



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



**EVALUACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO
AA-6061 BAJO UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO
ARTIFICIAL PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C CON UN TIEMPO
DE ENVEJECIMIENTO DE 8 HORAS, SOMETIDA A UN MEDIO CORROSIVO
DE CLORURO DE SODIO (NaCl) A UNA CONCENTRACIÓN DEL 3%.**

Aguilera G. Franklin J.
Muñoz D. Guillermo A.

Valencia, Noviembre del 2008



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



**EVALUACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO
AA-6061 BAJO UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO
ARTIFICIAL PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C CON UN TIEMPO
DE ENVEJECIMIENTO DE 8 HORAS, SOMETIDA A UN MEDIO CORROSIVO
DE CLORURO DE SODIO (NaCl) A UNA CONCENTRACIÓN DEL 3%.**

**TRABAJO ESPECIAL DE GRADO PRESENTADO ANTE LA ILUSTRE
UNIVERSIDAD DE CARABOBO PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO
MECÁNICO.**

Aguilera G. Franklin J.
Muñoz D. Guillermo A.
Tutor: Ing. Eleazar Díaz

Valencia, Noviembre del 2008



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



CERTIFICADO DE APROBACIÓN

Los abajo firmantes, miembros del jurado asignado para estudiar el trabajo de grado titulado: **EVALUACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 BAJO UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C CON UN TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE 8 HORAS, SOMETIDA A UN MEDIO CORROSIVO DE CLORURO DE SODIO (NaCl) A UNA CONCENTRACIÓN DEL 3%**, realizado por los bachilleres, **Aguilera J. Franklin G. C.I.-18.168.572** y **Muñoz D. Guillermo A. C.I.-18.612.308**, hacemos constar que hemos revisado y aprobado dicho trabajo.

Tutor: Prof. Eleazar Díaz

Jurado: Prof. Laura Sáenz

Jurado: Prof. Gennifer Aparicio

Aguilera G. Franklin J.
Muñoz D. Guillermo A.

Valencia, Noviembre del 2008

DEDICATORIA

A mi MADRE que adoro, cuyo amor tan grande y entusiasmo nunca dejo de existir, su cariño nunca me faltó y sus consejos me fueron fundamentales para ser la persona que ahora soy. A mi PAPÁ y mi hermana que nunca me faltaron en ningún momento. A toda mi Familia!!!

Franklin Jesús Aguilera González

A mis padres Flora y Elkin...

A mi hermana Beatriz...

A mi familia...

A todas la personas que me han ayudado a lo largo de mi vida...

Guillermo Arturo Muñoz Domínguez

AGRADECIMIENTOS

Es un poco difícil redactar en un pequeño espacio los agradecimientos que tengo que dar a todos los seres queridos que tengo en mi vida pero primordialmente quiero agradecer a DIOS por haberme ayudado a lograr todo lo que me propongo a lo largo de toda mi carrera y mi vida. *Todo lo Puedo en Cristo que me fortalece (filipenses 4:13)*

A mi familia, a mi MAMÁ por el apoyo y el amor incondicional que lleno mi corazón, mi mente y mi vida, ayudándome a superar cualquier obstáculo que estuviera en mi camino y a crecer como persona. A mi PAPÁ por el gran ánimo que siempre evitó que bajara la guardia y enseñarme todos los valores y principios que tengo y que nunca olvidaré. A mi hermana por soportarme y por su mundo de conocimientos y recomendaciones que siempre están a mi disposición. MAMA, PAPA y HERMANA: Ejemplos a seguir en mi vida, LOS AMO.

A mi tía Mery por su cariño y sus oraciones que se que sin ellas no hubiese cumplido ninguno de mis metas. A mi abuela por su amor y sus cuidados desde mi niñez y que creo que nunca dejarán de estar conmigo. A mis tíos: Adalis: que se que cuento con ella para lo que necesite, mi tía Chichi, mi tía Nena y mi padrino Youben que siempre me apoyan. A todos mis primos y familiares que dejé de nombrar pero que sé que cuento con ellos en cualquier momento. Los quiero y los tengo en mi corazón a todos... GRACIAS!!!

A mis amigos: Rafael, Guillermo, Mariale, Maria Luisa y Mariolga que siempre me tomaron en cuenta y que nunca me defraudaron, los quiero de todo corazón, y a todos mis demás panas y compañeros que de alguna manera u otra me apoyaron en toda mi carrera y/o en mi vida, que si me pongo a nombrarlos a todos ahorita creo que no me alcanzaran las hojas ni el tiempo para no olvidar a ninguno.

Al Profesor David Ojeda y a la Profesora Brizeida, también ejemplos a seguir, cuyo mar de sabiduría y consejos llenaron mi ser de conocimientos y principios. Al profesor Eleazar Diaz por su ayuda brindada en cualquier momento y al resto de los profesores y personal de la Escuela de Ingeniería mecánica.

Gracias a todos..!!!

Franklin Jesús Aguilera González

AGRADECIMIENTOS

Esto es para las personas que me han ayudado a lo largo de mi vida... mi madre Flora María Domínguez Medina, quien me ha enseñado a abrir mi mente y abstraer mis pensamientos, y que con su amor incomparable me ha cuidado y ayudado incluso antes de nacer... mi padre Elkin José Muñoz Percy, quien ha dedicado su vida a darnos a mi hermana y a mi todas las oportunidades y facilidades para que logremos nuestras metas... y gracias a ambos por hacerme quien soy y por ser los mejores padres que existen... mi hermana Beatriz Elena Muñoz Domínguez, quien fue mi primera amiga... y enemiga :) ... a mi abuela Ayeya, quien me cuidó y aguantó hasta que tuve edad suficiente para quedarme solo en mi casa... mi Abuelita y Abuelito quienes me enseñaron entre otras cosas, a que el trabajo y la constancia son los únicos que te garantizan el éxito... a toda mi familia, ya que la diversidad de “personajes” que la conforman, me han hecho aprender algunas cosas muy importantes... mis amigos del colegio quienes son más hermanos que amigos entre los cuales está mi compañero de tesis Franklin... a mis compañeros de la universidad quienes me acompañaron y ayudaron a lo largo de estos cinco años... a el Profesor Romero “El Francés” quien creo fue mi mejor profesor en la universidad, ya que no solo se limitó a dictar buenas clases si no a abrir nuestras mentes... Al Profesor Eleazar Díaz por guiarnos en la elaboración del trabajo... a mi país Venezuela que me dio a ver muchas cosas importantes... y por ultimo y sin duda no menos importante... a ella, Ingrid Olivares, con quien veo todo mi futuro... par de tontos por siempre! :) ...

Gracias a todos...

Guillermo Arturo Muñoz Domínguez

ÍNDICE GENERAL

	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I.....	3
EL PROBLEMA	3
1.1 Planteamiento del Problema.....	3
1.2 Objetivos de la Investigación	4
1.2.1 Objetivo General	4
1.2.2 Objetivos Específicos.....	4
1.3 Justificación	5
1.4 Limitaciones	5
1.5 Delimitaciones	6
CAPÍTULO II	7
MARCO TEORICO	7
2.1 Antecedentes de la investigación.....	7
2.2 Bases Teóricas	15
2.2.1 Aleaciones de Aluminio.....	15
2.2.2 Tratamiento Térmico.....	18
2.2.3 Edurecimiento por Envejecimiento.....	19
2.2.4 Fatiga.....	24
2.2.5 Factores que afectan la vida a la fatiga	31
2.2.5 Corrosión.....	35
2.2.6 Corrosión del Aluminio	36
2.2.7 Fractografía	37

CAPÍTULO III	41
MARCO METODOLÓGICO	41
3.1 Procedimiento de la Investigación	41
3.1.1 Revisión Bibliografica	41
3.1.2 Mecanizado de Probetas.....	41
3.1.3 Análisis Químico	42
3.1.4 Tratamiento Térmico.....	42
3.1.5 Análisis Microscópico de Material	45
3.1.6 Ensayo de tracción.	47
3.1.7 Medición y Control de la Rugosidad Superficial.....	50
3.1.8 Ensayo de fatiga.....	51
3.1.9 Determinación de la dureza superficial.....	52
3.1.10 Corte de probetas para muestrars de fractografía.....	53
3.1.11 Análisis Fractográfico de la Superficie de Rotura	53
3.1.12 Flujograma de Actividades	55
CAPÍTULO IV	56
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS	56
4.1 Análisis Químico del Material	56
4.2 Tratamiento Térmico	57
4.3 Análisis Microscópico del Material	58
4.4 Ensayo de Tracción	61
4.5 Ensayo de Dureza	63
4.6 Medición de Rugosidad Superficial	64
4.7 Ensayo de Fatiga	66
4.8 Evaluación de la Superficie de Fractura	76

4.8 Analogía Obtenida en los Diferentes Ensayos para la Aleación de Aluminio	
AA-6061.	85
CONCLUSIONES.....	89
RECOMENDACIONES.....	91
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92
GLOSARIO DE TÉRMINOS.....	95
ANEXOS	97

ÍNDICE DE TABLAS

	Pág.
Tabla II.1. Aleaciones para forja tratables térmicamente.....	16
Tabla II.2. Composición química de la aleación AA-6061.....	16
Tabla II.3. Rango de temperatura de solubilización y envejecimiento .	18
Tabla II.4. Dureza de la aleación AA-6061 con solubilización a 560°C/2h y envejecidas a 175°C.....	24
Tabla IV.1. Composición química.....	56
Tabla IV.2. Rango de temperatura de solubilización y envejecimiento para la aleación estudiada.....	57
Tabla IV.3. Porcentaje de precipitados observados en la microestructura.....	61
Tabla IV.4. Comparación de valores obtenidos en los ensayos de tracción.....	62
Tabla IV.5. Valores de dureza para las distintas muestras.....	64
Tabla IV.6. Rugosidad obtenida en probetas envejecidas a 167°C.....	65
Tabla IV.7. Rugosidad obtenida en probetas envejecidas a 177°C.....	65
Tabla IV.8. Resultados de los ensayos de fatiga bajo medio acuoso de NaCl al 3% de probetas envejecidas a 167°C durante 8 horas.....	67
Tabla IV.9. Resultados de los ensayos de fatiga bajo medio acuoso de NaCl al 3% de probetas envejecidas a 177°C durante 8 horas.....	68
Tabla IV.10. Resultados de los ensayos de fatiga de probetas solubilizadas durante 2 horas	73
Tabla IV.11. Comparación del número de ciclos vs. Esfuerzo respecto a la condición original	74
Tabla IV.12. Selección de muestras para estudio de fractografía	76
Tabla IV.13. Comparación de valores obtenidos en los ensayos	86
Tabla IV.14. Comparación de valores obtenidos la fractografía	86

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura II.1. Diagrama de fase Al- Mg ₂ Si.....	17
Figura II.2. Esquema del Proceso de Envejecimiento.....	21
Figura II.3. Efectos de la Temperatura y del Tiempo de envejecimiento sobre la resistencia a la fatiga de una aleación Al-4%Cu	23
Figura II.4. Variación de la tensión con el tiempo.....	25
Figura II.5. Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos.....	28
Figura II.6. Curvas S-N de probabilidad de rotura por fatiga.....	29
Figura II.7. Influencia de la tensión σ_m sobre la curva S-N del comportamiento a fatiga.....	32
Figura III.1. Dimensiones de la probeta para ensayo de tracción según norma ASTM-B 557M.....	41
Figura III.2. Dimensiones de la probeta para ensayo de fatiga según norma ASTM E606.....	42
Figura III.3. Secuencia de tratamiento térmico aplicado a la aleación AA-6061.....	45
Figura III.4. Horno para tratamiento térmico.....	45
Figura III.5. Microscopio Óptico utilizado.....	47
Figura III.6. Máquina para ensayos de tracción.....	48
Figura III.7. Ejemplo de obtención del esfuerzo de fluencia.....	49
Figura III.8. Probeta montada en el torno paralelo.....	50
Figura III.9. Rugosímetro.....	50
Figura III.10. Máquina para ensayos de fatiga.....	52
Figura III.11. Durómetro.....	53
Figura III.12. Microscopio electrónico de barrido.....	54
Figura III.13. Flujograma de actividades realizadas.....	55
Figura IV.1. Temperaturas registradas por la termocupla para envejecimiento artificial a 167°C por 8 horas.....	58

	Pág.
Figura IV.2. Temperaturas registradas por la termocupla para envejecimiento artificial a 177°C por 8 horas.....	58
Figura IV.3. Probetas envejecidas a 167°C 1000X (a) y 177°C 1000X (b); y 167°C 1000X (c) y 177°C 1000X (d) en contraste.....	59
Figura IV.4. Probetas condición original 1000X (a) y solubilizada (b) 1000X; y condición original 1000X (c) y solubilizada 1000X (d) en contraste....	60
Figura IV.5. Curvas obtenidas en el ensayo de tracción.....	62
Figura IV.6. Gráfica de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 167°C durante 8 horas.....	69
Figura IV.7. Gráfica de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 177°C durante 8 horas.....	70
Figura IV.8. Gráfica linealizada de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 167°C durante 8 horas.....	71
Figura IV.9. Gráfica linealizada de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 177°C durante 8 horas.....	72
Figura IV.10. Comparación gráfica de las condiciones estudiadas.....	73
Figura IV.11: Comparación gráfica de las condiciones estudiadas en escala logarítmica.....	74
Figura IV.12. Comparación del número de ciclos vs. esfuerzo.....	75
Figura IV.13. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 177°C y 8 horas. (a) ensayada a bajas cargas. (b) ensayada a altas cargas.....	76
Figura IV.14. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 177°C y 8 horas con contraste. (a) ensayada a bajas cargas. (b) ensayada a altas cargas.....	77

Pág.

Figura IV.15. Foto microscópica a 200X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo.....	78
Figura IV.16. Foto microscópica a 30X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo.....	79
Figura IV.17. Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo con análisis químico.....	79
Figura IV.18. Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a bajo esfuerzo.....	80
Figura IV.19. Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a bajo esfuerzo.....	81
Figura IV.20. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C y 8 horas. (a) Ensayada a bajo esfuerzo y (b) ensayada a alto esfuerzo.....	81
Figura IV.21. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C y 8 horas con contraste. (a) Ensayada a bajo esfuerzo y (b) ensayada a alto esfuerzo.....	82
Figura IV.22. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8 horas y sometidas a alto esfuerzo.....	82
Figura IV.23. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8 horas. (a)Bajo esfuerzo, (b) alto esfuerzo.....	84
Figura IV.24. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8 horas y a bajo esfuerzo.....	84
Figura IV.25. Foto microscópica a 1500X de probeta envejecida a 167°C sometida a alto esfuerzo con análisis químico.....	85
Figura IV.26. Comparación de resultados.....	87



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



EVALUACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 BAJO UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C CON UN TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE 8 HORAS, SOMETIDA A UN MEDIO CORROSIVO DE CLORURO DE SODIO (NaCl) A UNA CONCENTRACIÓN DEL 3%.

Aguilera G. Franklin J.

Muñoz D. Guillermo A.

Tutor: Ing. Eleazar Díaz

Noviembre del 2008

RESUMEN

El objetivo principal de esta investigación es la evaluación de la resistencia a la fatiga bajo un medio acuoso NaCl al 3% de la aleación de aluminio AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C y 177°C durante 8 horas. Se utilizaron barras cilíndricas extruidas de media pulgada de diámetro y mecanizadas según las normas ASTM B577 para tracción (7 probetas) y ASTM E606 para fatiga (65 probetas). Se realizaron ensayos de tracción para conseguir el esfuerzo de fluencia y con estos evaluar el comportamiento del material con los ensayos de fatiga. Adicionalmente se realizó un ensayo de dureza y un estudio de fractografía y se analizaron todos los resultados en conjunto para cada condición. Se obtuvo que para los ensayos de fatiga no se tiene una diferencia notable entre las dos condiciones de envejecimiento estudiadas, pero sí mejora esta propiedad significativamente en estas condiciones en relación a la curva del material en condición original. Se recomienda evaluar la resistencia a la fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% bajo las mismas temperaturas de envejecimiento pero con otros tiempos para así determinar de manera más acertada el comportamiento de la aleación AA-6061; además de evaluar la misma aleación para condiciones del material solubilizado también con medio corrosivo.

Palabras Claves:

Aleación de aluminio AA-6061, Fatiga, Propiedades Mecánicas, Envejecimiento, Esfuerzo de fluencia, Mecanismo de Fractura, Fractografía.

INTRODUCCIÓN

El aluminio es uno de los materiales más abundantes sobre la faz de la tierra y sus propiedades mecánicas son muy favorables y gracias a su baja densidad, además de su alta resistencia a la corrosión; siendo uno de los más seleccionados para el diseño en ingeniería; disciplina en la cual las exigencias se hacen cada vez mayores para las diferentes aplicaciones y la selección del material representa un factor determinante para alcanzar un mejor desempeño.

El aluminio es ampliamente utilizado en diferentes aplicaciones, en las cuales este está sometido a cargas cíclicas. Normalmente las fallas por fatiga son las causantes de muchos de los accidentes, lo cual genera incertidumbre acerca de este fenómeno tan difícil de comprender. Para solventar parcialmente esta dificultad, se presenta a continuación el estudio de la resistencia del aluminio bajo condiciones de envejecimiento y corrosión, específicamente se pretende evaluar la vida a fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 bajo un tratamiento térmico de envejecimiento artificial para las temperaturas de 167°C y 177°C con un tiempo de envejecimiento de 8 horas, sometida a un medio corrosivo de cloruro de sodio (NaCl) a una concentración del 3%.

El desarrollo de la presente investigación, facilita los criterios de selección del aluminio para diferentes aplicaciones, ya que las variables en los ensayos son altamente controladas para concluir de manera precisa acerca de los resultados obtenidos a la vez que contribuye con los estudios realizados por la línea de investigación de Comportamiento Mecánico de los Materiales, del Departamento

de Materiales y Procesos de Fabricación de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo y forma parte de un compendio de estudios afines que se están llevando a cabo.

CAPÍTULO I

EL PROBLEMA

1.1 Planteamiento del Problema.

Las propiedades mecánicas de los materiales han sido siempre motivo de estudio con el propósito de comprender el comportamiento de los mismos bajo diferentes condiciones, y de esta manera lograr la selección más apropiada para alcanzar un alto desempeño en la aplicación planteada. Por ello, comprender la caracterización de los materiales a utilizar en aplicaciones tecnológicas representa un factor limitante en el avance de las mismas, ya que estas evolucionan rápidamente y se detienen por la carencia de información precisa acerca de los materiales.

La fatiga se refiere a un fenómeno en el cual la ruptura de los materiales se produce bajo cargas cíclicas, es un proceso difícil de comprender debido a la gran cantidad de variables involucradas. La falla por fatiga de los materiales se produce por el inicio de una micro grieta y su propagación, la cual llega a alcanzar una dimensión crítica generando la ruptura del material [Callister, 1995].

El aluminio es un metal de baja densidad y de resistencia aceptable, en relación a su peso, además de su alta resistencia a la corrosión hace que tenga un amplio rango de aplicaciones en ingeniería. Existen dos métodos principales para aumentar la resistencia y la dureza de una aleación dada: trabajo en frío o tratamiento térmico. El proceso de tratamiento térmico más importante para aleaciones no ferrosas es el endurecido por envejecimiento o por precipitación, el cual tiene como objetivo principal aumentar la resistencia. La aleación AA 6061, es una aleación de aluminio para forja, tratable térmicamente cuyo contenido en magnesio y silicio

permite el endurecimiento por precipitación [Askeland, 2006]. Esta aleación tiene menor resistencia a la tracción que las aleaciones de aluminio cobre endurecidas por tratamiento térmico; sin embargo una vez tratada térmicamente tiene una mayor ductilidad.

Dado lo anterior, se plantea el estudio de la aleación AA 6061 en régimen fatiga considerando condiciones específicas de envejecimiento artificial y adicionalmente sometiendo la misma a un medio corrosivo de cloruro de sodio, con el fin de proporcionar una mayor comprensión de su comportamiento en dicho estado, y así disponer de suficiente información para aplicaciones o investigaciones futuras.

1.2 Objetivos de la Investigación.

1.2.1 Objetivo General.

- Evaluar la vida a fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 bajo un tratamiento térmico de envejecimiento artificial para las temperaturas de 167°C y 177°C con un tiempo de envejecimiento de 8 horas, sometida a un medio corrosivo de cloruro de sodio (NaCl) a una concentración del 3%.

1.2.2 Objetivos Específicos.

- Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 envejecida artificialmente bajo condiciones específicas (para 167°C y 177°C con 8 horas de permanencia en el horno) mediante la elaboración de gráficas esfuerzo-ciclo (gráficas de fatiga) de este material.

- Analizar la microscopía de aleación de aluminio AA-6061 en condiciones de envejecimiento artificialmente (para 167°C y 177°C con 8 horas de permanencia en el horno), condición solubilizada y condición original.
- Examinar la superficie de ruptura (fractografía) de las probetas ensayadas a fatiga haciendo uso de un microscopio electrónico de barrido (MEB).
- Relacionar y comparar los resultados obtenidos en el estudio de fatiga con los análisis de fractografía, tracción y microscopía.

1.3 Justificación

El estudio de la vida a fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 complementa la información conocida acerca de este material, facilitando criterios de selección del mismo para diferentes aplicaciones, ya que las variables en los ensayos serán altamente controladas para así concluir de manera precisa acerca de los resultados obtenidos. El desarrollo de la presente investigación contribuye con los estudios realizados por la línea de investigación de Comportamiento Mecánico de los Materiales, del Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo y forma parte de un compendio de estudios afines que se están llevando a cabo.

1.4 Limitaciones.

- La disposición para el uso de la máquina de ensayos de fatiga y la máquina de ensayos de tracción (GALDABINI) del Laboratorio de Materiales del Departamento de materiales y procesos de fabricación de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo, además de los equipos para la realización del estudio microscópico de las probetas.

- La disposición del microscopio electrónico de barrido (MEB) de la Fundación para el Desarrollo y Asesoría Tecnológica (FUNDATEC) sede del Instituto Universitario de Tecnología, para la realización del análisis fractográfico.

1.5 Delimitaciones.

- Sólo se realizarán los ensayos de fatiga a sesenta (60) probetas mecanizadas según norma.
- El medio corrosivo será exclusivamente una solución de cloruro de sodio (NaCl) suministrada a la probeta durante el ensayo a una concentración del 3%
- Las probetas a ensayar únicamente estarán en dos condiciones de envejecimiento (dos temperaturas diferentes) pero un mismo tiempo de estadía en el horno.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO

2.1 Antecedentes de la investigación.

1. [C. Durán, 2007]. **EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO, APLICADO A UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 SOBRE SUS PROPIEDADES MECÁNICAS.**

La base del trabajo de investigación fue analizar el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio AA-6061, donde la etapa de envejecimiento artificial se hizo a una temperatura dada y durante cuatro (4) períodos de tiempo distintos.

Se evidenció que el material se hace altamente dúctil en un corto tiempo de permanencia en el horno, y el mismo tiende a aumentar su fragilidad a medida que este tiempo es mayor, de la misma manera ocurre con la dureza. Respecto a la absorción de energía por impacto, se observó un máximo en la condición de envejecimiento a una (1) hora.

2. [L. Ceschini, 2005] **CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA OBTENIDA DE JUNTAS SOLDADAS MEDIANTE SOLDADURA POR FRICCIÓN DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA6061/20%VOL AL₂O₃P.**

El estudio de las características mecánicas de la aleación de aluminio AA6061 con 20% de Oxido de aluminio (Al_2O_3) fue el objeto de esta investigación, aplicando principalmente a uniones o juntas soldadas con el método de soldadura por fricción. Su investigación se basó en ensayos de tracción, fatiga y el análisis fractográfico de probetas de este material en condiciones soldadas y en condiciones estándar. Entre sus conclusiones comentan que el esfuerzo último de las probetas soldadas disminuyó un 28% mientras que la alargamiento a la fractura aumentó alrededor del 64%, también comentan que la resistencia a la fatiga de las probetas con juntas de soldadura disminuyen hasta 10 veces con respecto a las de material base.

3. [F. Correa, 2006]. **ESTUDIO DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE LA ALEACIÓN AA-6061 BAJO UN MEDIO ACUOSO CON NaCl AL 3%.**

El objeto de este trabajo de investigación fue analizar la resistencia a la fatiga y corrosión-fatiga de la aleación de aluminio AA-6061, en condiciones de flexión rotativa en un medio acuoso. Se realizaron los ensayos en un medio inerte y en un ambiente corrosivo, con una variación de carga del 100% al 30% del esfuerzo de fluencia; obteniéndose así las relaciones esfuerzo-número de ciclos.

Se realizó un análisis de las superficies fracturadas y secciones transversales de estas, con el fin de caracterizar el mecanismo de fractura presentes. Por otra parte los ensayos de corrosión-fatiga muestran que el avance de la grieta no es normal al esfuerzo de tensión. La vida a la fatiga en ambas condiciones es mayor a bajos esfuerzos, siendo mayor en el medio inerte.

4. [X. Neumeyer, 2006]. **PROPIEDADES DE FATIGA DE LAS ALEACIONES AA6061 Y AA7075 DE BARRAS EXTRUIDAS DESPUÉS DE UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE REGRESIÓN Y TERMO-MECÁNICO.**

En ésta investigación la evaluación de las propiedades de las aleaciones de aluminio AA6061 y AA7075 bajo ciertas condiciones fue su objetivo principal, estudiando barras extruidas tratadas bajo el método de tratamiento térmico por regresión y termomecánico. Las probetas antes de ser ensayadas fueron sometidas a cargas de compresión longitudinal y transversal, realizando ensayos de tracción y de fatiga obteniendo resultados bastante tangibles para posteriores investigaciones. Dentro de sus conclusiones más relevantes comentan que se obtuvo mejoras en la vida de la fatiga (resistencia a mayor número de ciclos) con los dos tratamientos térmicos y que dependiendo del tipo y la calidad de la extrusión que se le realice al material se pueden obtener mejores rendimientos en el mismo que los obtenidos en esta investigación.

5. [M. Forn, 2002]. **OPTIMIZACIÓN DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO EN MATERIALES COMPUESTOS BASE ALUMINIO.**

En este estudio el objetivo principal fue optimizar los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento en las aleaciones de aluminio 6061 reforzadas con partículas de óxido de aluminio realizando tratamientos de puesta en solución para distintas condiciones de temperatura y tiempo y posteriores tratamientos de envejecimiento artificial. Adicionalmente con la ayuda de técnicas de DSC (calorimetría diferencial de barrido) estudiaron la evolución de los precipitados durante un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Pudieron concluir que el máximo endurecimiento en la aleación de aluminio 6061 se logra alcanzar entre 6 y 10 horas para una temperatura de envejecimiento de

175°C y que en el material compuesto de aluminio 6061 reforzado con partículas de Al_2O_3 éste se alcanza las 3 horas bajo las mismas condiciones de tratamiento.

6. [B.F. Jogi, 2008]. **ALGUNOS ESTUDIOS ACERCA DEL CRECIMIENTO DE LA GRIETA FORMADA POR FATIGA EN EL ALUMINIO 6061.**

En este informe, las propiedades de resistencia a la tracción AA 6061 se determinaron como información básica para la realización de los ensayos de fatiga. Para esto se utilizó una máquina de ensayos de tracción servo hidráulica de 50kN. Para los ensayos de fatiga se utilizaron probetas de tensión compacta (CT por sus siglas en inglés) bajo la norma ASTM y con la ayuda de un programa de computación se obtuvo el gráfico de la tasa de crecimiento de la grieta de fatiga. Para terminar, observaron la superficie de fractura, donde las estriaciones por fracturas dúctiles y cierta cantidad de dimples se pudieron ver, además de grietas generadas por cavidades existentes en el material. Entre sus conclusiones comentan acerca de la resistencia al crecimiento de la grieta el cual resultó ser mayor que la de los compuestos, además se encontró que la vida de a fatiga de las aleaciones reforzadas son diez veces mas bajas que las de la aleación AA 6061. También concluyeron que para la aleación AA6061 puede ser un potencial candidato para el uso en los sectores automovilístico y aeroespacial donde la combinación de altos esfuerzos, peso reducido y las capacidades de retención de la grieta podrían contribuir en el diseño estructural de los mismos.

7. [S. Ishihara, 2008]. **ACERCA DE LA INICIACIÓN, CRECIMIENTO Y COMPORTAMIENTO DE LAS PICADURAS POR CORROSIÓN DURANTE EL PROCESO DE FATIGA CON CORROSIÓN PARA ALUMINIO PURO.**

En éste estudio se llevó a cabo experimentos de fatiga con corrosión EN aluminio puro de grado industrial, utilizando dos métodos de corrosión, uno donde la probeta se encuentra sumergida totalmente en el medio corrosivo y otro donde se le suministra a la probeta un caudal de solución (por “goteo”) . Para ambos métodos de corrosión se utilizó cloruro de sodio al 3 % en medio acuoso. Entre sus resultados obtuvieron que con el método por goteo, el efecto de la corrosión es mayor que cuando se utiliza el método por inmersión, además de cuanto menor sea el caudal suministrado a la muestra el efecto de la amplitud del esfuerzo es más pronunciado en el crecimiento de las picaduras por corrosión afectando por ende también la vida a fatiga de la muestra.

8. [F. Zapiráin, 2001]. **ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE DOS ALEACIONES DE ALUMINIO CORTADAS POR PUNZONADO O LÁSER.**

Se ha efectuado un análisis comparativo de la incidencia que ejercen dos procesos de corte (punzonado y láser) y dos estados de acabado final (bruto de corte y matado de los cantos) sobre las prestaciones a fatiga de dos aleaciones de aluminio (2024 y 7475). Los resultados obtenidos demuestran claramente que la incidencia del estado de acabado sobre el comportamiento a fatiga de ambas aleaciones es muy superior a la que ejerce el empleo de uno u otro proceso de corte. La vida a fatiga de las muestras que presentan los bordes matados es notablemente mayor que las que se hallan en estado bruto de corte. Las observaciones metalográficas de las diferentes probetas concuerdan totalmente con

los resultados de los ensayos de fatiga puesto que las pertenecientes a muestras en estado bruto de corte exhiben una mayor rugosidad y la existencia de una capa periférica deformada que han acelerado el fallo en el curso del ensayo de fatiga.

9. [C.A. Bloem, 2001]. **COMPORTAMIENTO A FATIGA DE UNIONES SOLDADAS MEDIANTE MIG DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA 7020.**

El objetivo de la presente investigación es evaluar el comportamiento a fatiga entre dos diferentes formas de preparar los bordes en las uniones a tope, interrelacionando esta respuesta a la microestructura resultante tras el soldeo.

Dentro de las diferentes aleaciones de aluminio, las aleaciones con mayor resistencia son las aleaciones de la familia Al-Zn-Mg es decir la serie 7XXX. No obstante, como observa Mondolfo, aquellas aleaciones cuyo contenido total de aleantes (Zn+Mg+Cu) sea superior al 9% son aleaciones de baja soldabilidad, sin embargo las aleaciones cuyo contenido total de aleantes sea inferior al 6% son aleaciones de elevada soldabilidad. Es por ello que debido a la buena soldabilidad de las aleaciones AA7005, AA 7020 y AA 7039 se emplean con mucha frecuencia en la realización de grandes estructuras soldadas.

La preparación de bordes en la unión soldada de planchas de bajo espesor no está claramente definido, por ejemplo el ASM Specialty Handbook Aluminium and Aluminium Alloys, recomienda realizar bisel a partir de 5 mm, mientras que otras fuentes recomiendan el biselado a partir de los 8 mm, por otro lado otros investigadores realizan uniones soldadas con preparación de bordes en bisel en placas de espesor mucho menor a los antes indicados. Por todo esto resulta imperioso evaluar el efecto que produce la preparación de bordes en la

microestructura y su interrelación con la vida a fatiga de uniones soldadas de aluminio.

10. [N. Valencia, 2003]. **DETERMINACIÓN DE LAS CURVAS S-N-P EN FATIGA ROTATORIA DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO 2024-T3 y 7075-T7351 Y SU DEPENDENCIA CON LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES.**

Se han trazado las curvas S-N-P, a las aleaciones de aluminio 2024 T3 y 7075 T7351. Previamente se han efectuado sobre las probetas, los tratamientos superficiales de desengrasado y anodizado crómico evaluándose la influencia del tratamiento de anodizado crómico, sobre la vida útil a fatiga de estas aleaciones. La determinación de las curvas S-N-P, se ha realizado a través del método de Maennig, el que plantea la posibilidad de determinar completamente dichas curvas a través de la utilización de un número limitado de probetas. El desengrasado ha sido realizado con etanol y el anodizado se realizó bajo las especificaciones industriales en uso. Se utilizó fatiga rotatoria, por ser esta técnica de fatiga, la que produce los mayores esfuerzos en la periferia de cada probeta, que es precisamente el sitio en que interesa realizar la evaluación de la resistencia a fatiga. Se determinó tanto el rango de transición como el de vida finita, calculándose en cada caso las probabilidades de fractura de 1, 50 y 99%. Finalmente, se ajustaron los resultados a hipérbolas con asíntotas distintas a los ejes coordenados. Se realizó además microscopía electrónica de barrido para caracterizar el micromecanismo de fractura operante. Se concluye que la utilización de la metodología de Maennig, permite evaluar de forma relativamente rápida y efectiva, el efecto del tratamiento superficial de anodizado, sobre la vida útil a fatiga en los materiales estudiados.

11. [C.R. Pérez, 2000]. **INICIACIÓN Y CRECIMIENTO DE FISURAS POR FATIGA EN UNIONES SOLDADAS DE ALUMINIO DE ALTA RESISTENCIA: APLICACIÓN DEL ENFOQUE LOCAL.**

El objetivo del presente trabajo consistió en evaluar la aplicabilidad del enfoque local a la predicción de la vida a la fatiga en uniones soldadas de aluminio estructural solicitadas transversalmente. Para esto, la investigación se centró en la caracterización de los iniciadores de fisuras por fatiga, que en todos los casos se ubicaron en la zona del talón de las soldaduras.

Las características halladas en los mismos demostraron que son fuertemente dependientes de la estructura de solidificación, por lo que no admiten un modelado simplificado, basado exclusivamente en la geometría del talón, como en el caso de los aceros.

12. [Bonollo, 1999]. **FATIGUE IN AL CASTING ALLOYS: METALLURGICAL ASPECTS.**

Debido al aumento de la importancia del estudio de fatiga en varios procesos industriales, parece interesante y útil repasar el comportamiento de la fatiga de las aleaciones de Al. Generalmente, tal comportamiento es afectado por los muchos de variables, tales como, tratamiento térmico, presencia de inclusiones, etc. Hay, sin embargo, otras variables que son peculiares para las aleaciones y decisivas en la determinación del funcionamiento de la fatiga. Para estudiarlas, es necesario considerar que las características de la fatiga de las aleaciones de Al, se relacionan fuertemente con sus características microestructurales, tales características son el resultado de las condiciones impuestas a las aleaciones, hay un desarrollo fuerte en términos de nuevos procesos para mejorar la calidad y los funcionamientos de los componentes del molde del Al.

La trayectoria de proceso-microestructura-características necesita ser seguida, para entender completamente el comportamiento de la fatiga de las aleaciones Al.

2.2 Bases Teóricas

2.2.1 Aleaciones de Aluminio

El aluminio es el tercer elemento más abundante sobre la tierra, pero, hasta finales del siglo XIX, era costoso y difícil de producir. En el desarrollo de la energía eléctrica el proceso Hall-Heroult para la reducción electrolítica de la alúmina a un metal de Al líquido permitió que el aluminio se convirtiera en uno de los materiales de ingeniería más económicos y extensamente utilizados. [Askeland, 2006]

▪ Propiedades Generales y Usos

El aluminio está formado por una estructura cúbica centrada en cara, posee una densidad de $2,7 \text{ g/cm}^3$, es decir, la tercera parte de la densidad del acero, y un módulo de elasticidad de $10 \times 10^6 \text{ psi}$ [Askeland, 2006]. A pesar de que las aleaciones de aluminio tienen propiedades a la tensión inferiores a las del acero, su resistencia específica (es decir, su resistencia en relación a peso) es excelente. El aluminio se puede conformar con facilidad, tiene una elevada conductividad eléctrica y térmica, y a bajas temperaturas no presenta una transición de dúctil a frágil. Sin embargo, el aluminio no presenta un límite de resistencia a la fatiga verdadero, por lo que en algún momento, incluso a esfuerzos reducidos, puede ocurrir la falla debido a la fatiga. Debido a su bajo punto de fusión, el aluminio no funciona bien a temperaturas altas. Además, las aleaciones de aluminio tienen dureza baja y, en consecuencia, su resistencia al desgaste es pobre. Presenta un buen comportamiento al ser

sometido a mecanismo de endurecimiento. Las propiedades físicas benéficas del aluminio incluyen un comportamiento no magnético y su resistencia a la oxidación y a la corrosión; ya que este reacciona con el oxígeno produciendo una capa de óxido de aluminio extremadamente delgada que protege el metal subyacente contra muchos entornos corrosivos.

El aluminio se utiliza en una amplia gama de productos; aproximadamente el 25% del aluminio que se produce hoy en día se utiliza en la industria del transporte, otro 25% en la manufactura de latas para bebidas y otros empaques, 15% en la construcción, 15% en aplicaciones eléctricas y un 20% en otras aplicaciones.

La aleación de aluminio 6061, es una aleación para forja tratable térmicamente; la cual posee una resistencia específica excelente a pesar de que la cantidad de precipitado que se puede formar es limitada y en su condición envejecida, no es posible utilizarla a temperaturas superiores de 175°C [Askeland, 2006]. En la **Tabla II.1** se puede observar aleaciones para forja tratables térmicamente y algunas de sus propiedades y en la **Tabla II.2** se puede apreciar la composición química del aluminio AA-6061.

Tabla II.1. Aleaciones para forja tratables térmicamente. [Aluminium Association, 2003]

Aleación	Composición	Resistencia a la tensión (kpsi)	Límite de fluencia (kpsi)	Porcentaje de alargamiento (%)
6061-T6	1% Mg - 0,6% Si	42	35	10

Tabla II.2. Composición química de la aleación AA-6061. [Aluminium Association, 2003]

Elementos	Mg (%)	Si (%)	Cu (%)	Fe (%)
Composición	(0,8-1,2)	(0,4-0,8)	(0,15-0,40)	0,7

El compuesto formado en una aleación AA-6061 donde los principales elementos aleantes son el Magnesio (Mg) y el Silicio (Si) es el Siliciuro de Magnesio (Mg_2Si). En la **Figura II.1** se muestra el diagrama de fase Al- Mg_2Si

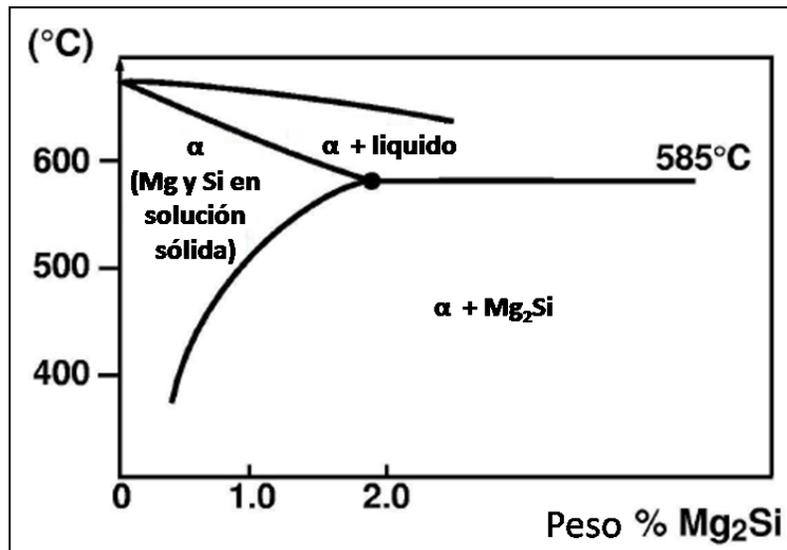


Figura II.1. Diagrama de fase Al- Mg_2Si . [Talat, 1999].

Cada mol de Mg_2Si tiene un relación de 1/3 moles de átomo de Si y 2/3 moles de átomo de Mg. Y sabiendo que el peso de un elemento está dado por:

$$W_x = N^\circ \text{ de moles} \times \text{Peso atómico} \quad \text{Ecuación II.1}$$

Se tiene que:

$$W_{Si} = \frac{1}{3} \text{ mol} \cdot 28,080 \frac{\text{gr}}{\text{mol}} = 9,362 \text{ gr}$$

$$W_{Mg} = \frac{2}{3} \text{ mol} \cdot 24,312 \frac{\text{gr}}{\text{mol}} = 16,208 \text{ gr}$$

$$\frac{W_{Mg}}{W_{Si}} = 1,73$$

Para obtener los rangos de temperatura en los que se puede realizar la solubilización y envejecimiento del material, es necesario conseguir el porcentaje de peso del Mg_2Si . Para esto se utiliza la relación de pesos obtenida anteriormente y los porcentajes de Mg y Si de la **Tabla II.2**; lo que arroja un rango porcentaje de peso de 1,09% a 1,89%; con esto porcentajes y la **Figura II.1**, se obtiene los rangos de temperatura para la solubilización y envejecimiento, estos se muestran en la **Tabla II.3**.

Tabla II.3. Rango de Temperaturas de Solubilización y Envejecimiento.

Peso de Mg_2Si [%]	Rango de Temperaturas [°C]	
	Solubilización	Envejecimiento
1,89	580 - 600	Hasta 580
1,09	525 - 620	Hasta 525

2.2.2 Tratamiento Térmico

En los materiales pueden ocurrir muchos tipos de transformaciones de estado sólido y pueden controlarse con los tratamientos térmicos adecuados. Estos tratamientos térmicos están diseñados para proporcionar una distribución óptima de dos o más fases en la microestructura. El endurecimiento por dispersión resultante causado por las fases nos permite obtener una gran variedad de estructuras y propiedades en los materiales. Entre las transformaciones más comunes se encuentran, los tratamientos excediendo el límite de solubilidad, endurecimiento por envejecimiento, control del eutectoide y la reacción martensítica; con las cuales se pretende producir una microestructura final que contenga una distribución uniforme de muchas partículas finas y duras de precipitado en una matriz más blanda y

dúctil. Haciendo esto, es posible obstaculizar de modo efectivo el movimiento de las dislocaciones, proporcionando así resistencia pero manteniendo aún una ductilidad y tenacidad convenientes. El control cuidadoso de las temperaturas en el tratamiento térmico, así como sus tiempos es esencial para obtener la microestructura apropiada. Los diagramas de fases sirven para seleccionar las temperaturas apropiadas, pero se necesitan datos experimentales para lograr finalmente la combinación óptima de tiempos, temperaturas y composiciones. Finalmente, puesto que se obtienen propiedades óptimas a través del tratamiento térmico, debemos tener presente que la estructura y las propiedades pueden modificarse cuando el material se utiliza en altas temperaturas. El sobre-envejecimiento, el sobre-revenido y la pérdida de coherencia, pueden ocurrir como una ampliación natural del fenómeno que rige estas transformaciones cuando el material es puesto en servicio.

2.2.3 Endurecimiento por Envejecimiento

Se produce por una secuencia de transformaciones de fase que conducen a una dispersión uniforme de precipitados coherentes de tamaño fino en una matriz más blanda y dúctil. Se conocen dos tipos de envejecimiento, artificial y natural; el envejecimiento artificial se produce al calentar el material para producir la precipitación. El envejecimiento natural se produce a temperatura ambiente, este requiere de largos periodos de tiempo para alcanzar la resistencia máxima. Sin embargo, la resistencia máxima es superior a la obtenida en el envejecimiento artificial, y no ocurre sobre-envejecimiento. La evolución microestructural en el endurecimiento por envejecimiento artificial, en una aleación *A-B*, se divide en tres pasos:

1. **Tratamiento por solubilización:** en este tratamiento, primero se calienta la aleación por encima de la temperatura del *solvus* y se mantiene así hasta que se produzca una solución sólida homogénea.

Este paso disuelve el precipitado de fase θ , reduciendo cualquier segregación microquímica presente en la aleación original. Se podría calentar la aleación justo por debajo de la temperatura de solidus e incrementar la velocidad de homogeneización; sin embargo, la presencia de un microconstituyente eutéctico fuera de equilibrio puede causar fusión.

2. **Templado:** después del tratamiento por solubilización, la aleación, que en su estructura solo contiene α , se enfría rápidamente, es decir, se temple. Los átomos no tienen tiempo para difundirse hacia sitios de nucleación potencial, por lo que no se forma el θ . Después del templado, la estructura es una solución sólida sobresaturada α_{ss} que contiene un exceso de B y que no es una estructura en equilibrio; es una estructura metaestable.

3. **Envejecimiento:** finalmente, la solución α sobresaturada se calienta a una temperatura por debajo de la del *solvus*. A esta temperatura de envejecimiento, los átomos solo pueden difundirse a cortas distancias. Debido que la solución α sobresaturada es metaestable, los átomos de B adicionales se difunden a numerosos sitios de nucleación y los precipitados crecen. Finalmente manteniendo la temperatura de envejecimiento durante un tiempo suficiente, se llega a un equilibrio en la estructura $\alpha + \theta$. Se puede observar que aun cuando la estructura formada tiene dos fases de equilibrio, la morfología de las fases es diferente de la estructura que se habría obtenido mediante el enfriamiento lento de esa aleación. Siguiendo los tres pasos antes mencionados, se produce la fase θ en forma de partículas ultrafinas de precipitado de segunda fase uniformemente dispersas.

En la **Figura II.2**; se muestra una aleación de Al-4%Cu como sistema arquetipo para ilustrar este proceso.

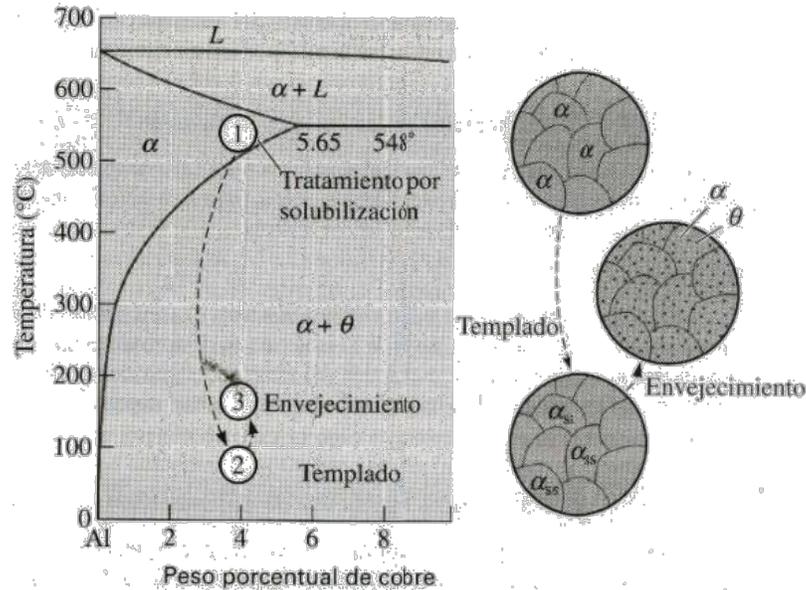


Figura II.2. Esquema del Proceso de Envejecimiento. [Askeland, 2006]

▪ Requisitos para el Endurecimiento por Envejecimiento

No todas las aleaciones pueden ser endurecidas por envejecimiento. Deben cumplir cuatro condiciones:

1. La aleación debe formar una sola fase al ser calentada por arriba de la línea de *solvus* y después pasar a una región de dos fases durante el enfriamiento.
2. La matriz deberá ser relativamente blanda y dúctil; el precipitado, duro y frágil. En la mayoría de las aleaciones endurecibles por envejecimiento, el precipitado es un compuesto intermetálico duro y frágil.

3. La aleación debe poder templarse. Algunas aleaciones no pueden enfriarse con rapidez suficiente para sufrir la formación del precipitado.
4. Debe formarse un precipitado coherente.

▪ **Efectos de la Temperatura y del Tiempo de Envejecimiento**

A temperaturas bajas, se requiere tiempos más largos para completar la precipitación debido a que la velocidad de difusión es muy lenta. Aquí, la velocidad de la reacción es controlada por la velocidad a que pueden emigrar los átomos. [Baile, 2005]

La velocidad de precipitación es muy lenta también a temperaturas justamente por debajo de la línea de solubilidad. En este caso, la solución sólo está ligeramente sobresaturada y la disminución en la energía libre resultante de la precipitación es muy pequeña. En consecuencia, la nucleación es lenta y la precipitación es controlada por la velocidad a la cual se forman los núcleos. A temperaturas intermedias, entre los dos extremos antes mencionados, la velocidad de precipitación aumenta a lo máximo, así que el tiempo para completar la precipitación es muy corto. En este rango, la combinación de difusión y nucleación moderadas, forman una rápida precipitación

Las propiedades de una aleación endurecible por envejecimiento dependen tanto de la temperatura como del tiempo de envejecimiento. Para ilustrar estos efectos se usará de nuevo, la aleación Al-4%Cu. A 260°C, la difusión en la aleación es rápida y los precipitados se forman pronto. La resistencia llega a un máximo antes de una exposición de 0,1 horas. Si se mantiene la aleación durante más de 0,1 horas se presentará sobre-envejecimiento.

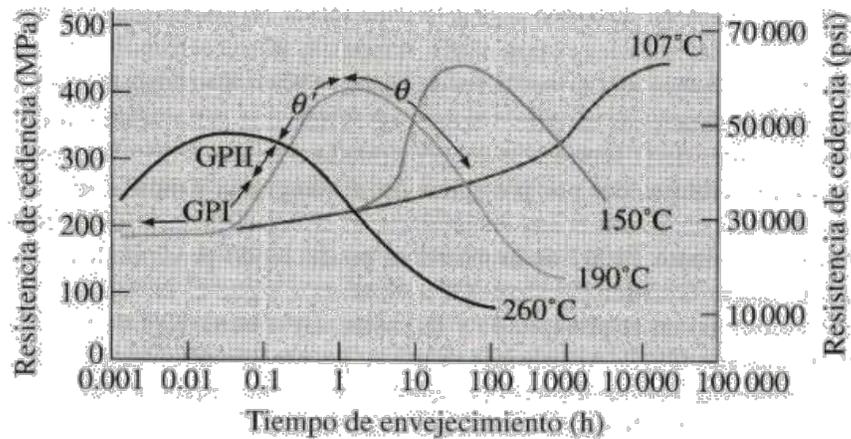


Figura II.3. Efectos de la Temperatura y del Tiempo de Envejecimiento sobre la resistencia a la fatiga de una aleación Al-4%Cu. [Askeland, 2006]

A 190°C, que es la temperatura normal de envejecimiento para muchas aleaciones de aluminio, se requiere de un tiempo mayor para producir la resistencia óptima; sin embargo, tiene varias ventajas el uso de una temperatura inferior. En primer lugar, la resistencia máxima aumenta conforme se reduce la temperatura de envejecimiento. En segundo término, la aleación conserva su resistencia máxima durante un periodo mayor. En tercer lugar, las propiedades son más uniformes. Si la aleación es envejecida durante sólo 10 minutos a 260°C, la superficie de la pieza alcanza la temperatura adecuada y se endurece, pero la parte central de la pieza permanece a menor temperatura y envejece ligeramente.

En la **Tabla II.4** se puede observar la variación de la dureza superficial en HB (dureza brinell) para la aleación de aluminio 6061 en distintas condiciones de envejecimiento (igual temperatura y diferentes tiempos). Se observa también que el mayor valor de dureza obtenida para este material se alcanza para envejecimientos con duración de entre 6 y 10 horas, logrando por ende el mayor esfuerzo de fluencia en estas condiciones.

Tabla II.4. Durezas de la aleación 6061 con solubilización a 560°C/2h y envejecidas a 175°C.
[Forn, 2002]

	Patrón	Solubilización	T6 1h	T6 3h	T6 6h	T6 10h	T6 12h	T6 24h	T6 48h
HB	49	60	101	111	116	112	107	115	111
Desv. Estandar	0,9	1,4	3,5	2,3	2,9	2,2	2,8	2,5	5

▪ **Aplicaciones de las aleaciones endurecidas por envejecimiento**

Una importante ventaja del endurecimiento por envejecimiento es que se puede usar para elevar el límite de fluencia de muchos materiales metálicos mediante tratamientos térmicos relativamente simples y sin causar cambios importantes en la densidad; por tanto, la relación de resistencia densidad puede mejorar considerablemente. Debido a esto este tratamiento es muy utilizado en ruedas para camiones, fuselajes de aeronaves, pistones, canoas, carros de ferrocarril, estructuras para aeronaves, etc. Un inconveniente asociado con este mecanismo es el hecho de que las aleaciones endurecidas por envejecimiento sólo pueden ser utilizadas en un rango limitado de temperaturas. A temperaturas más elevadas, la aleación se sobre-envejece, pierden resistencia y los precipitados inicialmente formados empiezan a crecer y finalmente se disuelven, si las temperaturas son lo suficientemente altas.

2.2.4 Fatiga

La fatiga es una forma de rotura que ocurre en estructuras sometidas a tensiones dinámicas y fluctuantes (por ejemplo en puentes, aviones, componentes de máquinas, alabes de turbinas, resortes cigüeñales, etc.), ya sean en forma de tensión, compresión, vibración, flexión, dilatación térmica u

otras [Callister, 1995]. En éstas circunstancias, la fractura puede ocurrir a un nivel sensiblemente menor que la resistencia a la tracción o el límite elástico correspondiente a una carga elástica. El término “fatiga” se utiliza debido a que éste tipo de fractura normalmente ocurre luego de un largo periodo de tensiones repetidas o de deformaciones cíclicas. Se estima que la fatiga es la causa aproximadamente de 90% de las roturas metálicas, además es catastrófica e insidiosa, y ocurre súbitamente sin aviso.

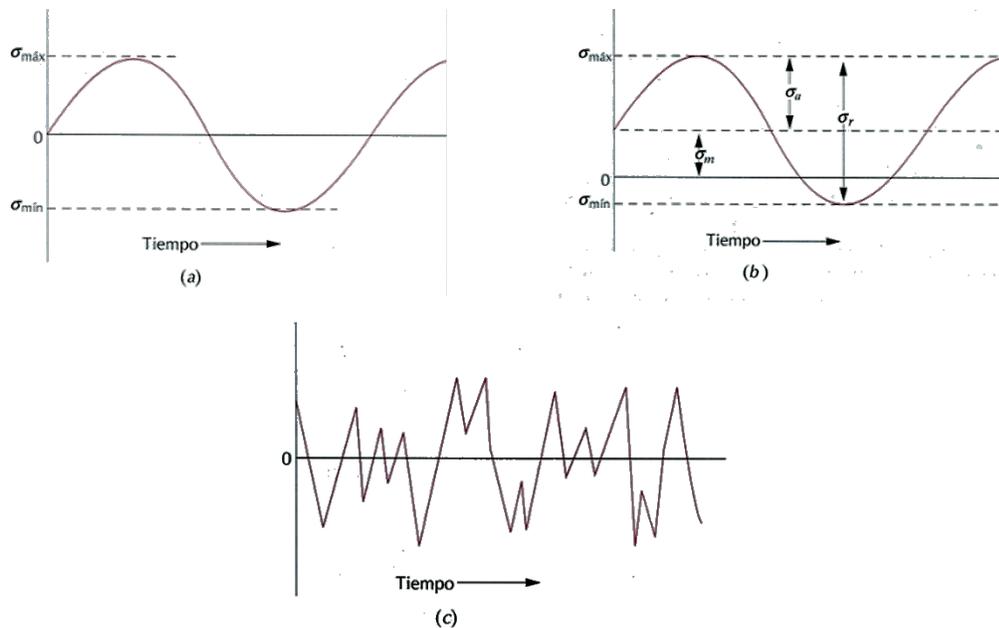


Figura II.4. Variación de la tensión con el tiempo. [Callister, 1995].

La rotura por fatiga tiene un aspecto frágil aun en metales que son normalmente dúctiles, en el sentido de que no hay deformación plástica importante asociada con la rotura. El proceso ocurre por la iniciación y la propagación de fisuras, y ordinariamente la superficie de fractura es perpendicular a la dirección de una tracción aplicada.

En general son posibles tres modos distintos de tensión fluctuante-tiempo. Uno está representado esquemáticamente por una dependencia regular

y sinusoidal del tiempo (**Figura II.4a**) en la cual la amplitud es simétrica alrededor de un nivel medio de tensión igual a cero, por ejemplo alternando desde un valor máximo de la tracción (σ_{\max}) hasta un valor mínimo de esfuerzo de compresión (σ_{\min}) de igual magnitud; esto se denomina ciclo de carga invertida. Otro tipo denominado ciclo de carga repetida es ilustrado en la (**Figura II.4b**); los máximos y los mínimos son asimétricos respecto al nivel cero de carga. Finalmente el nivel de tensión puede variar al azar en amplitud y frecuencia (**Figura II.4c**).

En la (**Figura II.4b**) también se indican varios parámetros utilizados para caracterizar el ciclo de fluctuación de carga. La amplitud de la tensión varía alrededor de un valor medio σ_m , definido como el promedio de las tensiones máximas y mínimas en cada ciclo, o sea,

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{Ecuación II.2})$$

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (\text{Ecuación II.3})$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{Ecuación II.4})$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (\text{Ecuación II.5})$$

Donde σ_r es el intervalo entre las tensiones máximas y mínimas, σ_a la amplitud de la tensión y R el cociente entre las amplitudes máximas y mínimas. Por convención se toma los esfuerzos a tracción positivos, y los esfuerzos a compresión negativos.

- **Ensayos de fatiga y Curva Whöler (Esfuerzo-Cantidad de ciclos)**

Para medir la resistencia a fatiga de un material, simplemente se utiliza un ensayo de fatiga, entre los cuales está el ensayo de viga rotatoria en voladizo, donde un extremo de la probeta se monta a mordazas accionadas por un motor y el otro se cuelga una masa. Aquí la probeta se encuentra soportando una fuerza de tensión que actúa sobre la parte superior mientras que la superficie inferior se encuentra a compresión, para que luego de que la misma efectúa un medio giro de 180° el material que originalmente se encontraba a tensión, ahora está a compresión, y viceversa. Así el esfuerzo en cualquier punto pasa por un ciclo senoidal completo, desde el esfuerzo máximo de tensión hasta el esfuerzo máximo de compresión.

Una serie de ensayos se empieza sometiendo la probeta a tensiones cíclicas con amplitud máxima (σ_{max}) relativamente grande, normalmente alrededor de dos tercios de la resistencia estática a tracción y registrando el número de ciclos a la rotura, repitiendo este ensayo en otras probetas a diferentes amplitudes de manera decreciente. Los resultados se presentan en un diagrama de tensión frente al logaritmo del número de ciclos a la rotura para cada una de las probetas (curva S-N o curva de Whöler). Luego de esto se observan dos tipos de curvas (**Figura II.5**) donde se observa que cuanto mayor es la magnitud de la tensión, menor es el número de ciclos que el material puede aguantar antes de romperse.

Se puede observar en la Figura que los comportamientos de fatiga se pueden clasificar en dos dominios, uno el cual está asociado a cargas relativamente grandes que no solo producen deformaciones elásticas sino también alguna deformación plástica para cada ciclo logrando por consiguiente vida de fatiga relativamente cortas; este dominio se denomina *fatiga de bajo número de ciclos* (oligofatiga) y ocurre cuando la vida a fatiga

es inferior a $10^4 - 10^5$ ciclos. Para tensiones inferiores, cuando las deformaciones son prácticamente totalmente elásticas, las vidas son mucho mayores, llamándose en este caso *fatiga de alto número de ciclos*.

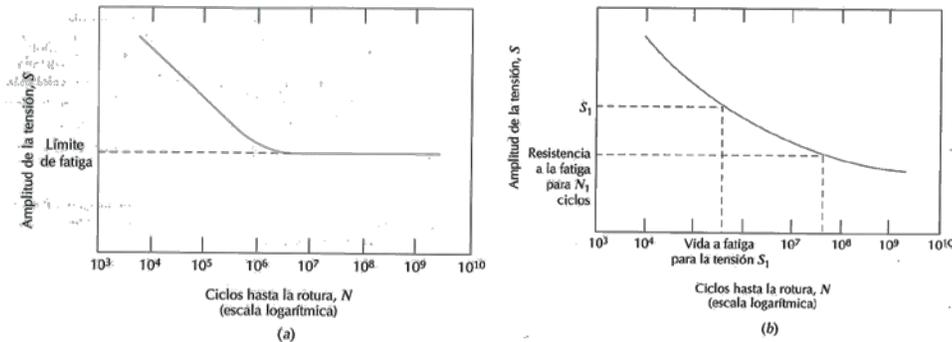


Figura II.5: Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos. [Callister, 1995].

Normalmente para aleaciones férreas o aleaciones de titanio, la curva S-N se hace horizontal para valores grandes de N: o sea, existe una tensión límite denominada *Límite de Fatiga* ó *Resistencia a la Fatiga*, por debajo del cual la rotura por fatiga no ocurrirá, representando el mayor valor de la tensión fluctuante que no producirá la rotura en un número infinito de ciclos. Para aleaciones no férreas como el aluminio, cobre o magnesio, no se establece un límite de fatiga ya que para su curva S-N va siempre decreciendo a medida que se aumenta N, por consiguiente, la rotura por fatiga ocurrirá independientemente de la magnitud de la tensión máxima aplicada, para estos materiales la resistencia a la fatiga se define como el nivel de tensión que produce la rotura después de determinado número de ciclos.

Desafortunadamente, siempre existe una dispersión considerable en los resultados de fatiga, conduciendo esto a incertidumbres significativas en el diseño. Ésta dispersión es principalmente consecuencia de diferentes parámetros (fabricación de las probetas, preparación de superficies, variables

metalúrgicas, alineamiento de la probeta en el equipo de ensayo, frecuencia de ensayo, etc.) que a la hora de realizar los ensayos son difíciles de controlar, llevando esto a que las curvas de fatiga sean ajustadas estadísticamente y así obtener alguna tendencia.

Varias técnicas estadísticas han sido desarrolladas y se han utilizado para especificar la vida a fatiga y el límite de fatiga en términos de probabilidades. Una manera adecuada de presentar los resultados tratados es con una serie de curvas de probabilidad constante (**Figura II.6**) para las cuales el valor de P asociado con cada curva representa la probabilidad de rotura.

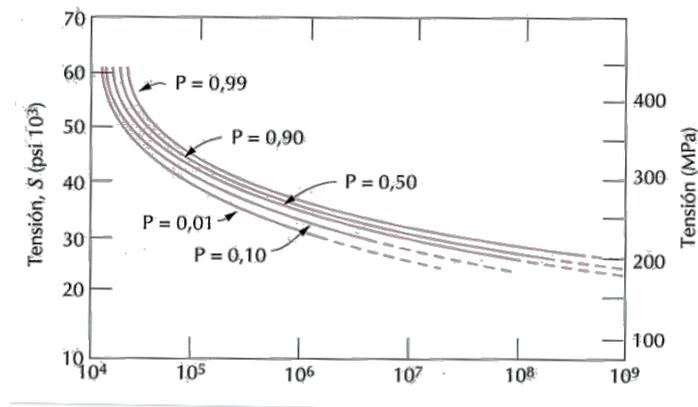


Figura II.6. Curvas S-N de probabilidad de rotura por fatiga. [Callister, 1995].

- **Inicio y propagación de la grieta.**

El proceso de rotura está caracterizado por tres etapas distintas: iniciación de la grieta, propagación de la grieta y rotura final. La vida a fatiga N_f , el número total de ciclos hasta la fractura, puede ser considerada como la suma de ciclos para la iniciación de la grieta N_i y para la propagación de la grieta N_p .

$$N_f = N_i + N_p \quad \text{(Ecuación II.6)}$$

La contribución de la etapa final de la rotura a la vida a fatiga es insignificante puesto que ocurre muy rápidamente. Las proporciones relativas de N_i y N_p a la vida a fatiga, depende del material y las condiciones de ensayo. A tensiones pequeñas, una fracción grande de la vida a fatiga es utilizada en la iniciación de la grieta. Al aumentar el nivel de tensión, N_i disminuye y las grietas se forman más rápidamente. Así en la fatiga oligocíclica (niveles de tensión elevados), la etapa de propagación predomina.

Las grietas asociadas con la rotura por fatiga, casi siempre se inician sobre la superficie de un componente o en algún punto donde existen concentradores de tensión. Los lugares de iniciación o nucleación de la grieta incluyen las rayas superficiales, cantos vivos, ranuras de chavetas, roscas, mellas y otras similares. Además, las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades microscópicas a partir de escalones producidos por deslizamiento de dislocaciones, los cuales pueden actuar como concentradores de la tensión y por lo tanto como lugares de nucleación de las grietas.

Una vez que se ha nucleado la grieta esta se propaga muy lentamente, siendo esta etapa una fracción grande o pequeña de la vida total a fatiga, según el nivel de tensión y naturaleza de la probeta. Luego de esto, eventualmente empieza una segunda etapa de propagación en la cual la velocidad de extensión de la grieta aumenta dramáticamente, además en este punto también ocurre un cambio de dirección de propagación hasta alcanzar una dirección perpendicular a la tensión aplicada.

- **Método Staircase (Método de la Escalera)**

Es un método en el cual es posible obtener resultados confiables acerca de la resistencia a la fatiga de un material previamente ensayado teniendo como mínimo un número de 25 probetas [Linares, 2007]. El método de la escalera establece los pasos mediante los cuales se deben realizar los ensayos de fatiga y por lo tanto posee ciertos lineamientos que se deben seguir. Comenta que se debe ensayar el material para un esfuerzo cercano al límite de fluencia, y observar si el material falla rápidamente, si esto ocurre se deba disminuir el nivel de esfuerzo a un valor menor. Es necesario realizar de 3 a 5 ensayos para cada carga de trabajo aplicada para así concluir de forma concisa acerca de los resultados obtenidos ya que los mismos deben seguir una misma tendencia.

2.2.5 Factores que afectan la vida a fatiga

- **Tensión Media:** La dependencia de la vida a fatiga de la amplitud de la tensión se representa en diagramas S-N. Éstos resultados se obtienen para un valor constante de σ_m , a menudo para el caso en que la carga se invierte completamente ($\sigma_m=0$). La tensión media, sin embargo, también afectará la vida a fatiga, y esta influencia se puede representar por un conjunto de curvas S-N, cada una medida bajo un σ_m diferente (**Figura II.7**). Tal como se puede notar, aumentando la tensión media conduce a una disminución de la vida a fatiga.

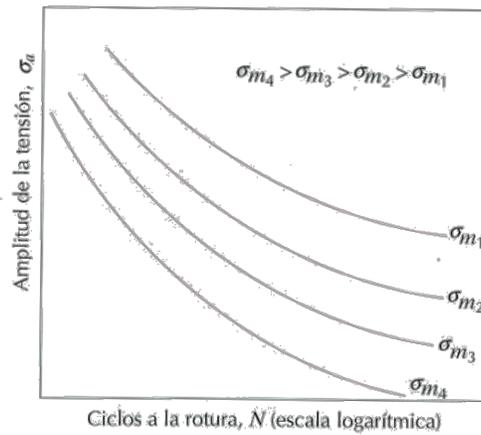


Figura II.7. Influencia de la tensión σ_m sobre la curva S-N del comportamiento a fatiga [Callister, 1995].

- **Efectos Superficiales:** En muchas situaciones comunes en que se aplican cargas, la tensión máxima es un componente que ocurre en la superficie. Por consiguiente, la mayoría de las grietas que producen fractura por fatiga se originan en la superficie, concretamente en los concentradores de esfuerzo. Por tanto se ha observado que la vida a la fatiga es esencialmente sensible a las condiciones y configuración de la superficie del componente.
- **Factores de diseño:** El diseño de un componente puede tener influencia significativa en sus características de fatiga, cualquier entalla o discontinuidad geométrica puede actuar como concentrador de tensiones y como lugar donde se puede nuclear la grieta de fatiga; estos detalles de diseño incluyen acanaladuras, orificios, ranuras de chaveta, roscas y otros. Cuanto más aguda la discontinuidad o el radio de curvatura, más severa es la concentración de tensiones. La probabilidad de rotura por fatiga puede ser reducida evitando estas irregularidades estructurales, o

sea realizando modificaciones en el diseño eliminando cambios bruscos en el contorno que conduzcan a cantos vivos.

- **Tratamientos superficiales:** Durante las operaciones de mecanizado, se producen inevitablemente pequeñas ralladuras y surcos en la superficie de la pieza por acción de la herramienta de corte. Estas marcas superficiales pueden limitar la vida a fatiga. Se ha observado que mejorando el acabado superficial mediante un pulido aumenta significativamente la vida a fatiga.

Uno de los métodos más efectivos de aumentar el rendimiento a fatiga es mediante esfuerzos residuales de compresión, dentro de una capa delgada superficial. Por consiguiente, cualquier tensión externa de tracción es parcialmente contrarrestada y reducida en magnitud por el esfuerzo de compresión. El efecto neto es que la probabilidad de nucleación de la grieta, y por tanto de rotura por fatiga se reduce.

Los esfuerzos residuales de compresión son comúnmente introducidos en los materiales dúctiles de forma mecánica mediante deformación plástica localizada dentro de una región externa superficial. Comercialmente esto se realiza mediante un proceso denominado granallado. La deformación resultante induce tensiones de compresión hasta una profundidad de entre un cuarto y la mitad del diámetro de las partículas.

- **Endurecimiento superficial:** Es una técnica con el cual se aumenta, tanto la dureza superficial como la vida a fatiga de los aceros aleados, esto se lleva a cabo mediante los procesos de carburación, cementación y nitruración, en los cuales un componente es expuesto a una atmósfera rica en carbono o en nitrógeno a temperaturas elevadas. La mejora en las

propiedades de fatiga proviene del aumento de dureza dentro de la capa, así como de las tensiones residuales de compresión que se originan en el proceso de cementación y nitruración.

- **Influencia del medio:** El medio puede afectar el comportamiento a fatiga de los materiales, como lo son la fatiga térmica y la fatiga con corrosión. La primera se induce normalmente a temperaturas elevadas debido a tensiones térmicas fluctuantes; no es necesario que estén presentes tensiones mecánicas de origen externo. La causa de estas tensiones térmicas es la restricción a la dilatación o a la contracción que normalmente ocurre en las piezas estructurales sometidas a variaciones de temperatura. La magnitud de la tensión térmica resultante debido a un cambio de temperatura depende del coeficiente de dilatación térmica y el módulo de elasticidad E .

La rotura que ocurre por la acción simultánea de una tensión cíclica y el ataque químico se denomina fatiga por corrosión. Los medios corrosivos tienen una influencia negativa y reducen la vida a fatiga. Incluso el medio de la atmósfera normal afecta el comportamiento a fatiga de algunos materiales. Pequeñas picaduras pueden formarse como resultado de las reacciones químicas entre el medio y el material, lo cual sirve como puntos de concentración de tensiones y por tanto como lugares de nucleación. Además, la velocidad de propagación aumenta como resultado de la presencia del medio corrosivo. La naturaleza de los ciclos de carga influirán en el comportamiento a fatiga; por ejemplo, la reducción de la frecuencia de aplicación de la carga conduce a periodos largos de tiempo durante los cuales la grieta abierta está en contacto con el medio, y el efecto resultante es una reducción en la vida a fatiga.

Existen varios métodos para prevenir la fatiga con corrosión. Por un lado se pueden tomar las medidas para reducir la velocidad de corrosión, por ejemplo aplicando a la superficie revestimientos protectores, seleccionando materiales más resistentes a la corrosión y reduciendo la corrosividad del medio. [Callister, 1995]

2.2.5 Corrosión

Es el deterioro de un material a consecuencia de un ataque electroquímico por su entorno. Siempre que la corrosión esté originada por una reacción electroquímica (oxidación), la velocidad a la que tiene lugar dependerá en alguna medida de la temperatura, la salinidad del fluido en contacto con el metal y las propiedades de los metales en cuestión. Otros materiales no metálicos también sufren corrosión mediante otros mecanismos.

▪ Corrosión en Aguas Salinas

Como consecuencia de la desestabilización de la capa protectora de alúmina por los iones Cl^- presentes en agua de mar, son medios muy agresivos para las aleaciones de aluminio. Los que mejor resisten son los 5xxx y 3xxx. Los 6xxx presentan problemas de corrosión un poco más graves.

Para los 5xxx, la velocidad de corrosión llega a ser del orden de 3 a 6 mm por año. En todos los casos se trata de corrosión localizada, de tipo picadura o resquicios. La velocidad tiende a aumentar cuando baja la temperatura, el pH o la velocidad del flujo y cuando aumenta la cantidad de oxígeno disuelto.

2.2.6 Corrosión del Aluminio

El aluminio es un metal interesante desde el punto de vista de sus propiedades de resistencia a la corrosión. En aire, forma una película de alúmina que lo protege de una oxidación más importante. Esta capa se forma muy rápidamente. Es un ejemplo de la importancia que tiene la cinética de reacción en la evaluación del comportamiento de un metal, puesto que el aluminio tiene gran tendencia termodinámica a corroerse - tiene un potencial muy negativo con respecto al hidrogeno- pero su capa de óxidos entorpece la reacción hasta que parezca parada.

La existencia de esta capa pasiva está sujeta a limitaciones. En presencia de ciertos atacantes, la capa pasiva se agujerea, dando lugar a la corrosión localizada. Este tipo de corrosión es mucho más perjudicial que la corrosión generalizada porque, por su naturaleza no uniforme, impide hacer previsiones en cuanto al tiempo de vida de la pieza. Los medios que contienen iones Cl^- son particularmente dañinos, pero el aluminio también está sujeto a la corrosión atmosférica, corrosión intergranular, fragilización por hidrogeno, corrosión por exfoliación, corrosión filiforme, a formas complejas de corrosión de conductos enterrados aunque tenga buen comportamiento en agua pura, lo que no es el caso en ambientes salinos. [Baile, 2005]

- **Corrosión del Aluminio 6061**

El potencial del aluminio 6061 T6 es de -0.83V , o sea, bastante reactivo. Este forma una película de óxidos en la mayoría de los medios. Esta película lo protege contra una corrosión más aguda. El espesor de esta capa es de 1nm , cuando acaba de formarse al aire libre

en una superficie recién pulida. Se compone de dos capas, la más próxima al metal es compacta, amorfa, de espesor determinada por la temperatura. Por encima de ella hay otra capa más gruesa y más porosa formada por óxido hidratado. Estas capas son bastante gruesas en medios poco agresivos, hasta 200nm. [Callister, 1995]

Debido a las aplicaciones del aluminio 6061, la corrosión es habitualmente por picaduras, se da particular importancia al potencial de picadura como indicador de su capacidad a resistir a los ataques. Cuando más Cl⁻ haya, más negativo el potencial de Epit con variaciones entre -0.35V para (Cl⁻)=0.05mol.l⁻¹ hasta -0.50V para (Cl⁻)=1.0 mol.l⁻¹.

El aluminio 6061 T6 tiene velocidad de corrosión de 422nm/año durante ensayos de siete años, acabado en 1958-en Newrak (New-Jersey). La profundidad máxima de ataque en siete años era de 98 (m, siendo la pérdida de resistencia a tracción del 0,7%. [Baile, 2005]

2.2.7 Fractografía.

A partir del examen microscópico, normalmente mediante microscopía electrónica se puede obtener información valiosa en el análisis de las roturas, tal como el modo de fractura, el estado tensional, localizar el origen de la fractura o el lugar de iniciación de una grieta de fatiga, determinar la dirección de propagación de la fisuras, así como conocer con mucho detalle los mecanismos de fractura. Los estudios de este tipo se denominan fractográficos.

El microscopio electrónico de barrido (MEB) es el instrumento más adecuado para el examen fractográfico debido a que tiene mayor resolución y

profundidad de campo que el microscopio óptico, características necesarias para revelar los detalles topográficos de las superficies de fractura. También el microscopio electrónico de transmisión (MET) ha sido utilizado en análisis fractográficos. Para ello es necesario preparar replicas de las superficies de fractura que se deba observar. [Anglada, 2002]

- **Fractura dúctil.**

Las superficies de fractura dúctiles tienen sus propios rasgos tanto a nivel macroscópico como microscópico. Cuando se examina con el MEB a alto aumento una fractura tipo copa-cono, se observa que la región central fibrosa consiste de numerosos “hoyuelos”. Cada hoyuelo es la mitad de una de las microcavidades que se formó y posteriormente, separó durante el proceso de fractura. Cuanto mayor es el tamaño y la profundidad de las microcavidades observadas, es de esperar que la energía de la fractura consumida haya sido mayor. Estos hoyuelos son también conocidos como dimples. [Askeland, 2006]

- **Fractura frágil**

También las superficies de fractura de los materiales que han roto de una manera frágil tienen detalles que las caracterizan de forma clara. Así, cualquier signo de deformación plástica importante está ausente. A baja magnificación, en las fracturas por clivaje se aprecia una superficie con una textura granular o de facetas cada una correspondiente a un grano, lo que permite medir el tamaño de grano casi como en una sección metalográfica. La trayectoria de la fractura sigue planos cristalográficos

bien definidos y cambia de orientación de grano a grano. Para acomodar las desorientaciones producidas, aparecen escalones.

Dentro de un mismo grano se observan las denominadas “marcas fluviales o ríos” cuyo nombre proviene del hecho de que múltiples líneas tienden a converger en una sola, como en una red fluvial. Estos “ríos” son escalones resultantes de clivaje según planos de segundo orden, cuya altura está relacionada con el ángulo entre el eje de tracción y el plano de clivaje de cada grano, de manera que si en un grano concreto ambos forman 90° posiblemente se apreciaran pocos ríos en el mismo. Siguiendo la dirección de estas marcas se puede determinar la dirección de propagación de la grieta. [Askeland, 2006]

- **Fracturas por fatiga.**

El examen macroscópico de piezas rotas por fatiga revela unas superficies de fractura generalmente planas, como corresponde a una deformación plástica relativamente pequeña, y con líneas de detención conocidas como “marcas de playa”. Estas marcas se atribuyen a diferentes periodos en el crecimiento de fisuras y suelen ser curvadas, con el origen del radio de curvatura en el punto de iniciación.

En el estudio por el MEB de estas superficies de fractura suele aparecer un elemento característico similar a las “marcas de playa” pero a una escala microscópica: las estrías de fatiga. Estas líneas son propias de la segunda etapa de fatiga (propagación de grietas). Para determinados materiales y valores de cargas cíclicas se ha comprobado que el espacio entre estrías se correlaciona con la velocidad de crecimiento de la fisura.

Su estudio ofrece varias ventajas, tales como la diferenciación entre distintas etapas de la fractura por fatiga, mediciones de velocidad de propagación de las fisuras, estimación del número total de ciclos a rotura etc. [Anglada, 2002]

CAPÍTULO III

MARCO METODOLÓGICO

3.1 Procedimiento de la Investigación

3.1.1 Revisión Bibliográfica

Para sustentar el trabajo experimental, se realiza una búsqueda en distintos textos, tesis de grado y artículos de revistas de investigación de diferentes instintos, los cuales señalaron las siguientes actividades: Mecanizado de Probetas, Análisis Químico, Tratamiento Térmico, Análisis Microscópico de Material, Ensayo de tracción, Medición y Control de la Rugosidad Superficial, Ensayo de fatiga, Determinación de la dureza superficial y Análisis Fractográfico de la Superficie de Rotura.

3.1.2 Mecanizado de Probetas.

El mecanizado de las 72 (65 para fatiga y 7 para tracción) probetas se hace en taller metal mecánico-herramientas, con una máquina de control numérico (CNC), según las normas ASTM-E-606, recomendadas para fatiga y la norma ASTM-B 557M para ensayos de tracción para aluminio y aleaciones de aluminio, las dimensiones se indican en las **Figuras III.1** y **III.2** respectivamente.

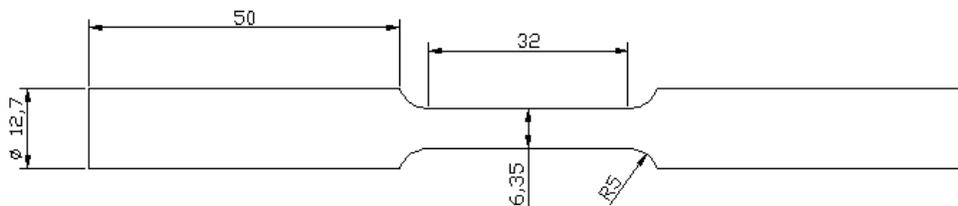


Figura III.1. Dimensiones de la probeta para ensayo de tracción según norma ASTM-B 557M.

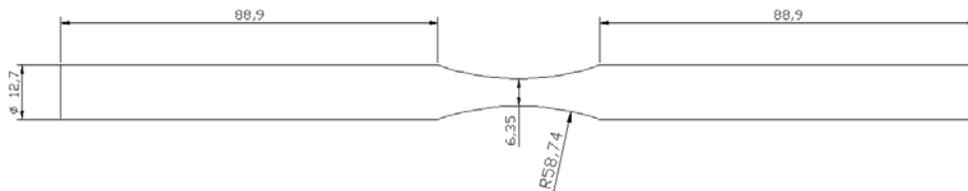


Figura III.2. Dimensiones de la probeta para ensayo de fatiga según norma ASTM E606.

3.1.3 Análisis Químico

La composición química del material se comprueba con ayuda de un estudio realizado mediante espectrometría por la empresa CVG ALUCASA asegurando que el material utilizado para la realización de las probetas se encuentra dentro de los rangos establecidos por el Metals Handbook, Vol.2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM Internacional 10th Ed. 1990.

3.1.4 Tratamiento Térmico.

1. Tratamiento térmico de solubilización: En esta etapa se calientan 71 probetas a una temperatura de solubilización de $T=533^{\circ}\text{C}$ por un tiempo de estabilización de $t=2$ horas; debido a que se debe calentar el material por encima de la línea de *Solvus*, y se mantiene así hasta que se produzca una solución sólida α homogénea, tal como recomienda [ASM International, 1990]; con la finalidad de obtener una estructura uniforme de solución sólida. De igual manera se calcula el tiempo para asegurar una temperatura uniforme en todo el volumen de la probeta con base en las **Ecuaciones III.1, III.2, III.3, III.4 y III.5** utilizadas por métodos de transferencia de calor por convección natural para cilindros.

$$-\psi \times t = \frac{Ln(T - T_{\infty})}{Ln(T_0 - T_{\infty})} \text{ Para Bi} < 0,1 \quad \text{Ecuación III.1}$$

$$\psi = \frac{h \times A}{m \times C_e} \quad \text{Ecuación III.2}$$

$$h = \frac{N_{ud} \times K_{aire}}{L_c} \quad \text{Ecuación III.3}$$

$$L_c = \frac{\text{Volumen}}{A.\text{Superficie}} \quad \text{Ecuación III.4}$$

$$Bi = \frac{h \times L_c}{k} \quad \text{Ecuación III.5}$$

Donde:

- A = Área de la superficie.
- m = masa.
- C_e = Calor específico.
- h = Coeficiente de convección
- T = 533°C.
- T_∞ = 543°C.
- T₀ = 27°C.
- Bi = Número de Biot.
- k = Conductividad térmica.
- N_{ud} = Nusselt para convección natural de un cilindro en posición horizontal.

Con esto se obtiene que para una probeta con la aleación utilizada la temperatura deseada (533°C) es alcanzada por el centro de la misma cerca de

los 40 minutos, por lo que mantenerlas por periodo de 2 horas es suficiente para asegurar la solubilización completa de la probeta.

2. Temple: Consiste en un enfriamiento rápido de las 71 probetas en agua a temperatura ambiente de $T=25^{\circ}\text{C}$, este se realiza con el fin de mantener una solución sólida sobresaturada.
3. Para mantener las propiedades del material solubilizado y evitar el envejecimiento natural que normalmente ocurre a temperatura ambiente, se coloca las 71 probetas bajo temperaturas cercanas a los 0°C mientras se espera para realizar los tratamientos posteriores.
4. Envejecimiento: en esta etapa se dividirán las 60 probetas a ensayar en dos grupos de 30. Para el aluminio AA-6061 el rango de temperatura es de: la temperatura mínima 0°C y la máxima varía entre 585°C y 533°C . La selección de estas temperaturas se hace en base al porcentaje de peso de Mg_2Si presenten en la aleación a ensayar, esto debido a que la línea de *Solvus* varía a media que va a aumentando el porcentaje de peso de este. Debido a que este trabajo forma parte de un conjunto de investigaciones que se están llevando a cabo en el Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación de la Universidad de Carabobo, uno grupo será sometido a una temperatura de envejecimiento de 177°C y el otro a una temperatura de 167°C , ambos durante un tiempo de 8 horas. Con ayuda de una termocupla se debe registrar la temperatura y con esto verificar la tendencia real que sigue el envejecimiento. Con esto se busca la formación de un precipitado fino disperso que trae como consecuencia una restricción del movimiento de las dislocaciones [Askeland, 2006]. Esto se llevará a cabo en el equipo mostrado en la **Figura III.3**, el cual está ubicado en el Laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería mecánica de la Universidad de Carabobo. A continuación se muestra el diagrama del tratamiento térmico.

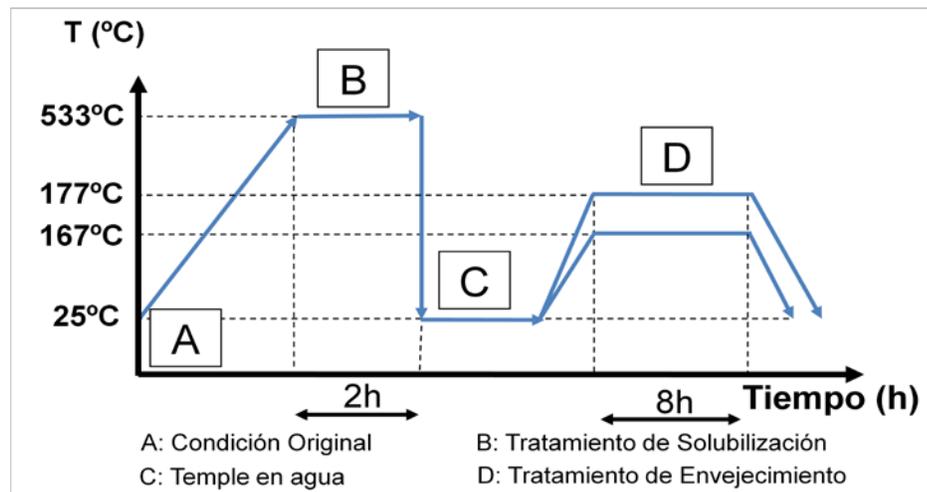


Figura III.3. Secuencia de tratamiento térmico aplicado a la aleación AA-6061.



Figura III.4. Horno para tratamiento térmico.

3.1.5 Análisis Microscópico del material.

Para lograr un análisis microscópico del material, es necesario realizar una preparación previa de una muestra del mismo. El objetivo de la preparación de las muestras metalográficas es revelar la estructura verdadera [Iriza, 2004]. La forma de

lugar esto es a través de una método sistemático de preparación de la muestra. Para la preparación de la pieza se siguió el siguiente procedimiento:

1. Realizar la inspección de la probeta para determinar la mejor forma de realizar el análisis.
2. Realizar la preparación de la muestra, la cual consiste en:
 - a. Desbaste grueso, para este se utilizará una desbastadora de cinta la cual posee un abrasivo número 50.
 - b. Desbaste fino, en este paso se utiliza papel de lija con abrasivos de distintos números, además de un poco de agua y jabón para evitar rayar la muestra.
 - c. Pulido de diamante, con la ayuda de dos paños rotativos MD-Mol con parafina gruesa y MD-Nap con fina se pule la superficie hasta lograr el acabado deseado, también se utilizó un poco de jabón líquido para para este propósito.
3. Realizar el ataque químico, el cual consiste en sumergir la muestra en un reactivo químico durante 10 segundos; siendo el recomendado para aleaciones de aluminio el reactivo Keller con una concentración de 95% Agua, 1% Ácido Fluorhídrico, 1,5% Ácido Clorhídrico y 2,5% de Ácido Nítrico.
4. Observar la superficie preparada con ayuda del Microscopio, Marca Panasonic, Modelo MC 86762 ubicado en el Laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo.
5. Capturar imágenes de las cuatro condiciones estudiadas.

Luego de esto se llevan las fotografías obtenidas a un programa de edición de imágenes a escala blanco y negro, para inmediatamente calcular mediante el mismo software el porcentaje del color negro (relativo a esa imagen) observado el cual representa el precipitado alcanzado para esa condición.



Figura III.5. Microscopio Óptico utilizado.

3.1.6 Ensayos de tracción.

Para estudiar algunas propiedades mecánicas de la aleación AA-6061 (esfuerzo de fluencia), se someten 2 probetas para cada estado de envejecimiento a ensayos de tracción, 2 probetas para condición solubilizada y 1 para condición original. En este ensayo las probetas son deformadas mediante un esfuerzo uniaxial de tracción creciente hasta que se produce la rotura de la misma, esto a una velocidad de 2 a 5 mm por minuto; esta se monta con sus extremos en la mordaza de la máquina de ensayos la cual está diseñada para alargar la probeta a una velocidad constante, y así medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada (utilizando una celda de carga) además del alargamiento resultante. Los resultados del ensayo de tracción se registran como carga en función del alargamiento digitalmente.

Una máquina universal de ensayos a tracción CTM 20 GALDABINI (para nuestro caso la ubicada en el Laboratorio de Materiales de Escuela de Ingeniería Mecánica la Universidad de Carabobo), con capacidad de 20 Toneladas permite

extraer los datos relacionados con el ensayo (alargamiento y fuerzas aplicadas) y así poder construir las gráficas esfuerzo-alargamiento.



Figura III.6. Máquina para Ensayos de Tracción.

Para obtener la curva esfuerzo-deformación se utilizaron las siguientes ecuaciones:

$$e = \frac{(l_f - l_0)}{l_0} \quad \text{Ecuación III.6}$$

$$\sigma_i = \frac{P}{A_0} \quad \text{Ecuación III.7}$$

Donde:

e= Deformación ingenieril.

σ_i = Esfuerzo ingenieril [MPa].

l_f = Longitud final de la zona calibrada (mm).

l_0 = Longitud inicial de la zona calibrada (mm).

A_0 = Área inicial de la zona calibrada (mm²).

P= Carga aplicada [N].

Para obtener el esfuerzo de fluencia de cada condición se procedió a utilizar un método gráfico llamado “offset” o desfase (**Figura III.7**) en el cual: (Paso 1) se traza una recta paralela (Color Rojo) a la curva esfuerzo-deformación (Curva Azul) en el momento de su estabilización. (Paso 2) Luego se desplaza esta recta 0,002 el eje de las abscisas (deformación ingenieril (e)) (Recta Verde). (Paso 3) Se intercepta esta recta (Recta Verde) con la curva esfuerzo-deformación (Curva Azul) logrando así obtener el valor de esfuerzo de fluencia.

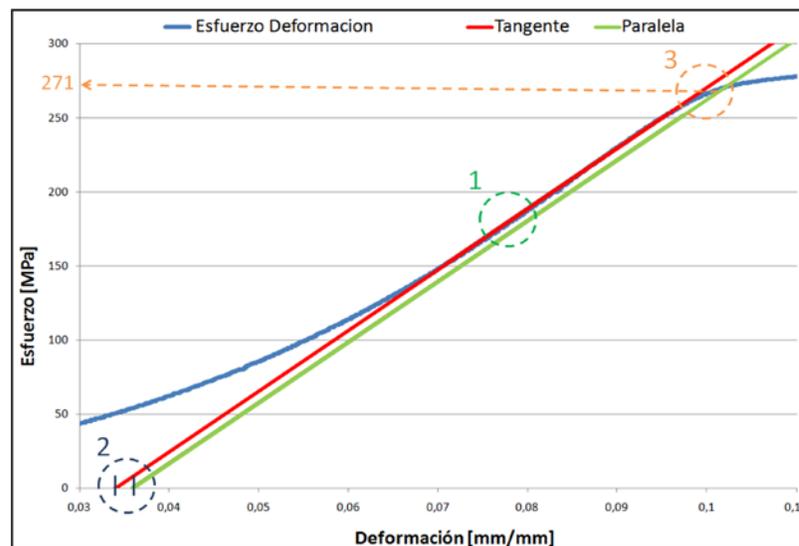


Figura III.7. Ejemplo de obtención del esfuerzo de fluencia.

3.1.7 Medición y Control de la Rugosidad Superficial.

La rugosidad se debe medir y controlar ya que es un factor relevante al momento de ensayar las probetas a fatiga y a tracción, debido a que las irregularidades en la superficie pueden ocasionar el rompimiento prematuro de las mismas, ya que estas actúan como pequeños concentradores de esfuerzo, haciendo que el ensayo pierda fiabilidad. Entonces para asegurar esto se pulen las probetas con ayuda de papel de lija de distintos números de abrasivos y un torno paralelo para posteriormente realizar la medición de la rugosidad a 10 probetas de cada condición con el rugosímetro.



Figura III.8. Probeta montada en el torno paralelo.



Figura III.9. Rugosímetro.

3.1.8 Ensayos de fatiga

Consiste en someter las probetas a una serie de esfuerzos variables y repetitivos mediante el uso de una máquina para ensayos de fatiga. El ensayo que se realiza es el de viga rotativa en voladizo a 4500 revoluciones por minuto, donde se sujeta un extremo de la probeta a una mordaza la cual es accionada por un motor y el otro lado se sujeta a otra mordaza, la cual tiene acoplado un sistema de barras con diferentes pesos, el cual se establece según el método de la escalera nombrado en el capítulo II. La probeta es sometida a flexión pura siendo este momento determinado sobre la base del nivel de tensión de flexión deseado en la probeta.

En una máquina de ensayos a fatiga a flexión rotativa FATIGUE DYNAMICS INC, modelo RBF-200 (**Figura III.10**), la cual cuenta con un registrador de ciclos y un variador de frecuencia con el que se controla la velocidad de giro es la normalmente utilizada y para nuestro caso se encuentra ubicada en el laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo. La misma realiza ensayos de fatiga para vigas en voladizo aplicando cargas totalmente invertidas sobre el espécimen.

Para establecer la carga aplicada a la probeta se necesita calcular el momento flector que es aplicado a la misma por la máquina de ensayo. Este se calculó con la **Ecuación III.8**, donde a partir de los esfuerzos de fluencia conseguidos en los ensayos de tracción se obtiene el valor del momento flector correspondiente.

$$M = \frac{\pi \times S \times D^3}{32} \qquad \text{Ecuación III.8}$$

Donde:

- **M** = Momento Flector [Lbf-pulg]
- **S** = Esfuerzo de Fluencia [Lbf/pulg²]
- **D** = Diámetro de la mínima sección transversal de la probeta [pulg]

Las probetas ensayadas en condiciones de envejecimiento (60 probetas) fueron sometidas a un medio corrosivo de cloruro de sodio (NaCl) al 3% de solución mediante un sistema de bombeo y recirculación del líquido, controlando siempre la concentración y caudal suministrado a la probeta para así garantizar la analogía de los resultados. Las probetas solubilizadas (5 probetas) fueron realizadas en medio inerte.

Para obtener un litro de solución acuosa de NaCl al 3% se procede a medir 970ml de agua y mezclarlo hasta obtener una mezcla homogénea con 30g de sal común.



Figura III.10 Máquina para ensayos de Fatiga.

3.1.9 Determinación de la dureza superficial

El estudio se realiza a 5 muestras de cada condición, con ayuda de un durómetro marca BUHLER ubicado en el Laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo (**Figura III.11**). Se utiliza para este ensayo una escala Rockwell F (recomendado aleaciones de aluminio y materiales suaves) utilizando un indentador de bola de acero de diámetro 1/16 pulgadas. Con esto se podrá estudiar la influencia del tratamiento térmico aplicado al material, ya que se compararan los resultados para los diferentes estados de envejecimiento. La dureza

superficial del material muestra directamente el grado de fragilidad del mismo, siendo una alta dureza indicativo de que el material es muy frágil.



Figura III.11. Durómetro.

3.1.10 Corte de probetas para muestras de fractografía.

Por limitación del microscopio utilizado se cortaron 4 muestras de las probetas rotas por fatiga a una medida menor a 2,5cm medidos desde el pico más alto de la superficie de fractura para cada condición de envejecimiento, para esto se utilizó una cortadora metalográfica con un disco de corte especial para materiales no ferrosos.

3.1.11 Análisis Fractográfico de la superficie de Rotura

El análisis de la superficie de fractura de las probetas cortadas en el paso anterior, tiene como objeto principal determinar los mecanismos de fractura que operan durante la formación y propagación de las grietas de fatiga, además de estudiar el tipo de fractura (frágil o dúctil) resultante en la misma.

Para la ayuda de la observación microscópica de las probetas, se realiza con anterioridad una toma macroscópica de las mismas y con esto facilitar la observación de zonas brillantes y oscuras de la fractura. No obstante al igual que para la metalografía estas fotografías se llevan mediante un programa de edición de imágenes a escala blanco y negro, para luego calcular mediante el mismo software el porcentaje de alguno de estos colores, siendo el blanco equivalente para zonas brillantes y el negro para zonas oscuras. Estas zonas caracterizan el tipo de fractura y ubicándonos sobre las mismas con el microscopio se realiza el análisis de la superficie.

Un microscopio electrónico de barrido (MEB), Marca Phillips modelo XL-30-EDAX es el que se utiliza para la realización de este estudio. Este equipo genera una señal electrónica que a su vez muestra una imagen con profundidad de muy alta resolución.



Figura III.12. Microscopio Electrónico de Barrido.

3.1.12 Flujoograma de Actividades

Para mostrar de una manera resumida las actividades descritas anteriormente, en la **figura III.13** se muestra el flujoograma de las mismas.

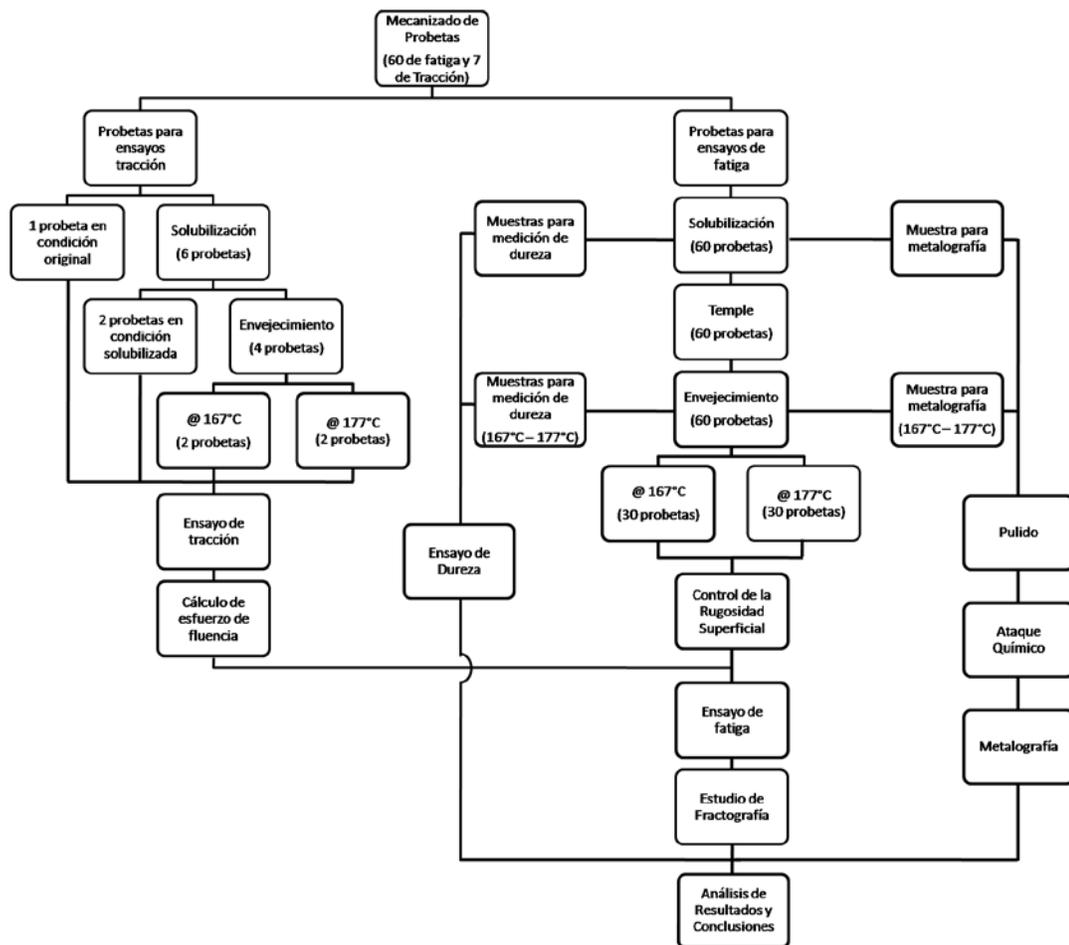


Figura III.13. Flujoograma de actividades.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1 Análisis Químico del Material

Para la aleación utilizada se obtuvo la composición química observada en la **Tabla IV.1.**

Tabla IV.1. Composición química. [CVG Alucasa, 2008] [Aluminium Association, 2003]

Elemento	Composición [%]	Rango para AA-6061	
		Min [%]	Max [%]
Si	0,66350	0,40	0,80
Fe	0,25600	-	0,70
Cu	0,31550	0,15	0,40
Mn	0,00420	-	-
Mg	0,85360	0,80	1,20
Zn	0,00140	-	-
Ni	0,00200	-	-
Cr	0,05200	-	-
Pb	0,00100	-	-
Sn	0,00200	-	-
Ti	0,01100	-	-
B	0,00010	-	-
Bi	0,00100	-	-
Ca	0,00041	-	-
Cd	0,00001	-	-
Ga	0,01000	-	-
Sr	0,00000	-	-
Li	0,00010	-	-
V	0,00700	-	-
As	0,00100	-	-
Al	97,8200	-	-

En la **Tabla IV.1** se puede observar que la aleación utilizada está dentro del rango de valores establecidos para el aluminio AA-6061. Se obtuvo que todo el magnesio presente en la aleación (0,85360%) reacciona con un porcentaje del silicio presente (0,4913%) para poder formar el silisuro de magnesio, quedando libre cierta cantidad de silicio en la aleación. Con estos valores se puede obtener el porcentaje de peso de Mg_2Si y por ende el rango de temperaturas para la solubilización y envejecimiento; estos rangos se muestran en la **Tabla IV.2**.

Tabla IV.2. Rango de Temperaturas de Solubilización y Envejecimiento para la aleación utilizada.

Peso de Mg_2Si [%]	Rango de Temperaturas [°C]	
	Solubilización	Envejecimiento
1,34	530 - 610	Hasta 530

4.2 Tratamiento Térmico.

Con la ayuda de una termocupla conectada a un dispositivo registrador e indicador, se pudo obtener una curva de datos de la temperatura interna del horno durante las 8 horas de envejecimiento de las probetas y con esto verificar que esta temperatura estuvo cercana a la deseada durante todo el tratamiento. A continuación se muestra las curvas obtenida por la termocupla:



Figura IV.1. Temperaturas registradas por la termocupla para envejecimiento artificial a 167°C por 8 horas.

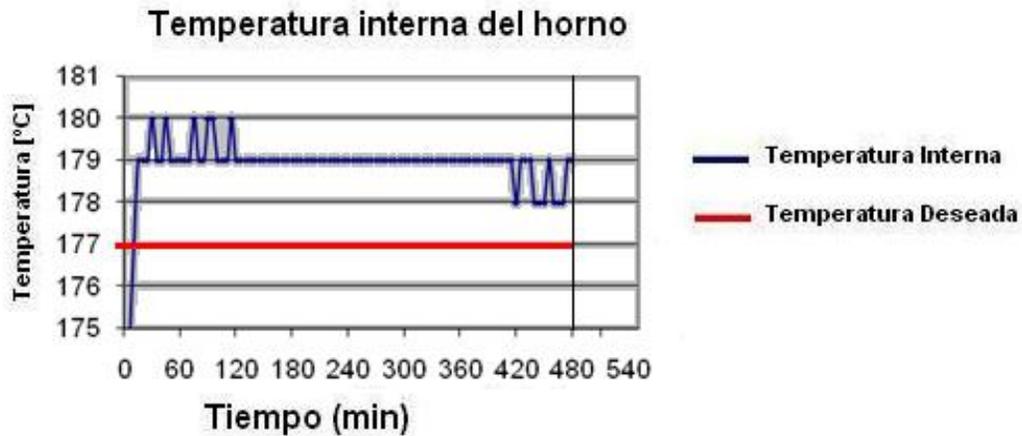


Figura IV.2. Temperaturas registradas por la termocupla para envejecimiento artificial a 177°C por 8 horas.

4.3 Análisis Microscópico del Material.

Para observar la microestructura del material utilizado se realizó el estudio a las cuatro condiciones involucradas (Envejecida a 167°C, Envejecida a 177°C, Condición Original y solubilizada) siguiendo el procedimiento antes establecido, y utilizando un aumento de 1000X.

En la **Figura IV.3** se puede ver para ambas condiciones la base de la matriz de aluminio (color blanco) con manchas negras y grises que son compuestos de silisuro de magnesio (Mg_2Si) y Fe_3SiAl_{12} (en menor cantidad). En esta situación de observación en el microscopio no se pueden notar diferencias significativas entre ambas muestras. Debido a esto, se editó el contraste de las fotos y luego con ayuda de programas computarizados se aproximó el porcentaje de las áreas negras (Mg_2Si y Fe_3SiAl_{12}) en relación al área total de la foto y estableciendo para esto que existe una homogeneidad en toda la superficie de la muestra. Se obtuvo para las probetas envejecidas artificialmente a $167^\circ C$ un porcentaje de 3,14% (total de área negra) y 2,75% para las probetas envejecidas artificialmente a $177^\circ C$.

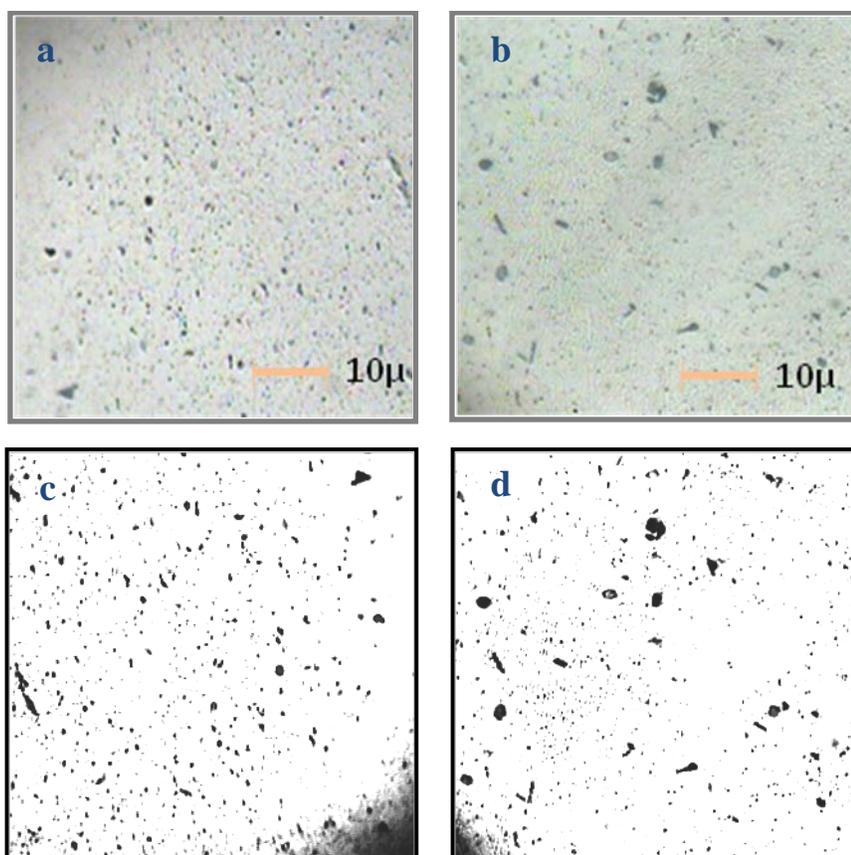


Figura IV.3. Probetas envejecidas a $167^\circ C$ 1000X (a) y $177^\circ C$ 1000X (b); y $167^\circ C$ 1000X (c) y $177^\circ C$ 1000X (d) en contraste.

Hay que recordar que para las muestras envejecidas artificialmente la estadía en el horno fue exactamente la misma, variando únicamente la temperatura en diez grados centígrados siendo esto para efectos visuales en este tipo de material un poco difícil de diferenciar.

A diferencia de la comparación comentada acerca de la **Figura IV.3**; en la **Figura IV.4** se tiene un porcentaje total de áreas negras de 4,71% para las probetas en condición original y 1,57% para las probetas solubilizadas. Analizado ahora esto se puede notar que para las muestras envejecidas artificialmente y condición original se observan precipitados de mayor proporción que en la muestra solubilizada.

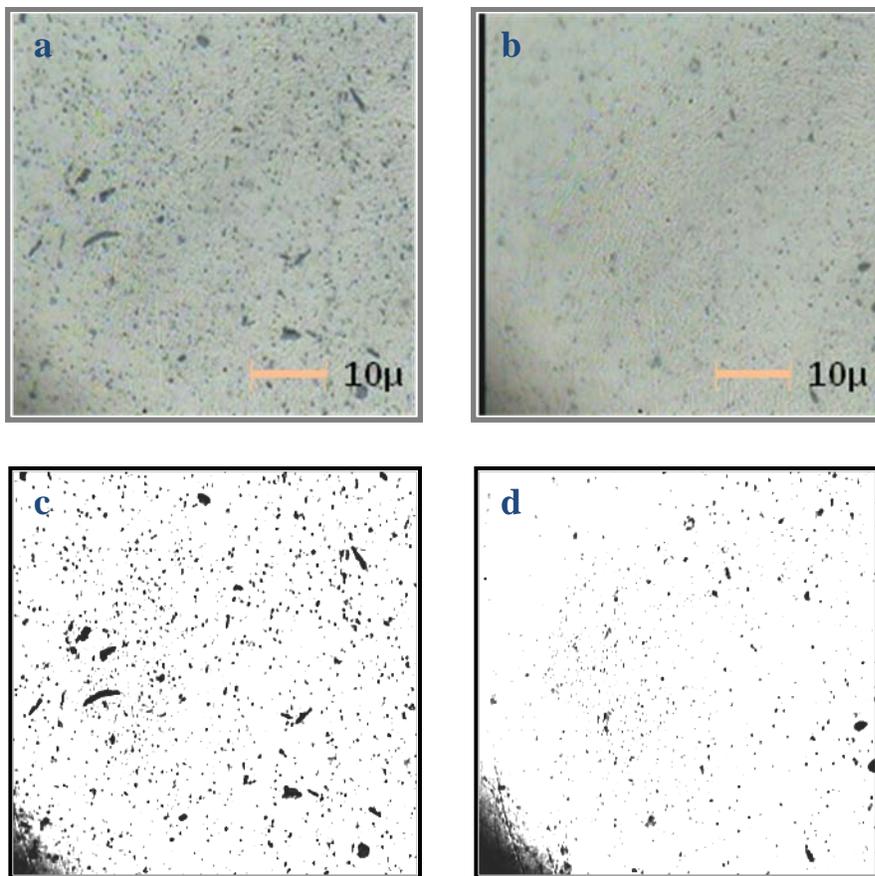


Figura IV.4. Probetas condición original 1000X (a) y solubilizada (b) 1000X; y condición original 1000X (c) y solubilizada 1000X (d) en contraste.

Una matriz baja en precipitados es clásica al observar la condición del material solubilizado. En esta condición el aluminio contiene a sus aleantes de forma dispersa y homogénea, pero cuando se realiza el enfriamiento violento se dificulta la formación y/o crecimiento de precipitados en la matriz, dejando como consecuencia una estructura saturada y con baja proporción de los mismos, siendo esto directamente influyente en las propiedades mecánicas de la aleación.

En la **Tabla IV.3** se muestra el resumen de los porcentajes obtenidos en la microestructura observada.

Tabla IV.3 Porcentaje de precipitados observados en la microestructura.

	Área Negra [%]	Área Blanca [%]
C. Original	4,71	95,29
Env-167°C	3,14	96,86
Env-177°C	2,75	97,25
Solubilizadas	1,57	98,43

4.4 Ensayos de Tracción.

Se evaluó el material en las cuatro condiciones implicadas en este estudio (envejecida a 167°C, envejecida a 177°C, condición original y solubilizada). En **Figura IV.5** se observa una curva para cada condición del material; apreciando las diferencias en los valores obtenidos gracias al cambio de propiedades adquirido por los tratamientos térmicos.

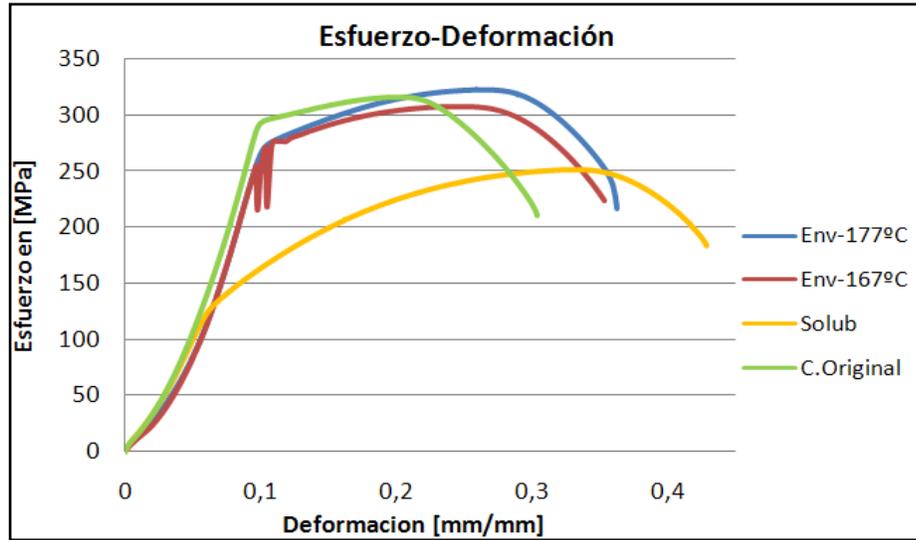


Figura IV.5. Curvas obtenidas en el ensayo de tracción.

El cálculo de esfuerzo de fluencia se obtuvo de la manera anteriormente indicada (**Capítulo III**) para todas las condiciones ensayadas, para luego obtener los valores promedios de cada condición que posteriormente fueron los utilizados para la realización de los ensayos de fatiga. En la **Tabla IV.4** se comparan los valores obtenidos de esfuerzo fluencia, alargamiento y carga máxima.

Tabla IV.4. Comparación de valores obtenidos en los ensayos de tracción.

	Esfuerzo Fluencia [MPa]	Promedio [MPa]	Desviación Estándar.	Esfuerzo Máximo [MPa]	Carga Máxima [N]	Alargamiento total [mm]
Env-167°C	256	247,0	9,0	308	9462	8,99
	238			308	9462	10,26
Env-177°C	271	265,5	5,5	323	9930	9,37
	260			318	9764	9,75
Solubilizadas	129	129,0	0,0	251	7707	11,03
	129			251	7710	12,29
C.Original	288	288,0	0,0	316	9695	7,9
T6-175°C	275,8	275,8	-	-	-	-

Se observa que para la condición de muestras envejecidas artificialmente a 167°C se tiene un valor de esfuerzo de fluencia promedio de 247 MPa, menor al de muestras envejecidas artificialmente a 177°C que es 265,5 MPa pero ambos mayores al de muestras solubilizadas a 533°C que se observa un valor promedio de 129 MPa. De igual manera se puede analizar el esfuerzo máximo, siendo que para valores de 177°C en envejecimiento artificial se obtuvo el mejor rendimiento.

Para aleación de aluminio AA-6061 envejecida artificialmente se tiene que bajo un tratamiento de T6 para la temperatura de 175°C, el esfuerzo de fluencia observado es de 275,8MPa (40.000psi) [Askeland, 2006] estando bastante cerca al valor promedio conseguido en nuestros ensayos para el material envejecido a 177°C.

De los resultados obtenidos es fácil visualizar que para las probetas en condición original y envejecidas artificialmente (ambas temperaturas) el valor de esfuerzo de fluencia observado y el de esfuerzo máximo supera ampliamente a estos mismos valores para condiciones de solubilización. Esto normalmente es debido a que la microestructura que presenta esta condición en particular (condición solubilizada), no contiene muchos precipitados de los aleantes del material a lo largo de su matriz, perdiendo algunas propiedades mecánicas proporcionadas por los mismos.

4.5 Ensayos de Dureza.

Para las cuatro condiciones del material (condición original, solubilizada, envejecida artificialmente a 167° y 177°) se realizaron ensayos de dureza en la escala de Rockwell F.

Tabla IV.5. Valores de dureza para las distintas muestras.

Condición	1	2	3	4	5	Promedio	Desviación Estándar
Condición Original	89,5	90,7	90,2	90,5	90,2	90,2	0,4
Solubilizadas	74,0	73,1	75,5	73,2	74,0	73,9	0,9
Envejecidas a 167°C	89,6	89,8	89,4	89,4	89,8	89,6	0,2
Envejecidas a 177°C	89,3	90,7	89,9	90,6	90,1	90,1	0,5

En la **Tabla IV.5** se puede observar que la dureza disminuye al ser solubilizado el material, posteriormente al aplicársele el tratamiento térmico de envejecimiento artificial a 167°C y 177°C durante 8 horas, se puede notar como la dureza vuelve a valores similares a los de su estado original.

4.6 Medición de la Rugosidad Superficial.

Se tomaron 10 probetas escogidas al azar para cada condición (envejecidas artificialmente a 167°C y 177°C) y así realizar dicha medición. Como la superficie de la probeta es una curva se programó el rugosímetro para realizar carreras relativamente cortas y así simular lo más posible a una línea recta además de realizar 3 mediciones a cada muestra para obtener un buen promedio. En las Tablas **IV.6** y **IV.7** se muestran los resultados obtenidos.

Tabla IV.6. Rugosidad obtenida en probetas envejecidas a 167°.

Probeta	Rugosidad (μ)			Promedio	Desviación Estándar
	Medición 1	Medición 2	Medición 3		
1	0,34	0,39	0,43	0,39	0,037
2	0,50	0,61	0,64	0,59	0,060
3	0,64	0,71	0,69	0,68	0,029
4	0,71	0,53	0,84	0,69	0,127
5	0,36	0,35	0,33	0,35	0,012
6	0,92	0,67	0,90	0,83	0,113
7	0,44	0,45	0,45	0,45	0,005
8	0,45	0,41	0,51	0,46	0,041
9	0,33	0,35	0,36	0,35	0,012
10	0,40	0,32	0,34	0,35	0,034
PROMEDIO GENERAL				0,51	0,163

Tabla IV.7. Rugosidad obtenida en probetas envejecidas a 177°.

Probeta	Rugosidad (μ)			Promedio	Desviación Estándar
	Medición 1	Medición 2	Medición 3		
1	0,23	0,29	0,28	0,27	0,026
2	0,38	0,39	0,38	0,38	0,005
3	0,35	0,37	0,34	0,35	0,012
4	0,67	0,71	0,74	0,71	0,029
5	0,22	0,26	0,22	0,23	0,019
6	0,49	0,44	0,39	0,44	0,041
7	0,21	0,18	0,21	0,20	0,014
8	0,59	0,52	0,64	0,58	0,049
9	0,29	0,26	0,28	0,28	0,012
10	0,38	0,57	0,42	0,46	0,082
PROMEDIO GENERAL				0,39	0,154

Para las 2 condiciones de envejecimiento se logró observar un promedio general bastante estable menor a 0,6 micras, favoreciendo esto para los ensayos de

fatiga ya que se tiene una rugosidad menor en su superficie evitando inicios de grietas o fallas que puedan distorsionar los valores obtenidos en los ensayos.

4.7 Ensayos de fatiga

Los esfuerzos a aplicar durante los ensayos (carga a colocar en la máquina), representan un porcentaje del esfuerzo de fluencia del material a las condiciones a ensayar. La distribución de las probetas se fue modificando a medida que se realizaban los ensayos siguiendo el método de la escalera. Esto debido a que la dispersión en el número de ciclos era mayor para unos niveles esfuerzos que para otros. La distribución de las probetas ensayadas para cada condición (envejecidas artificialmente a 167°C y 177°C) a cada nivel de esfuerzo y su respectivo número de ciclos se muestra en las Tablas **IV.8** y **IV.9**.

Tabla IV.8. Resultados de los ensayos de fatiga bajo medio acuoso de NaCl al 3% de probetas envejecidas a 167°C durante 8 horas

Porcentaje de Esfuerzo de Fluencia [%]	Esfuerzo [MPa]	Ciclos	Promedio de Ciclos	Desviación de Ciclos
89,17	222,30	18.000	18.700,00	6.672,83
		27.200		
		10.900		
80,07	197,60	25.000	26.100,00	1.100,00
		27.200		
69,15	172,90	88.400	63.133,33	20.992,91
		37.000		
		64.000		
60,05	148,20	165.300	182.166,67	87.504,43
		169.300		
		372.400		
		113.000		
		123.300		
		149.700		
49,13	123,50	1.401.100	631.083,33	375.526,97
		769.000		
		535.200		
		351.300		
		415.200		
		314.700		
40,03	98,80	1.505.300	912.242,86	289.941,21
		1.015.300		
		738.300		
		476.000		
		926.100		
		848.400		
		876.300		
30,94	74,10	1.718.700*	1.715.133,33	19.555,11
		1.737.100*		
		1.689.600*		

*Ensayo considerado como vida infinita (la probeta no rompió)

Tabla IV.9. Resultados de los ensayos de fatiga bajo medio acuoso de NaCl al 3% de probetas envejecidas a 177°C durante 8 horas

Porcentaje de Esfuerzo de Fluencia [%]	Esfuerzo [MPa]	Ciclos	Promedio de Ciclos	Desviación de Ciclos
89,72	238,95	13.700	14.200,00	500,00
		14.700		
79,57	212,40	33.200	28.833,33	6.175,40
		20.100		
		33.200		
69,41	185,85	80.900	70.700,00	7.249,83
		64.700		
		66.500		
59,25	159,30	177.300	219.425,00	154.089,54
		113.100		
		105.400		
		481.900		
50,79	132,75	113.800	313.928,57	172.320,34
		139.200		
		308.800		
		640.900		
		263.200		
		471.600		
		260.000		
40,63	106,20	553.100	592.650,00	188.114,54
		408.400		
		868.800		
		729.600		
		228.000		
		573.000		
		700.200		
		680.100		
30,47	79,65	1.735.400*	1.559.300,00	128.764,46
		1.431.100*		
		1.511.400*		

*Ensayo considerado como vida infinita (la probeta no rompió)

Con la **Tabla IV.8** y **IV.9** se muestra que, en los niveles altos de esfuerzos aplicados a las probetas la dispersión del número de ciclos en que ocurre la fractura del material es menor que a niveles bajos de esfuerzos aplicados, esto debido a que un alto nivel de esfuerzo complementario a la acción de la solución salina, produce concentración de tensiones al avanzar el extremo de la grieta, originándose una velocidad de propagación de la misma mucho más alta que la que se genera a un bajo nivel del esfuerzo aplicado, haciendo que factores como la rugosidad superficial, homogeneidad del material y/o cantidad de solución salina suministrada a la muestra no afecten de manera determinante en la rotura del material.

La representación grafica de los datos obtenidos a través de la realización de los ensayos se muestra a continuación.

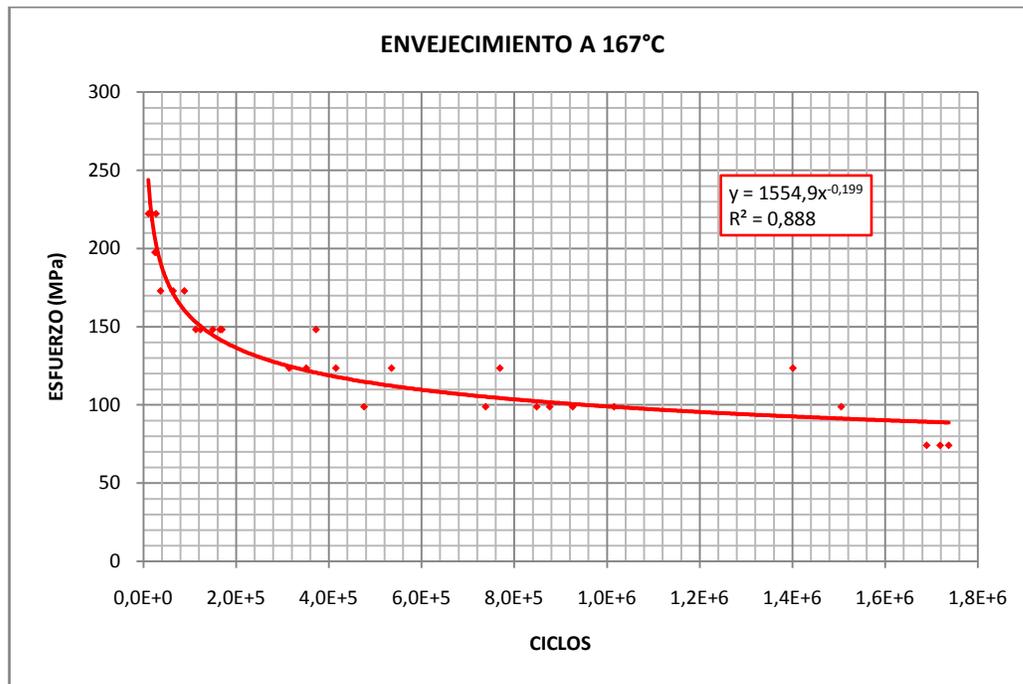


Figura IV.6. Gráfica de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 167°C durante 8 horas

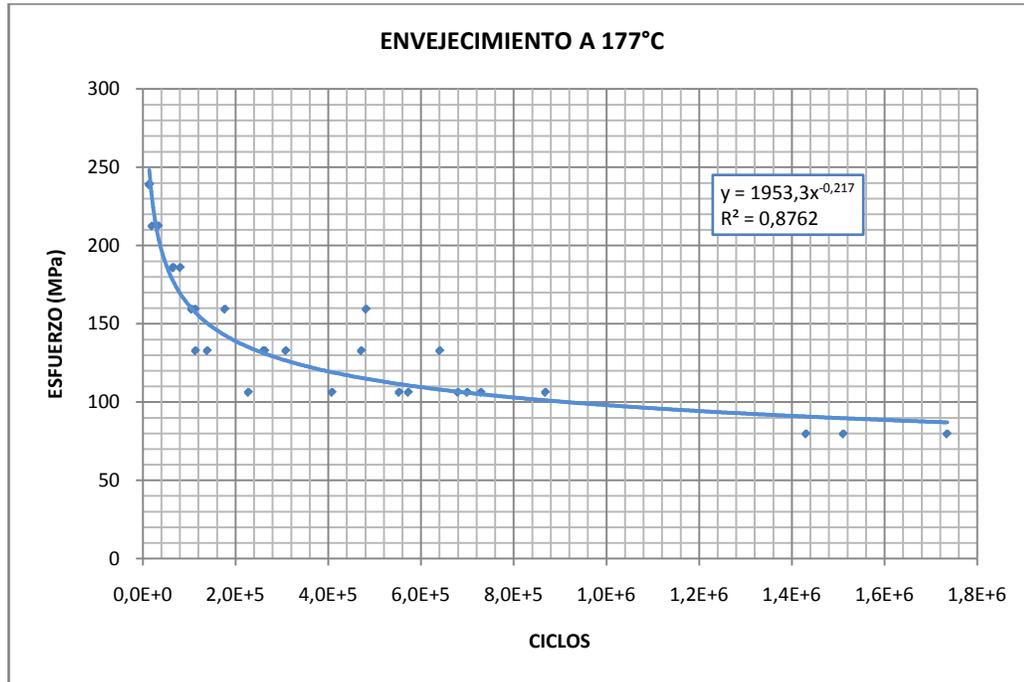


Figura IV.7. Gráfica de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 177°C durante 8 horas

Partiendo del modelo matemático de Basquin, se logró linealizar las curvas de Wöhler, a continuación se presenta un cálculo tipo para la obtención de la recta, tomando como base la ecuación ($S=1554,9xN^{-0,199}$) de la curva de tendencia mostrada en la **Figura IV.6:**

$$S = AxN^K$$

$$\log S = \log A + k \log N$$

$$\log S = Y$$

$$\log A = b$$

$$\log N = X$$

$$k = m$$

$$Y = mX + b$$

Ecuación IV.3

Sustituyendo los valores en la ecuación se tiene:

$$Y = -0,199X + 3,192 \quad \text{Ecuación: IV.4}$$

Se aplica el mismo procedimiento para la curva mostrada en la Figura IV.8:

$$Y = -0,217X + 3,291 \quad \text{Ecuación: IV.5}$$

Graficando las ecuaciones **IV.4** y **IV.5** en escala logarítmica se tiene:

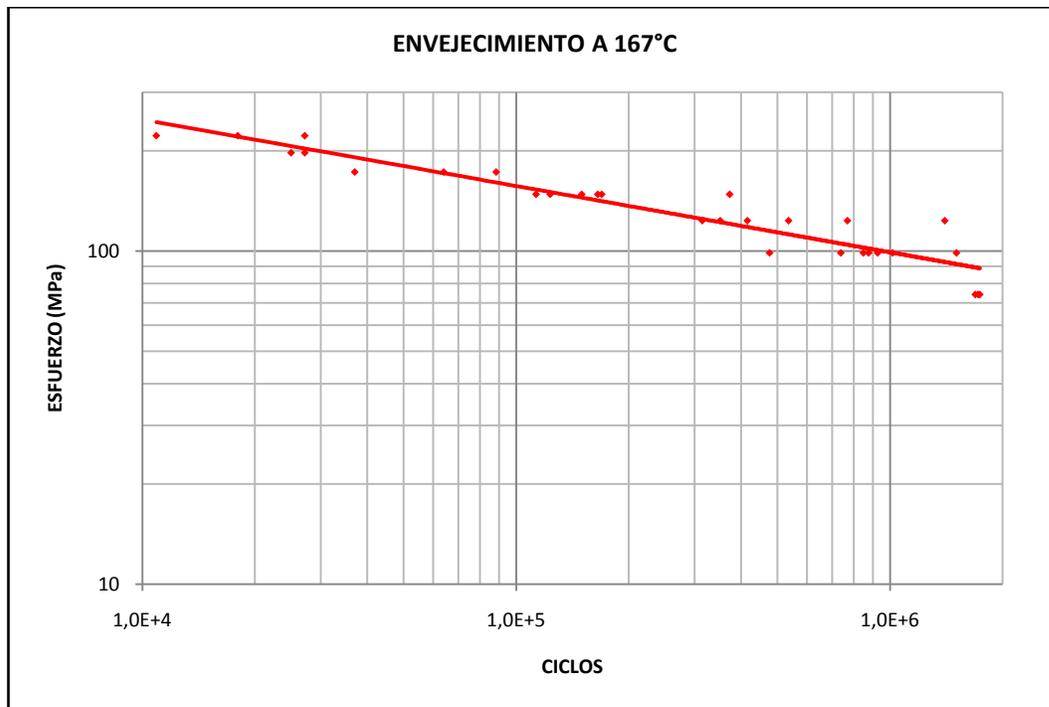


Figura IV.8. Gráfica linealizada de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 167°C durante 8 horas

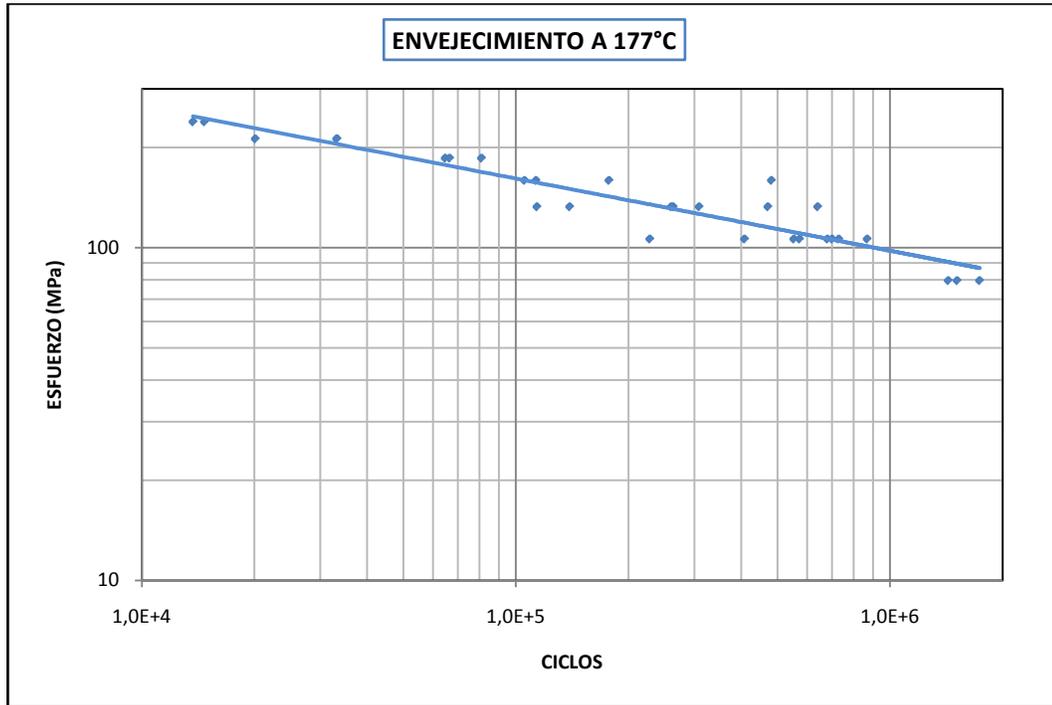


Figura IV.9. Gráfica linealizada de la Resistencia a la Fatiga bajo medio acuoso NaCl al 3% de probetas envejecidas artificialmente a 177°C durante 8 horas

En el presente trabajo no se realizaron ensayos de fatiga a probetas en condición original, por lo tanto se tomó como referencia los resultados obtenidos del trabajo de grado anteriores [Correa et al, 2006], para así compararlos con los resultados obtenidos en el presente estudio. Adicionalmente, se realizó un ensayo adicional probetas solubilizadas (sin medio corrosivo) durante 2 horas (ver **Tabla IV.10** y ensayos realizados), para complementar un estudio dirigido por el Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo.

Tabla IV.10. Resultados de los ensayos de fatiga de probetas solubilizadas durante 2 horas.

Nº	Esfuerzo [MPa]	CICLOS	Ensayo Realizado	Nº	Esfuerzo [MPa]	CICLOS	Ensayo Realizado
1	103,2	1.657.100		14	116,83	355.000	
2	103,2	847.800		15	121,32	363.200	
3	103,2	1.602.300		16	121,32	347.000	
4	103,38	1.510.200	*	17	121,32	206.000	
5	103,38	1.505.000	*	18	121,32	125.200	
6	109,60	1.534.200		19	125,80	345.700	
7	109,60	1.546.700		20	125,80	458.700	
8	109,65	936.200		21	125,85	447.500	
9	112,37	769.300		22	125,85	336.600	
10	112,37	845.400		23	129,00	187.700	
11	112,37	812.900		24	130,35	310.200	*
12	116,86	1.264.300	*	25	130,35	365.300	*
13	116,82	1.348.600					

*Ensayos realizados en esta investigación.

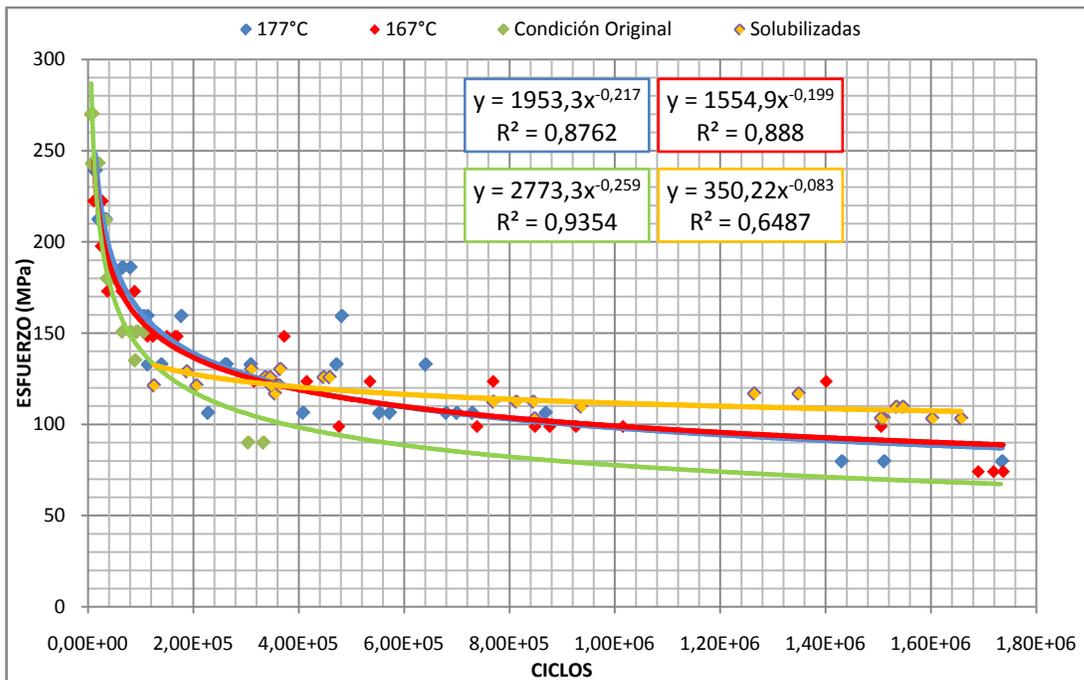


Figura IV.10. Comparación gráfica de las condiciones estudiadas.

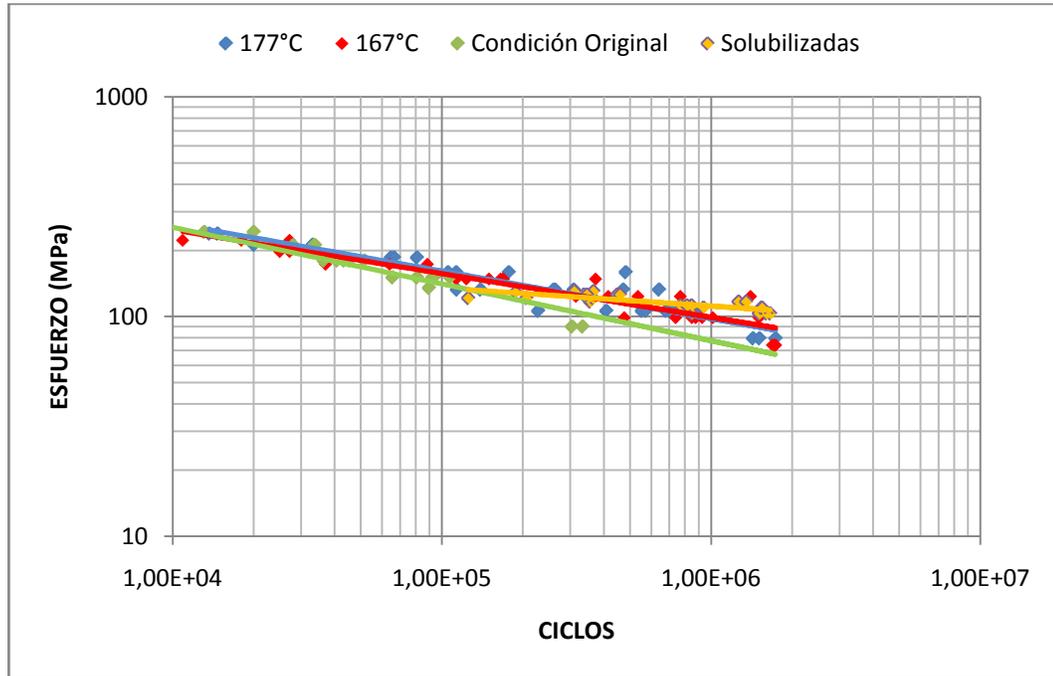


Figura IV.11. Comparación gráfica de las condiciones estudiadas en escala logarítmica.

Debido a que en las graficas (**Figura IV.10** y **Figura IV.11**) no se aprecia con exactitud las diferencias entre las tres condiciones, para un mismo esfuerzo se tomaron los números de ciclos correspondientes a cada condición para determinar cual ofrece mayor resistencia a la fatiga, calculando los porcentajes que los diferencian respecto a la condición original; esto se observa en la **Tabla IV.11** y en la **Figura IV.12**.

Tabla IV.11. Comparación del número de ciclos vs. Esfuerzo respecto a la condición original.

	Diferencia respecto a la condición original [%]					
	100 MPa	128 MPa	156 MPa	184 MPa	212 MPa	240 MPa
Envejecidas 167°C	261,239	195,989	155,675	128,457	108,929	94,281
Envejecidas 177°C	238,137	198,0207	170,808	150,984	135,819	123,794
Condición Original	100	100	100	100	100	100
Solubilizadas	766,223	124,076	28,845	8,538	3,004	1,203

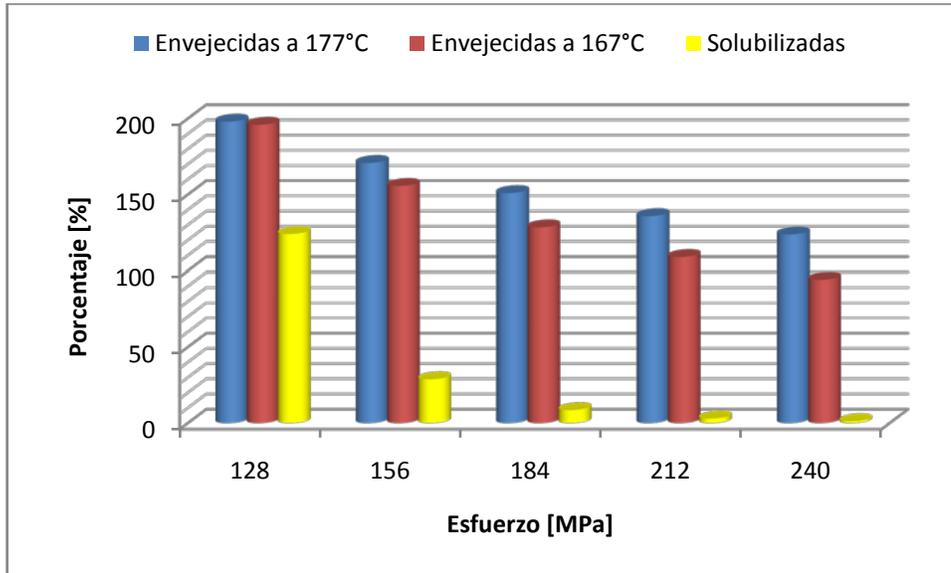


Figura IV.12. Comparación del número de ciclos vs. Esfuerzo.

En la **Figura IV.12** y en los valores de la **Tabla IV.11** se observa un incremento significativo en la resistencia a la fatiga en las probetas envejecidas artificialmente respecto a las probetas en condición original; y esta diferencia aumenta a medida que disminuyen los esfuerzos aplicados, evidenciándose la influencia del tratamiento térmico sobre la resistencia a la fatiga en el material. En contraste; las diferencias observadas entre las dos condiciones envejecidas artificialmente a efectos prácticos son despreciables, esto se debe a que los 10°C de diferencia que existentes entre ambas condiciones no representan un factor determinante en la resistencia a la fatiga de la aleación. Con respecto a la curva del material solubilizado se percibe una mayor resistencia a la fatiga en relación a las demás condiciones cuando está sometido a bajas cargas, esto sin tomar en cuenta que en los ensayos de esta condición se trabajó en un medio inerte lo cual afecta directamente en la vida a la fatiga del material y siendo un poco difícil de realizar comparaciones veraces.

4.8 Evaluación de la Superficie de Fractura (Fractografía)

Con la finalidad de observar diferencias notables para cada condición se evaluaron cuatro probetas (ver **Tabla IV.12**), una para máximo esfuerzo y una en el mínimo esfuerzo que causó falla en la probeta. Las probetas fueron seleccionadas calculando para cada valor de esfuerzo el promedio de la cantidad de ciclos hasta la fractura y eligiendo la muestra cuya cantidad de ciclos hasta la ruptura se acercó más a este número, como se observa en la **Tabla IV.12**.

Tabla IV.12. Selección de muestras para estudios de fractografía.

	Esfuerzo de fluencia [%]	Promedio [Ciclos]	Probeta más cercana [Ciclos]
Probetas envejecidas a 167°C	40	912.242,86	926.100
	90	18.700,00	18.000
Probetas envejecidas a 177°C	40	592.650,00	573.000
	90	14.200,00	14.700

Para tener una mejor visualización del tipo y forma de fractura se sometieron las muestras a fotos macroscópicas (**Figura IV.13**) realizadas con una cámara digital logrando con esto observar las zonas características de fracturas. Adicionalmente para facilitar la observación de áreas claras y oscuras de las muestras se editó el contraste de las mismas y luego con ayuda de programas computarizados se aproximó el porcentaje de las áreas en relación al área total de fractura de la probeta.

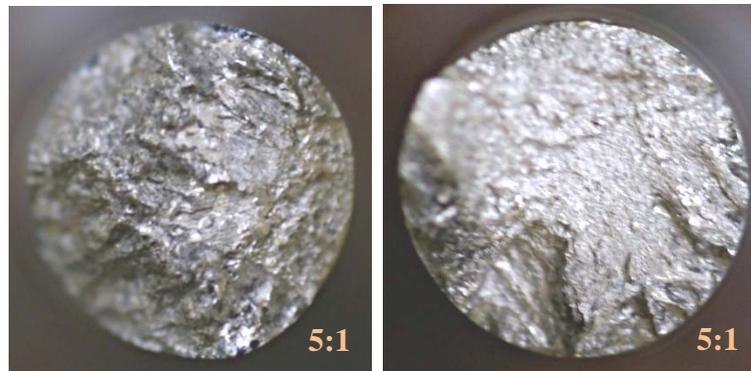


Figura IV.13. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 177°C y 8 horas. (a) ensayada a bajas cargas. (b) ensayada a altas cargas.

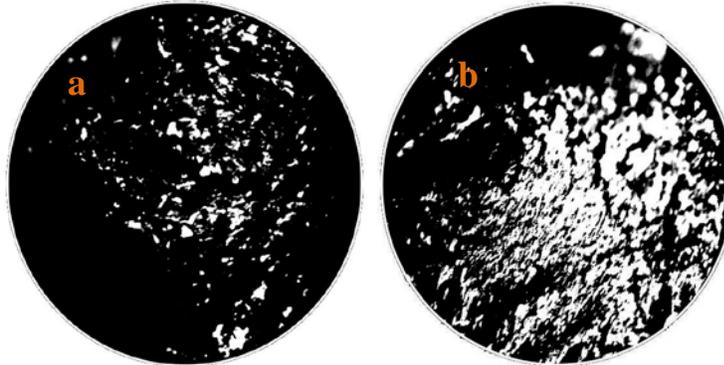


Figura IV.14. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 177°C y 8 horas con contraste. (a) ensayada a bajas cargas. (b) ensayada a altas cargas.

En la **Figura IV.14 (b)** se observa claramente el predominio de zonas claras (en aproximadamente 77,18%); por lo contrario para la probeta sometida a bajas cargas (**Figura IV.14 (a)**) se observa un 19,81% (aproximadamente) de zonas claras.

En la **Figura IV.15** se observa la foto microscópica de la zona central de una probeta que falló a fatiga a un esfuerzo de 238,95 MPa que representa el 90% del esfuerzo de fluencia del material en esa condición (envejecida a 177°C por 8 Horas). Se distingue claramente la existencia de grietas y facetas de clivaje debidas a la alta carga suministrada a la probeta durante el ensayo, ocasionando movimientos bruscos del material que posteriormente producen las grietas.

Estas características de fractura (clivajes y grietas) son comunes a fracturas tipo frágiles, y a nivel macroscópico se muestran como una zona brillante de la muestra abarcando la mayoría del área de fractura (ver **Figura IV.14b**). En la **Figura IV.16** se tiene una fotografía del borde de la probeta con un zoom de 30X donde posiblemente se realizó un inicio de la rotura, pudiéndose observar levemente el poco desarrollo que tuvo la grieta durante el ensayo generando zonas brillantes.

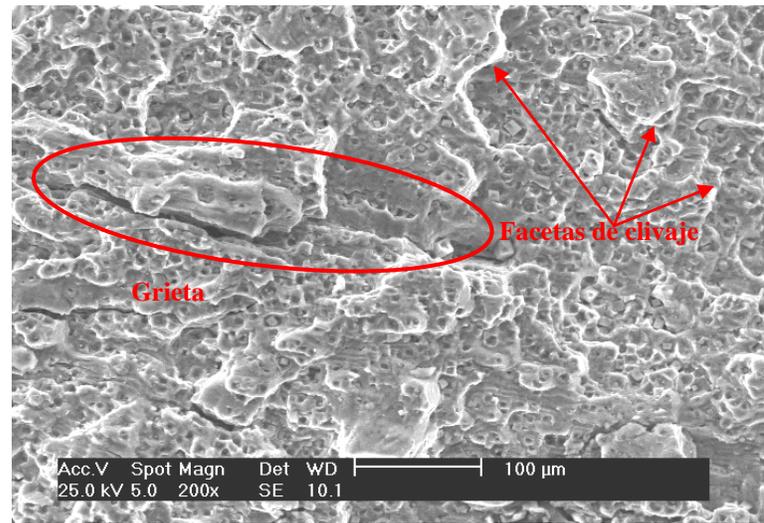


Figura IV.15. Foto microscópica a 200X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo.

Estas características de fractura (clivajes y grietas) son comunes a fracturas tipo frágiles, y a nivel macroscópico se muestran como una zona brillante de la muestra abarcando la mayoría del área de fractura (ver **Figura IV.14b**). En la **Figura IV.16** se tiene una fotografía del borde de la probeta con un zoom de 30X donde posiblemente se realizó un inicio de la rotura, pudiéndose observar levemente el poco desarrollo que tuvo la grieta durante el ensayo generando zonas brillantes.

El microscopio utilizado para la observación de estas muestras cuenta con un accesorio para la determinación de composiciones químicas (EDX), siendo el mismo utilizado en ciertos puntos de la muestra. En la **Figura IV.17** se tiene el láser del EDX apuntando hacia cierta “inclusión” observada determinando que se trataba de un cristal del cloruro de sodio, que quedó en la superficie de la fractura.

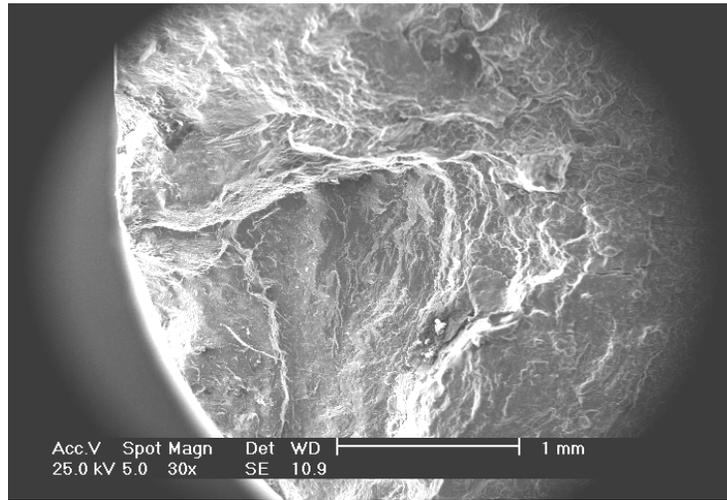


Figura IV.16 Foto microscópica a 30X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo.

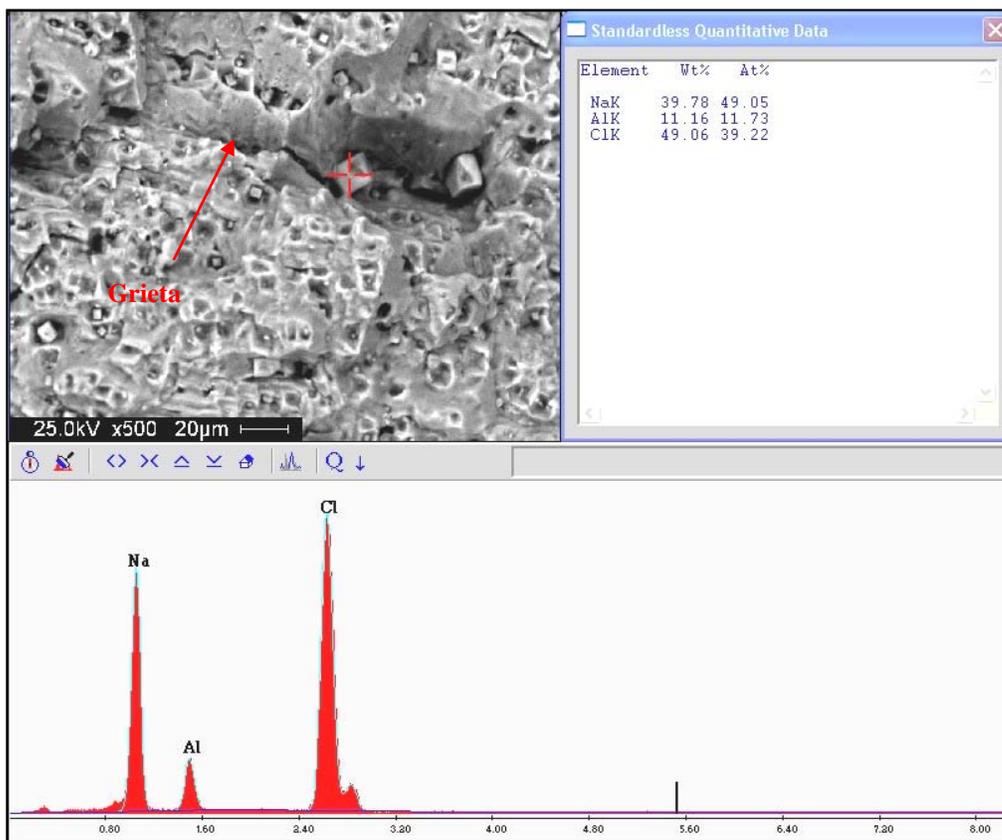


Figura IV.17 Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a alto esfuerzo con análisis químico.

Para la **Figura IV.18** se tiene una probeta ensayada a 106,2MPa que representa el 40% del esfuerzo a fluencia para una condición de 8 horas de envejecimiento a 177°C, se puede apreciar la existencia de estrías y marcas de playa que indican el crecimiento de la grieta ya un poco avanzado y que la formación de la grieta y la fractura ocurrieron en largos periodos de tiempo debido a la baja carga suministrada en el ensayo.

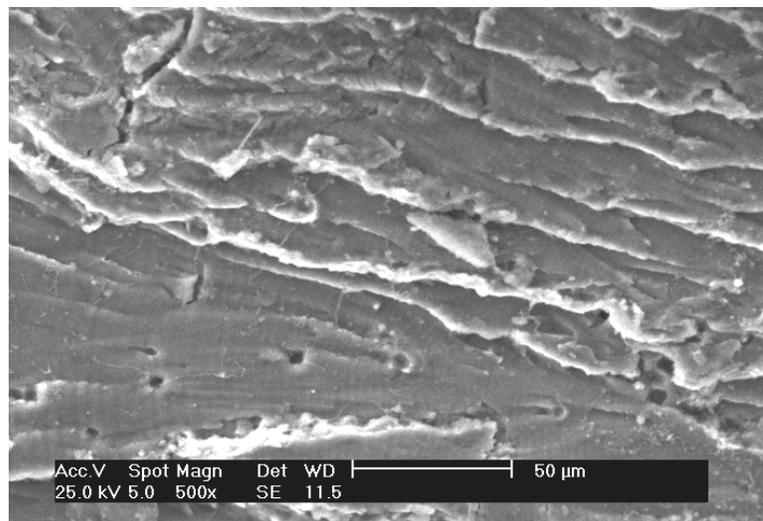


Figura IV.18. Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a bajo esfuerzo.

En la **Figura IV.19** se observa la misma probeta que en la **Figura IV.18** pero para este caso haciendo un zoom de 500X al área de dimples ubicada en forma macroscópica por las zonas oscuras u opacas de la muestra (ver **Figura IV.14a**). Estos dimples son comunes para fracturas tipo dúctiles siendo su tamaño proporcional a la energía absorbida por los mismos durante el ensayo. Esto caracteriza que para este tipo de ensayo (a bajas cargas) una fractura tipo dúctil es lo comúnmente observado ya que permiten la formación y crecimiento de fisuras y dimples ocasionando la rotura de la muestra en forma progresiva.

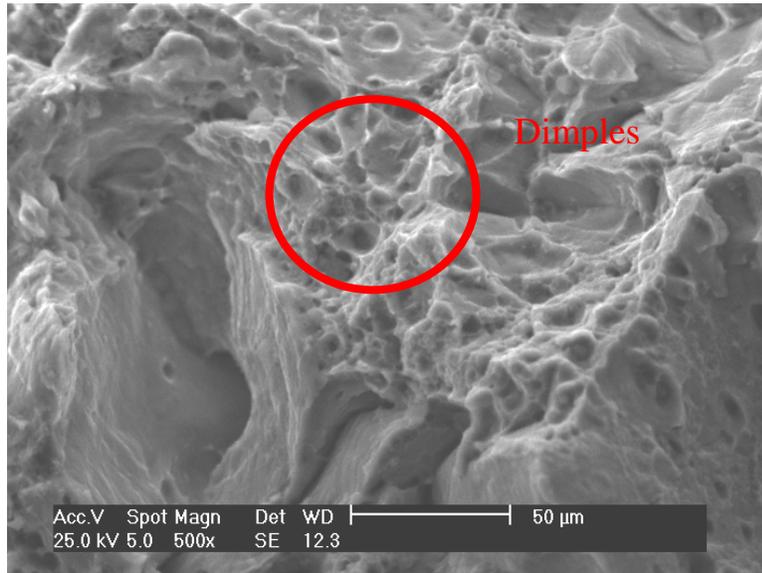


Figura IV.19. Foto microscópica a 500X de probeta envejecida a 177°C sometida a bajo esfuerzo.

En la condición de probetas envejecidas a 167°C y 8 horas se tomaron igualmente fotos macroscópicas para analizar también el tipo de fractura que se obtuvo durante el ensayo (**Figura IV.20**), haciéndolo de la misma manera que para probetas envejecidas a 177°C y 8 horas, es decir aproximando el porcentaje observado para zonas oscuras y claras (**Figura IV.21**).

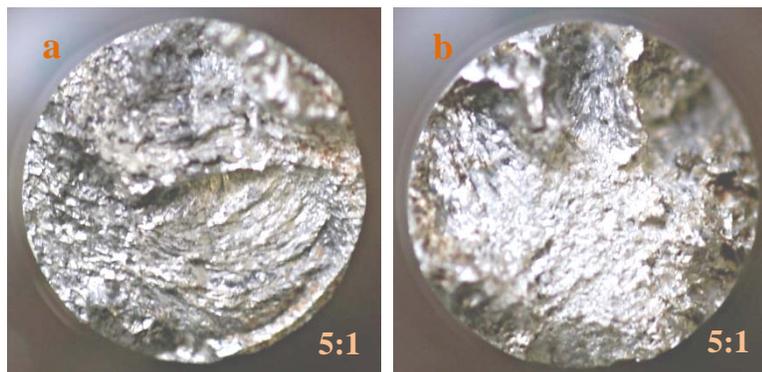


Figura IV.20. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C y 8 horas. (a) Ensayada a bajo esfuerzo y (b) ensayada a alto esfuerzo.

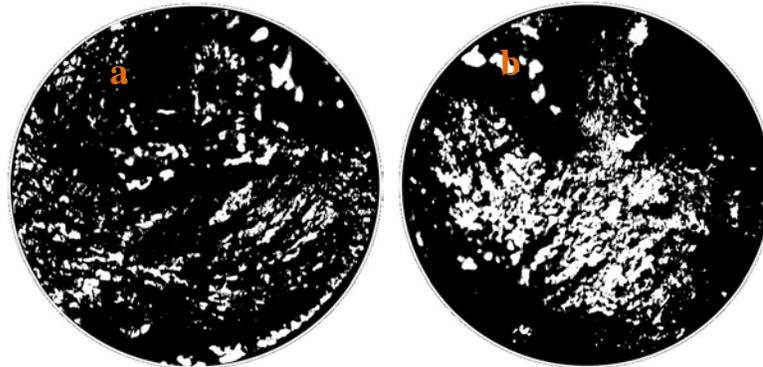


Figura IV.21. Fotos macroscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C y 8 horas con contraste. (a) Ensayada a bajo esfuerzo y (b) ensayada a alto esfuerzo.

Para este caso se aprecia de igual manera el predominio de zonas claras (en aproximadamente 59,44%) para la probeta sometida a altas cargas ya que estas son representadas por clivajes existentes en la muestra. Por lo contrario para la probeta sometida a bajas cargas se observa un porcentaje aproximado de 30,53% de zonas claras, prevaleciendo entonces el área oscura.

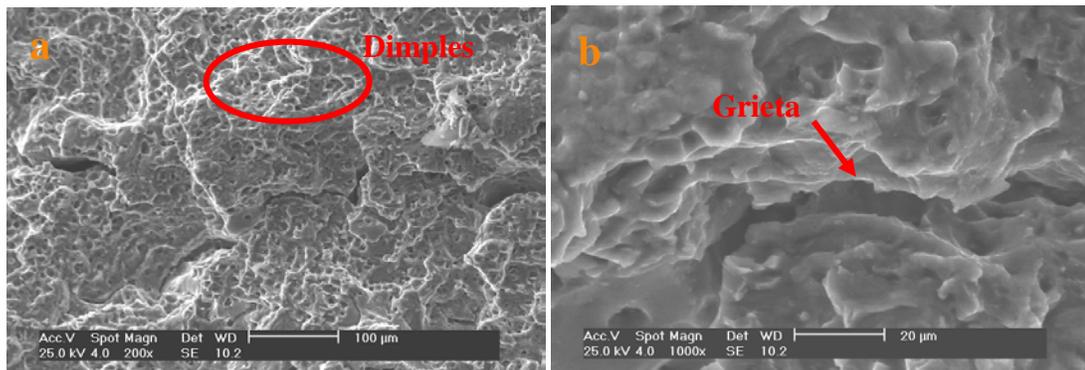


Figura IV.22. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8 horas y sometidas a alto esfuerzo.

Comparando las imágenes de la **Figura IV.22** se tiene la existencia de una grieta que se dispersa por toda la foto y atraviesa toda la probeta, además de la presencia de pequeños dimples los cuales son comunes huecos o agujeros iniciados

en la nucleaciones de los precipitados, la existencia de estas dos características indican que el tipo de fractura obtenido fue mixto. En la **Figura IV.22 (a)** podemos observar la zona central de la probeta con aumento de 200X mostrando posteriormente (**Figura IV.22 (b)**) un aumento de 1000X para observar un poco la profundidad de la grieta.

Este tipo de fracturas es normal que existan debido a la presencia de concentradores de esfuerzo en la parte superficial de la muestra. Para nuestro caso se puede tratar de pequeñas picaduras ocasionadas al aluminio por la corrosión suministrada a la probeta, siendo estas picaduras producidas por las diferentes tendencias de ionización existentes en los aleantes principales de la aleación AA6061 (silicio, magnesio, cobre y hierro) logrando polarizarse estos como cátodos y por ende el aluminio base polarizándose como ánodo y así generar la iniciación de la corrosión en los lugares de las inclusiones.

Para la probeta envejecida a 167°C y bajo esfuerzo (98,8MPa equivalente al 40% de esfuerzo de fluencia) se tomaron fotografías que corresponden a la **Figura IV.23 (a)** donde se muestra gran cantidad de dimples de mediano tamaño en partes cercanas al borde de la probeta lo cual es característica esencial de fractura tipo dúctil, mientras que para una probeta fracturada a alto esfuerzo **Figura IV.23 (b)** se muestran dimples en la zona céntrica de la probeta y con un tamaño menor a los anteriores indicando fractura tipo mixta ya que también se ven unas grietas en la superficie. Ambas fotos se encuentran a un aumento de 500X para establecer una clara diferencia.

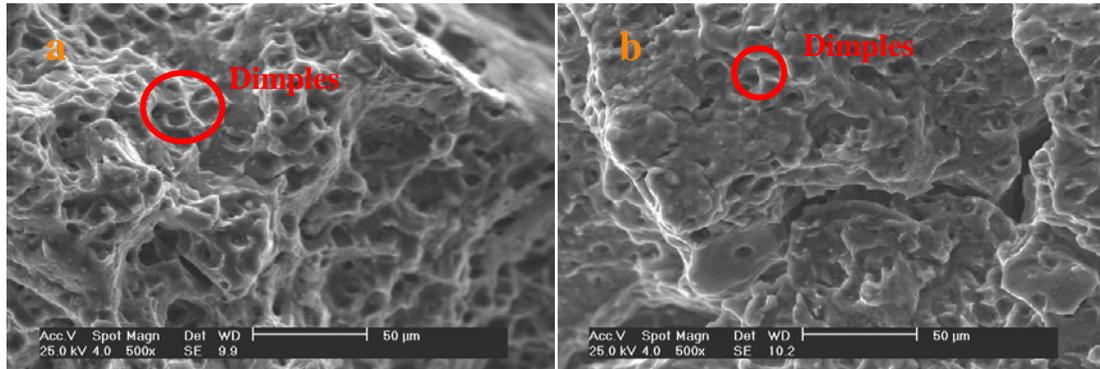


Figura IV.23. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8horas. (a)Bajo esfuerzo, (b) alto esfuerzo.

En la **Figura IV.24** tenemos una fotografía de probetas envejecidas también a 167°C por 8 horas y sometida a bajo esfuerzo, mostrando ciertas estriaciones y marcas de fatiga.

Con la ayuda del accesorio dispuesto en el microscopio utilizado se pudo hacer el análisis a cierta “inclusión” observada durante el análisis fractográfico determinando que la misma estaba compuesta principalmente por oxígeno y silicio. El análisis químico se muestra en la **Figura IV.25**.

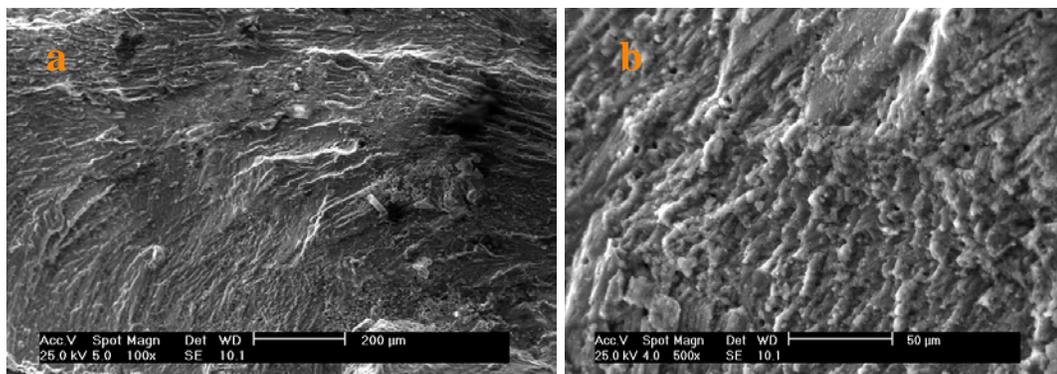


Figura IV.24. Fotos microscópicas de probetas fracturadas envejecidas a 167°C, 8horas y a bajo esfuerzo.

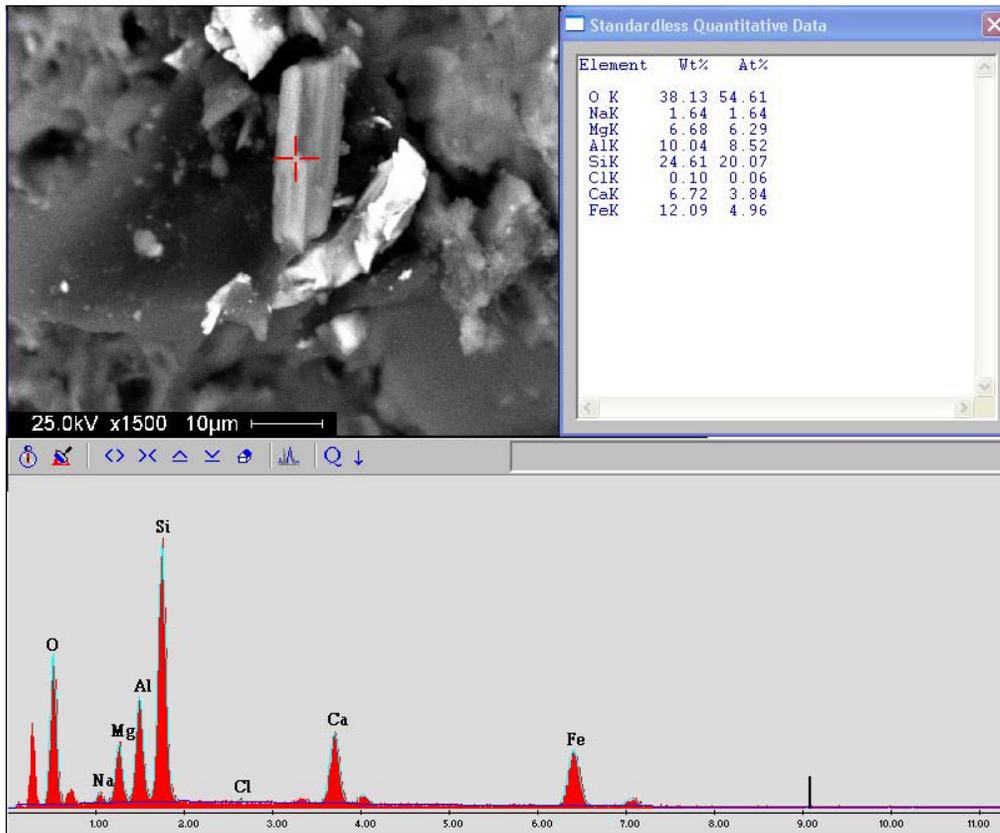


Figura IV.25. Foto microscópica a 1500X de probeta envejecida a 167°C sometida a alto esfuerzo con análisis químico.

4.9 Analogía Obtenida en los Diferentes Ensayos para la Aleación de Aluminio AA-6061.

La resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 se encuentra estrechamente relacionada al valor de esfuerzo de fluencia que proporciona el material, y este esfuerzo de fluencia está ligado directamente al tratamiento térmico aplicado a la aleación. Se aprecia que para el material envejecido artificialmente se consigue recuperar propiedades que se pierden cuando el mismo se encuentra solubilizado, como por ejemplo el esfuerzo de fluencia y dureza, las cuales son propiedades altamente importantes para el desempeño mecánico de un material. El responsable de este tipo de recuperación de propiedades es el crecimiento de los

precipitados de silisuro de magnesio en los bordes de grano durante su estadía en el horno.

En las Tablas IV.13 y IV.14 se tiene una comparación de algunos valores obtenidos durante el desarrollo de esta investigación.

Tabla IV.13 Comparación de valores obtenidos en los ensayos

	Microscopía	Tracción		Dureza	Fatiga	
	Áreas Negras [%]	E.Fluencia [Mpa]	E.Máximo [Mpa]	Rockwell F	100 MPa [ciclos]	240 MPa [ciclos]
C.Original	4,71	288	316	90,2	372748,9	12688,76
Solubilizada	1,57	129	251	73,9	2856088	152,66
Env.-167°C	3,14	247	308	89,6	973766	11963,14
Env.-177°C	2,75	265,5	320,5	90,1	887654,6	15707,91

Tabla IV.14 Comparación de valores obtenidos de porcentaje de área brillante o opaca en la fractografía.

	Fractografía			
	Alto Esfuerzo		Bajo Esfuerzo	
	Dúctil [%]	Frágil [%]	Dúctil [%]	Frágil [%]
Env.-167°C	40,56	59,44	69,47	30,53
Env.-177°C	22,82	77,18	80,19	19,81

Para analizar de manera conjunta todos los resultados obtenidos, los mismos fueron graficados en cada una de sus respectivas condiciones de estudio. En la **Figura IV.26** se tienen; **(a)** los porcentajes de areas negras para la microscopia, **(b)** dureza superficial, **(c)** esfuerzos de fluencia y esfuerzos máximo obtenidos en los ensayos de tracción, **(d)** cantidad de ciclos hasta la rotura en fatiga a bajo esfuerzo, **(e)** cantidad de ciclos hasta la rotura en fatiga a alto esfuerzo y **(f)** porcentajes de

áreas claras (fragilidad) y áreas oscuras (ductilidad) observado en las tomas macroscópicas antes de de realizar la fractografía.

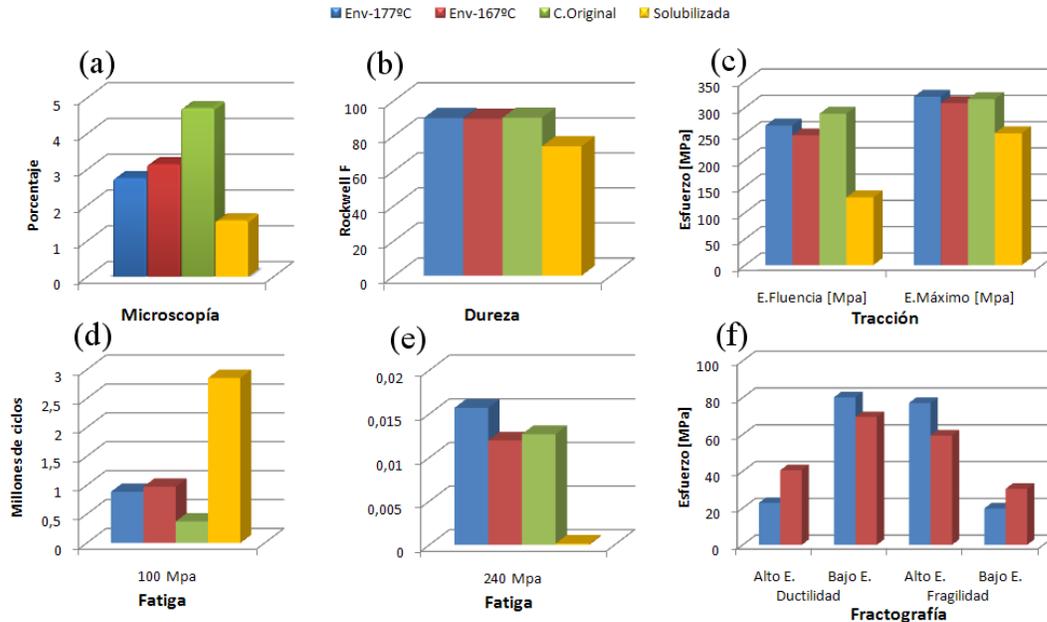


Figura IV.26 Comparación de resultados.

Se aprecia en la **Figura IV.26** que en los ensayos previos a la fatiga (microscopía, tracción y dureza) se mantiene una uniformidad particular de propiedades para cada una de las condiciones. Por ejemplo se observa (**Figura IV.26 (a)(c) y (b)**) que para las condiciones de material envejecido y original; el porcentaje de áreas negras en la microscopía (precipitados de silisuro de magnesio), el esfuerzo de fluencia y la dureza superficial se mantienen por encima de estos mismos valores para la aleación en condición solubilizada. Por el contrario para los ensayos de fatiga se observa un cambio en la continuidad que se conservaba en los ensayos previos, haciéndose diferenciar de forma apreciable la condición original y la condición solubilizada de las condiciones envejecidas artificialmente, siendo que para muestras solubilizadas es importante tener en cuenta la ausencia de medio corrosivo como factor influyente en esta propiedad.

En el estudio de la superficie de fractura se mantiene en ambas condiciones de envejecimiento artificial, que para probetas ensayadas a altos esfuerzos, el material se comporta con un mecanismo de fractura tipo frágil, y con un mecanismo de fractura tipo dúctil para probetas ensayadas a bajas cargas.

CONCLUSIONES

- La resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 para las condiciones de envejecimiento artificial estudiadas es muy similar, estableciendo que en las condiciones de envejecimiento estudiadas, una diferencia de 10°C en el envejecimiento no es determinante al momento de estudiar la fatiga para este material, sin embargo con la condición original se tiene que la vida a fatiga es menor que para la aleación envejecida artificialmente.
- El porcentaje de área ocupada por los precipitados de Mg_2Si en la aleación envejecida artificialmente a 167°C y 177°C es de 3,14% y 2,75% respectivamente; ambos mayores que para el material en condición solubilizada que es de 1,57%, esto se debe al rápido enfriamiento existente en esta última condición, ocasionando que los aleantes relacionados con la resistencia mecánica del material como el silicio y el magnesio no se precipiten debidamente y por ende no crezcan, sacrificando ciertas propiedades.
- Para las condiciones de envejecimiento estudiadas se pudo constatar la presencia de mecanismos de fractura tipo dúctil y frágil, las cuales dependen directamente de la carga suministrada a la probeta en el ensayo. Para la condición envejecida a 167°C se observa un porcentaje de áreas brillantes de 59,44% en probetas ensayadas a alto esfuerzo (fractura tipo frágil) y 30,53% a bajo esfuerzo (fractura tipo dúctil), mientras que para la condición estudiada a 177°C se observó un 77,18% de áreas brillantes para probetas sometidas a alto esfuerzo y 19,81% a bajo esfuerzo.

- El tratamiento térmico de envejecimiento aplicado al aluminio AA-6061 influye en la modificación de algunas propiedades mecánicas del mismo, ya que para el material envejecido artificialmente se obtuvo un mejor rendimiento a la fatiga que para la misma aleación en condición original, esto se evidencia en las curvas de tracción y fatiga.
- En los ensayos de dureza no se puede observar una diferencia significativa entre la condición original y las de envejecimiento. En cambio para la condición solubilizada se puede evidenciar una disminución clara en la dureza del material.

RECOMENDACIONES

- Evaluar la vida a la fatiga sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% de esta misma aleación de aluminio pero a diferentes condiciones de envejecimiento artificial, es decir aumentando el tiempo de permanencia en el horno.
- Evaluar la aleación de aluminio AA-6061 para la condición del material solubilizado sometido a un medio corrosivo de NaCl al 3% tener una mejor relación de las cuatro condiciones bajo las mismas circunstancias.
- Mejorar aun más la calidad superficial de las probetas en el área del entalle para reducir la influencia de concentradores de esfuerzos que generan roturas prematuras de la muestra.
- Realizar una limpieza a la superficie de fractura de las probetas antes de realizar la fractografía para evitar una mala interpretación de lo observado.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Anglada J. Staff V.V. Llanes L. Mateo A. M. Salán M. y Alcalá J. (2002). *Fractura de Materiales*. Cataluña, Ediciones UPC.
- ASM International. (1990). *Metals Handbook, Vol.2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* (Décima Edición). Cleveland. Editorial ASM International.
- Askeland, D. Phulé, P. (2006). *La Ciencia e Ingeniería de Materiales* (Cuarta Edición). Pittsburgh: Editorial Iberoamérica.
- Baile, M. (2005). *Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido*. Tesis Doctoral no publicada, Universidad Politécnica de Cataluña.
- Bloem, C.A. (2001). *Comportamiento a Fatiga de Uniones Soldadas Mediante MIG de la Aleación de Aluminio AA 7020*. Jornadas SAM – CONAMET – AAS, 173-180
- Callister, W. (1995). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Utah. Editorial Reverté.
- Ceschini, L. (2005) *Caracterización Microestructural y Mecánica Obtenida de Juntas Soldadas Mediante Soldadura por Fricción de la Aleación de Aluminio AA6061/20%Vol Al₂O_{3p}*. Publicación de la revista de la Asociación Italiana de Metalurgia, Edición de Julio-Agosto. 9-16

- Correa, F. y Pineda, N. (2006). *Estudio de la Resistencia a la Fatiga de la Aleación AA-6061 Bajo un Medio Acuoso con NaCl al 3%*. Trabajo Especial de Grado, Universidad de Carabobo, Naguanagua.
- Durán, C. y Hernández, N. (2007). *Efecto del Tratamiento Térmico de Envejecimiento, Aplicado a una Aleación de Aluminio AA-6061 sobre sus Propiedades Mecánicas*. Trabajo Especial de Grado, Universidad de Carabobo, Naguanagua.
- Forn, M.T. Baile y E. Rupérez (2002). *Optimización del Tratamiento Térmico de Envejecimiento en Materiales Compuestos Base Aluminio. VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandía 2002*. 859-866
- Iriza, M. (2004). *Manual de Practicas de Laboratorio de Materiales (Edición 2004)*. Naguanagua. Publicaciones de la Universidad de Carabobo.
- Ishihara, S. (2008). *Acerca de la Iniciación, Crecimiento y Comportamiento de las Picaduras por Corrosión durante el Proceso de Fatiga con Corrosión para Aluminio Puro*. International Journal of Fatigue, Vol. 30, 1659-1668.
- Jogi, B.F. (2008). *Algunos Estudios Acerca del Crecimiento de la Grieta Formada por Fatiga en el Aluminio 6061*. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 201, 380-384.
- Linares, A. Roa, A. (2007). *Determinación de la Influencia de la Temperatura sobre la Resistencia a la Fatiga de la Aleación AA-6061 Tratada*

Térmicamente con un T6. Trabajo de Grado no Publicado, Universidad de Carabobo, Naguanagua.

- Neumeyer, X. (2006). *Propiedades de Fatiga de las Aleaciones AA6061 a AA7075 de Barras Extruidas después de un Tratamiento Térmico de Regresión y Termo-Mecánico*. Revista internacional “Light Metal Age Industry”. 6-8
- Pérez, F. (2003). *Comportamiento a la Fatiga de la Aleación de Aluminio 6063 Envejecida*. Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V., Vol. 18, N° 1, 117-130.
- Pérez, C.R. (2000). *Iniciación y Crecimiento de Fisuras por Fatiga en Uniones Soldadas de Aluminio de Alta Resistencia: Aplicación del Enfoque Local*. Jornadas SAM 2000 - IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga. 499-504.
- Valencia, N. (2003). *Determinación de las Curvas S-N en Fatiga Rotatoria de las Aleaciones de Aluminio 2024-T3 Y 7075-T7351 y su Dependencia con los Tratamientos Superficiales*. Jornadas SAM/ CONAMET/ Simposio Materia. 07-16.
- Zapiráin, F. (2001). *Estudio del Comportamiento a Fatiga de dos Aleaciones de Aluminio Cortadas por Punzonado o Láser*. Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 18, 19-26

GLOSARIO DE TÉRMINOS

- **Clivaje:** Es producido por la separación de planos cristalográficos bien definidos, característicos de cada estructura.
- **Dimple:** Esta referido a la formación de hoyuelos alrededor de microcavidades, inclusiones, partículas o discontinuidades que originan una concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica.
- **Envejecimiento artificial:** recalentamiento de una aleación tratada por solución y templada a una temperatura por debajo de *solvus*, a fin de proporcionar energía térmica necesaria para formar un precipitado.
- **Inclusiones:** Se refiere a sustancias sólidas, líquidas o gaseosas que puedan apreciarse en un cuerpo. También aquellos defectos y variaciones en el aspecto y color.
- **Metaestable:** Es un estado que es un mínimo local de energía, que no es totalmente estable bajo perturbaciones del sistema por encima de cierta magnitud
- **Nucleación:** proceso físico por el cual se produce una fase nueva en un material. En el caso de la solidificación, indica la formación de partículas sólidas diminutas y estables en el líquido.
- **Precipitado:** fase sólida que se forma en la fase original de la matriz cuando se rebasa el límite de solubilidad. Frecuentemente se usa el término, en lugar de partículas de fase dispersa, para las aleaciones formadas por endurecimiento por envejecimiento.
- **Precipitado Coherente:** precipitado cuya estructura cristalina y arreglo atómico tienen una relación de continuidad con la matriz de la cual se formó.

El precipitado coherente aporta una modificación excelente del arreglo atómico en la matriz, generando un óptimo endurecimiento.

- **Solubilización:** proceso en el cual un material se disuelve en un material base sin crear una segunda fase.
- **Solución sólida sobresaturada:** solución sólida formada al enfriar rápidamente un material a partir de una región de una sola fase de alta temperatura a una región de dos fases de baja temperatura sin que se precipite la segunda fase.
- **Recristalización:** es una etapa que se realiza para recobrar las propiedades iniciales. Durante la recristalización se forman por nucleación y crecimiento granos o cristales libres de deformación, alcanzando posteriormente a todo el material y por lo tanto recobrando las propiedades originales.
- **Templado:** consiste en someter al material a un calentamiento a una temperatura superior a la crítica, dependiendo de la composición del material. Luego del calentamiento el procedimiento es seguido de un enfriamiento rápido.