta la fractura [N]	Tiempo de envejecimiento [min]	Temperatura de envejecimiento [°C]	Tiempo de envejecimiento [min^2]	Temperatura de envejecimiento [°C^2]	(Tiempo)(Temperatura)
Correlación de Pearson	Ciclos hasta la fractura [N]	1.000	.393	.206	.407	.154	.439
	Tiempo de envejecimiento [min]	.393	1.000	-.025	.967	-.016	.955
	Temperatura de envejecimiento [°C]	.206	-.025	1.000	-.006	.997	.273
	Tiempo de envejecimiento [min^2]	.407	.967	-.006	1.000	-.004	.929
	Temperatura de envejecimiento [°C^2]	.154	-.016	.997	-.004	1.000	.281
	(Tiempo)(Temperatura)	.439	.955	.273	.929	.281	1.000
Sig. (unilateral)	Ciclos hasta la fractura [N]	.	.103	.261	.095	.317	.077

	Tiempo de envejecimiento [min]	.103	.	.469	.000	.481	.000
	Temperatura de envejecimiento [°C]	.261	.469	.	.493	.000	.196
	Tiempo de envejecimiento [min^2]	.095	.000	.493	.	.495	.000
	Temperatura de envejecimiento [°C^2]	.317	.481	.000	.495	.	.188
	(Tiempo)(Temperatura)	.077	.000	.196	.000	.188	.
N	Ciclos hasta la fractura [N]	12	12	12	12	12	12
	Tiempo de envejecimiento [min]	12	12	12	12	12	12
	Temperatura de envejecimiento [°C]	12	12	12	12	12	12
	Tiempo de envejecimiento [min^2]	12	12	12	12	12	12
	Temperatura de envejecimiento [°C^2]	12	12	12	12	12	12
	(Tiempo)(Temperatura)	12	12	12	12	12	12

Resumen del modelo^b

Modelo	R	R cuadrado	R cuadrado ajustado	Error estándar de la estimación	Cambio en R cuadrado	Estadísticos de cambio			Sig. Cambio en F	Durbin-Watson
						Cambio en F	gl1	gl2		
3	.895 ^a	.801	.687	18098.032	.801	7.034	4	7	.013	2.975

a. Predictores: (Constante), (Tiempo)(Temperatura), Temperatura de envejecimiento [°C], Tiempo de envejecimiento [min^2], Temperatura de envejecimiento [°C^2]

b. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

ANOVA^a

Modelo		Suma de cuadrados	gl	Media cuadrática	F	Sig.
3	Regresión	9215940785.75	4	2303985196.43	7.034	.013 ^b
			7			

Residuo	2292771368.910	7	327538766.987		
Total	11508712154.667	11			

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

b. Predictores: (Constante), (Tiempo)(Temperatura), Temperatura de envejecimiento [°C], Tiempo de envejecimiento [min²], Temperatura de envejecimiento [°C²]

		Coeficientes ^a											
		Coeficientes no estandarizados		Coeficientes estandarizados			95.0% intervalo de confianza para B		Correlaciones			Estadísticas de colinealidad	
Modelo		B	Desv. Error	Beta	t	Sig.	Límite inferior	Límite superior	Orden	Parcial	Parte	Tolerancia	VIF
3	(Constante)	-1677806.683	375006.987		-4.474	.003	-2564557.30	-791056.06					
	Temperatura de envejecimiento [°C]	18670.047	4045.975	11.004	4.614	.002	9102.84	28237.26	.206	.868	.778	.005	199.83
	Tiempo de envejecimiento [min ²]	-3.321	2.847	-.834	-1.166	.282	-10.054	3.412	.407	-.41	-.197	.056	17.982
	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	-50.849	11.150	-11.206	-4.560	.003	-77.215	-24.484	.154	-.86	-.769	.005	212.14
	(Tiempo)(Temperatura)	5.712	3.143	1.361	1.817	.112	-1.721	13.144	.439	.566	.307	.051	19.718

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Variables excluidas^a

		Estadísticas de colinealidad						
Modelo	En beta	t	Sig.	Correlación parcial	Tolerancia	VIF	Tolerancia mínima	
3	Tiempo de envejecimiento [min]	.b000	.000	

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

b. Predictores en el modelo: (Constante), (Tiempo)(Temperatura), Temperatura de envejecimiento [°C], Tiempo de envejecimiento [min²], Temperatura de envejecimiento [°C²]

Correlaciones de coeficiente^a

Modelo		(Tiempo)(Temperatura)	Temperatura de envejecimiento [°C]	Tiempo de envejecimiento [min ²]	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	
3	Correlaciones	(Tiempo)(Temperatura)	1.000	.304	-.972	-.381
		Temperatura de envejecimiento [°C]	.304	1.000	-.289	-.994
		Tiempo de envejecimiento [min ²]	-.972	-.289	1.000	.364
		Temperatura de envejecimiento [°C ²]	-.381	-.994	.364	1.000
	Covarianzas	(Tiempo)(Temperatura)	9.879	3868.587	-8.697	-13.357
		Temperatura de envejecimiento [°C]	3868.587	16369912.295	-3327.509	-44851.588
		Tiempo de envejecimiento [min ²]	-8.697	-3327.509	8.107	11.552
		Temperatura de envejecimiento [°C ²]	-13.357	-44851.588	11.552	124.322

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Diagnósticos de colinealidad^a

Modelo	Dimensión	Autovalor	Índice de condición	(Constante)	Proporciones de varianza			
					Temperatura de envejecimiento [°C]	Tiempo de envejecimiento [min ²]	Temperatura de envejecimiento [°C ²]	(Tiempo)(Temperatura)
3	1	4.758	1.000	.00	.00	.00	.00	.00
	2	.218	4.667	.00	.00	.03	.00	.00
	3	.020	15.594	.00	.00	.02	.00	.03
	4	.004	36.466	.00	.00	.85	.01	.86
	5	3.021E-5	396.853	.99	1.00	.09	.99	.10

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

Estadísticas de residuos^a

	Mínimo	Máximo	Media	Desv. Desviación	N
Valor pronosticado	33578.38	122127.61	92312.67	28944.996	12
Residuo	-23294.451	27296.613	.000	14437.235	12
Desv. Valor pronosticado	-2.029	1.030	.000	1.000	12
Desv. Residuo	-1.287	1.508	.000	.798	12

a. Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

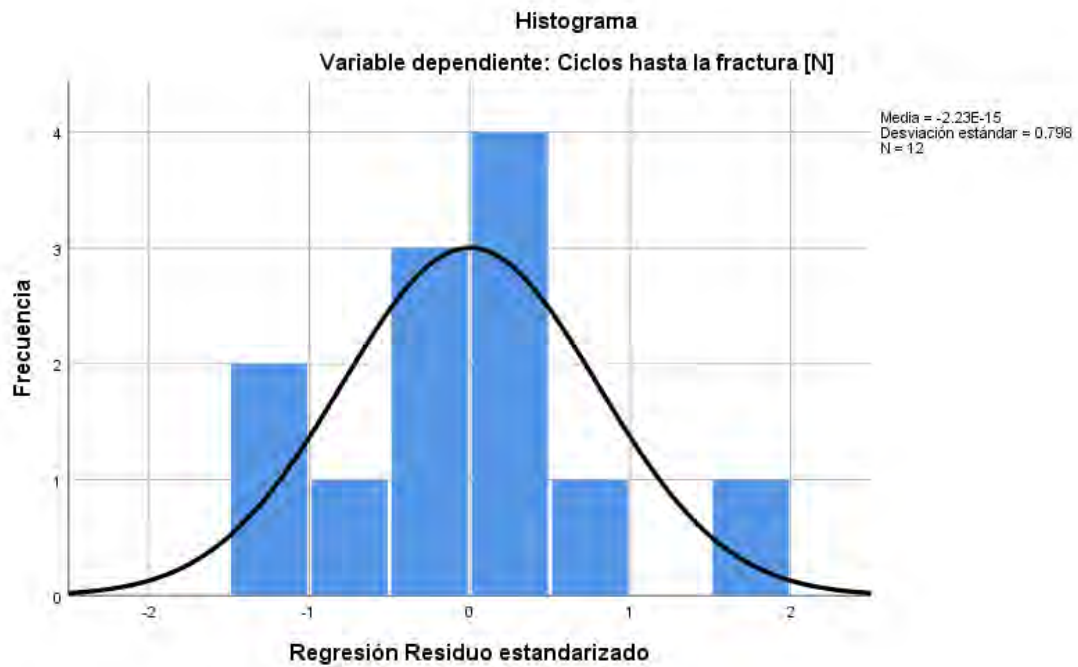


Gráfico P-P normal de regresión Residuo estandarizado

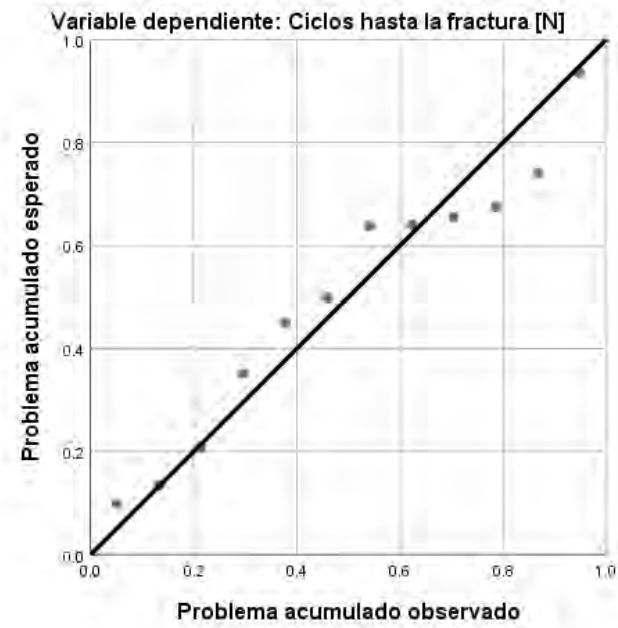
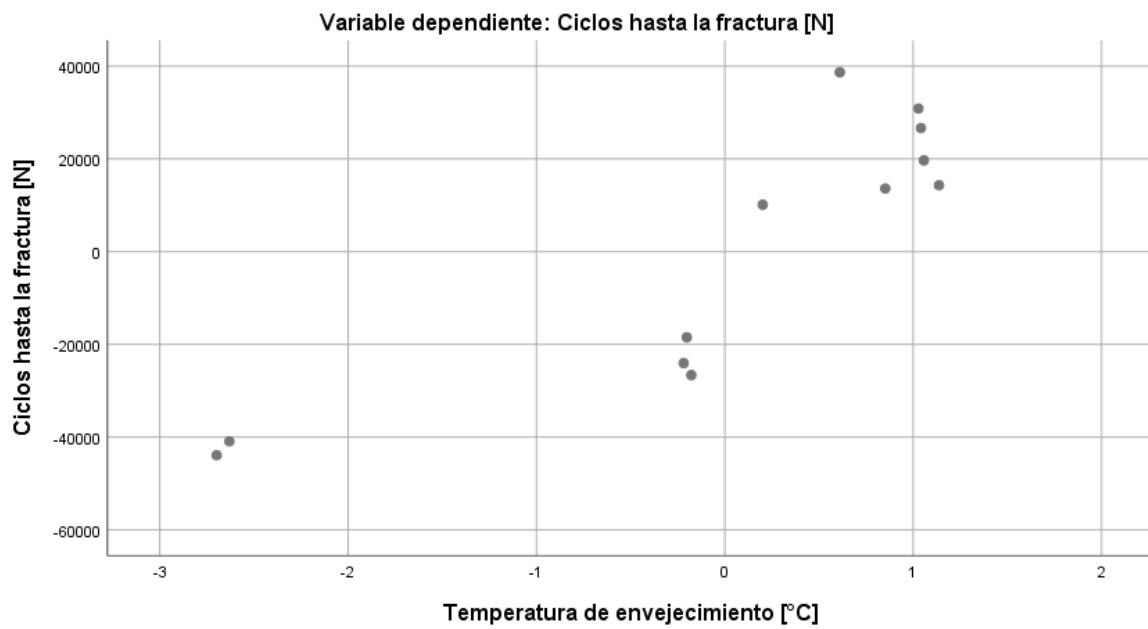


Gráfico de regresión parcial



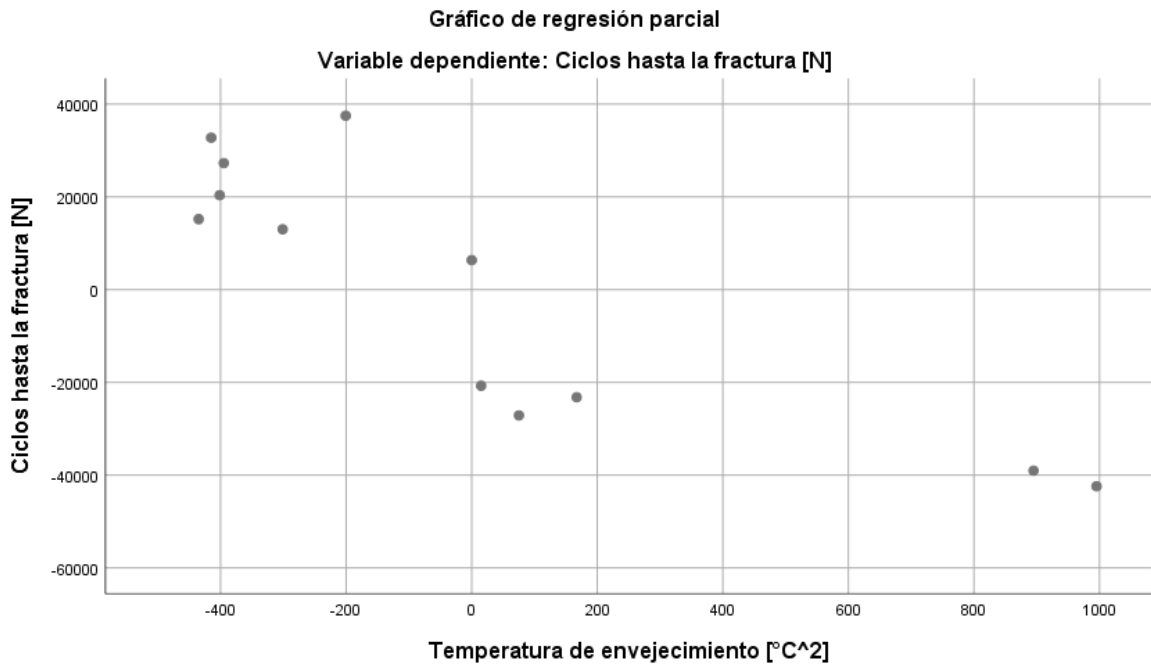
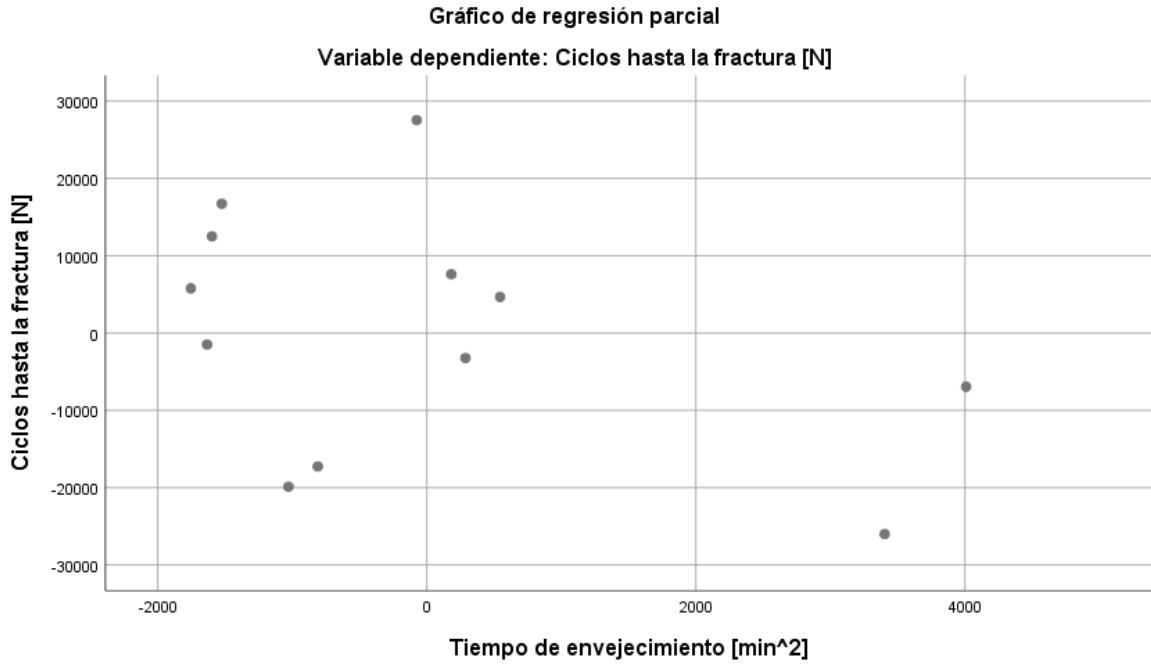


Gráfico de regresión parcial

Variable dependiente: Ciclos hasta la fractura [N]

