



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 SOMETIDO A UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DURANTE 10 HORAS PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C, BAJO UN MEDIO CORROSIVO DE CLORURO DE SODIO NA_{CL} AL 3%”.

BRICEÑO C. MARIA ALEJANDRA.

PÉREZ S. RAFAEL. A.

BÁRBULA, NOVIEMBRE DE 2008



**UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA**



**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA
ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 SOMETIDO A UN TRATAMIENTO
TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DURANTE 10 HORAS PARA LAS
TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C, BAJO UN MEDIO CORROSIVO DE
CLORURO DE SODIO NaCl AL 3%**

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

Briceño C. Maria Alejandra

Pérez S. Rafael A.

Tutor: Ing. Eleazar Díaz

Bárbula, Noviembre del 2008



INTRODUCCIÓN

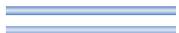
En la actualidad cada día se introducen nuevos materiales a la industria de procesos de fabricación en búsqueda de generar soluciones a los problemas de diseño de algunos equipos, maquinarias, herramientas, autos, entre otros, por lo que el estudio de los materiales y sus aleaciones ha resultado clave para el desarrollo y la evolución tecnológica de los últimos años.

El aluminio y sus aleaciones han pasado a ser parte importante de este desarrollo por el logro que se ha conseguido en cuanto a sus propiedades físicas, mecánicas y químicas, a través de diferentes métodos o tratamientos, los cuales permiten ampliar aun más el campo de aplicación del aluminio.

En el presente trabajo especial de grado se desarrollan una serie de estudios y ensayos destructivos que pretenden describir el comportamiento de una de las aleaciones que puede ser mejorada a través de la aplicación de un tratamiento térmico como lo es la AA-6061, aleación que ira aumentando su campo de aplicación en el sector industrial a medida que se conozcan de manera confiable sus propiedades y características bajo diferentes condiciones de trabajo.

Se escoge la aleación AA-6061 para este estudio en función de complementar estudios anteriores y proporcionar mayor información referente a su comportamiento, de manera que pueda ampliarse el conocimiento que se tiene acerca de este material y pueda comenzar su introducción en la industria de manera segura y confiable.

El estudio se lleva a cabo en etapas que se ven enmarcadas en capítulos, en donde se explica de forma detallada cada paso realizado en la ejecución de esta investigación, pasando por cada ensayo y estudio realizado para alcanzar los objetivos propuestos. La distribución de la investigación es como sigue:



En el capítulo 1, se estudia la situación problemática y se plantean los objetivos a desarrollar, dándole un alcance y definiendo las limitaciones del trabajo.

En el capítulo 2, se muestran las bases teóricas lo cual incluye: Comportamiento del aluminio sin tratamiento, características, propiedades, se explican los tratamientos a realizar como envejecimiento, solubilidad, se explica el fenómeno de la corrosión y la fatiga en materiales y los diferentes estudios como dureza, fractografía, microscopía, de igual forma se muestra algunos antecedentes de la investigación que se realiza, sus aspectos mas importantes y conclusiones.

En el capítulo 3, se encontrará la metodología de la investigación, especificaciones del material, características y preparación de las probetas, caracterización del material, equipos a utilizar y algunas particularidades acerca de la investigación.

En el capítulo 4, se presentarán los análisis de resultados luego de seguir la metodología propuesta en el capítulo 3, en la que se describe en principio de forma detallada los procesos a realizar y se cuantifica el problema. Por otra parte se presentan las conclusiones y recomendaciones de la investigación en el desarrollo del capítulo 5.



CAPÍTULO 1.

EL PROBLEMA

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

En los últimos años se han estudiado ampliamente las aleaciones de aluminio, ya que las diferentes propiedades que posee esta aleación permiten su incorporación en nuevos campos industriales. Son livianas, tienen buena resistencia a la corrosión y conductividad eléctrica, son dúctiles, son fáciles de maquinar, es decir pueden trabajarse fácilmente y pueden presentarse con un acabado de un aspecto muy atractivo. El conjunto de todas estas características permiten a cualquier fabricante producir artículos de mejor calidad, con características muy específicas y buen acabado, y apoyándose en su fácil maquinabilidad pueden reducir grandemente las dificultades y problemas de manufactura.

El silicio, hierro, cobre, manganeso, magnesio, cromo y zinc son los principales elementos usados para formar aleaciones de aluminio. La aleación de aluminio AA-6061, al igual que las otras aleaciones presenta características muy propias, entre las cuales podemos resaltar, que presentan un aumento en sus propiedades mediante la aplicación de un tratamiento térmico. El magnesio y silicio son los principales elementos aleantes que conforman la aleación AA-6061 aportándole buena resistencia mecánica, buena resistencia a la corrosión y una soldabilidad satisfactoria.

Uno de los tratamientos térmicos que pueden ser aplicados a este tipo de aleaciones con la finalidad de mejorar sus propiedades es el envejecimiento; el cual consiste en la precipitación de pequeñas partículas de material de la aleación a una temperatura controlada que producen un aumento en la resistencia. Cabe resaltar que antes de realizar el envejecimiento, se debe tratar la aleación térmicamente por



solución a un tiempo y temperatura determinada y posteriormente debe enfriarse rápidamente en agua (temple), para luego aplicar el tratamiento térmico de envejecimiento que puede ocurrir de forma natural a temperatura ambiente o de forma artificial a una temperatura controlada.

Por el auge que esta aleación presenta en la actualidad; ya que es de uso general en la construcción de maquinaria industrial, armamento y blindaje, se genera la necesidad de estudiar el comportamiento de la aleación de aluminio AA-6061 tratada térmicamente sometida a diferentes condiciones de trabajo que permitan mantener los niveles de confiabilidad requeridos en los diseños industriales al igual que un aumento en el campo de aplicación de esta aleación aprovechando las mejoras que pueden obtenerse en sus propiedades mecánicas y químicas mediante la aplicación de tratamientos térmicos.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo General

❖ Evaluar el comportamiento a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 tratada térmicamente con envejecimiento durante 10 horas para las temperaturas de 167°C y 177°C, bajo un medio corrosivo de cloruro de sodio NaCl al 3%.

1.2.2 Objetivos Específicos

❖ Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación AA-6061 sometido a un medio corrosivo NaCl al 3%, aplicando envejecimiento artificial con un tiempo de 10 horas a 167°C y 177 °C.



- ❖ Realizar el estudio metalográfico a la aleación AA-6061 sometido a un medio corrosivo de cloruro de sodio NaCl a una concentración del 3%, una vez aplicado el tratamiento térmico.

- ❖ Aplicar el estudio fractográfico a la aleación de aluminio AA-6061, por medio de la microscopia electrónica de barrido.

- ❖ Relacionar la resistencia a la fatiga obtenida con el estudio fractográfico realizado a la aleación, para determinar los mecanismos de fractura en el material.

1.3 JUSTIFICACIÓN

En la actualidad, en el afán de buscar nuevas y mejores tecnologías y materiales para la fabricación de productos con mejores características que permitan el desarrollo de un proceso de una manera más eficiente, se han hecho estudios acerca de nuevos materiales y/o aleaciones que puedan ofrecer mejores propiedades y mayores ventajas que los actualmente usados.

Bajo esta óptica uno de los elementos que ha sembrado mas inquietud y ha sido objeto de mucha de investigación es el aluminio, que por sus principales características lleva a pensar que puede llegar a ser un reemplazo en algunos casos particulares en los que otros materiales estén por debajo del nivel que el avance tecnológico requiere, bien sea en una disminución de peso o para mejorar propiedades mecánicas, químicas, térmicas, entre otras. El aluminio y sus diferentes aleaciones han sido objeto de estudio durante los últimos años, a pesar de lo cual se desconoce el comportamiento que pueda esperarse bajo determinadas condiciones de trabajo, y la forma en la cual pueda mejorarse su desempeño. Es por esta razón que se ha convertido en un factor de gran importancia el estudio y análisis de este material para su uso a nivel industrial.



A través de una serie de estudios realizados se ha conseguido que existan aleaciones de aluminio que pueden ser tratadas térmicamente para mejorar sus propiedades, llevándolas a un punto máximo dependiendo del tratamiento y de la forma en que este se aplique. Una de las aleaciones de aluminio a las que se le puede aplicar un tratamiento térmico es a la AA-6061, la cual puede ser usada en una gran cantidad de aplicaciones como: la industria aérea y automotriz, en la fabricación de perfiles, bicicletas y muchas otras aplicaciones estructurales, campos que por su gran evolución tecnológica le dan importancia al estudio de este material.

En la Universidad de Carabobo se han estado llevando a cabo estudios de este material por etapas, en cada una de las cuales se han elaborado conclusiones en cuanto a las propiedades del AA-6061 con diferentes ensayos y tratamientos térmicos, por lo que este trabajo sirve de complemento a un grupo de investigaciones basadas en esta aleación, todas realizadas en función de su estudio como agregado al conocimiento de las próximas generaciones, así como el desarrollo y aporte que pueda brindar a investigaciones externas a ella, pudiendo analizar y dar información acerca del comportamiento del AA-6061 en cuanto a sus propiedades a condiciones de trabajo específicas, motivando a su vez a profundizar aun mas los conocimientos obtenidos variando los tratamientos variando los tratamientos realizados y su tiempo de aplicación. Dicho estudio servirá como fuente de documentación para la Universidad de Carabobo en futuros diseños y análisis que se pretendan realizar.

1.4 LIMITACIONES

- ❖ Disponibilidad del Laboratorio de Materiales de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo para elaborar los ensayos de resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061.



- ❖ El uso del microscopio electrónico de barrido del Centro de Investigaciones Biotecnológicas de la Universidad de Carabobo para realizar el estudio fractográfico.
- ❖ Los recursos económicos con que se cuentan para la compra del material y el estudio del mismo.

1.5 DELIMITACIONES

- ❖ En este trabajo especial de grado se hará un estudio del comportamiento sólo de la aleación AA-6061 tratada térmicamente con envejecimiento.
- ❖ Se estudiará la aleación de aluminio AA-6061 bajo dos condiciones de temperatura y un solo tiempo en un medio corrosivo.
- ❖ Para los estudios a realizar se contarán con 80 probetas; 65 para los ensayos de fatiga y 15 para los ensayos de tracción.



CAPÍTULO 2.

MARCO TEÓRICO

2.1 ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN.

- ❖ Xaver Neumeyer, Dajun Chen, Sheldon Mostovoy y Joseph Benedyk. Instituto de Tecnología de Illinois. Revista internacional “Light Metal Age Industry”. (Octubre 2006). **“Propiedades a la fatiga de barras extruidas de aluminio AA-6061 y AA-7075 después de un Calentamiento por Retrogresion (RHT) y un Tratamiento Termomecánico (TMT)”**.

En este estudio realizado se formulo como objetivo examinar el uso de un tratamiento térmico por retrogresión (RHT) y un tratamiento termomecánico (TMT) en la resistencia a la fatiga de las aleaciones de aluminio AA-6061 y AA-7075 originalmente en barras extruidas con un T6 y entre sus resultados más importantes se tienen:

Las curvas de envejecimiento natural muestran que el material después de un RHT recupera su dureza luego de las 48 horas y a las 96 horas llega a una dureza asintótica, esto ocurre tanto para la aleación AA-6061 con un T6 como para la AA-7075.

Para el envejecimiento artificial que hecho luego de que las probetas de las aleaciones AA-6061 y AA-7075 fuesen sujetas al RHT y a la deformación por compresión (TMT), se logro apreciar que la dureza cambia significativamente con los cambios del grado de compresión y el tiempo de envejecimiento artificial.



Los materiales que fueron procesados con el RHT y TMT mostraron una mejor resistencia a la fatiga en los ciclos medios y altos. Todos estos resultados muestran la habilidad del RHT y TMT para mejorar las propiedades de componentes estructurales que puedan ser sujetos a la fatiga dependiendo de las condiciones iniciales del material.

- ❖ A. Forn, M.T Baile y E. Rupérez. Universidad Politécnica de Catalunya, España (Gandía 2002). **“Optimización del tratamiento térmico de envejecimiento en materiales compuestos base aluminio”**.

El objetivo del presente estudio ha sido optimizar los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento en las aleaciones de aluminio 6061 reforzadas con partículas de óxido de aluminio. Para ello se han realizado tratamientos de puesta en solución para distintas condiciones de temperatura y tiempo y posteriores tratamientos de envejecimiento artificial. El análisis de los resultados de dureza y ultra-microdureza de todas las muestras ha permitido determinar para cada material las condiciones óptimas del tratamiento térmico. Mediante técnicas de DSC (Differential Scanning Calorimetry) se ha estudiado la formación y evolución de los precipitados durante el tratamiento de envejecimiento, obteniendo como conclusión mas destacada que el máximo de endurecimiento en la aleación 6061 se alcanza entre 6 y 10 horas, para una puesta en solución de 560°C/2h, y una temperatura de envejecimiento de 175°C. En el material compuesto 6061 con partículas de Al_2O_3 éste se alcanza a las 3 horas, en las mismas condiciones de tratamiento.

- ❖ Jesús Rangel, Maria Salvador, y Jaime Torres. Artículo de la revista Conamet (España 2003). **“Estudio de la evolución de los precipitados en la aleación de aluminio 6061 T6 soldada mediante el proceso MIG envejecida naturalmente durante 4 años”**.



En este trabajo se muestran las modificaciones que se presentan en las propiedades mecánicas y la evolución a nivel micro estructural de dicha aleación tomando en consideración la correlación existente entre el calor de aporte en la soldadura y la respuesta del material al envejecimiento natural, y a un posterior envejecimiento artificial; estudiando los cambios ocurridos en las propiedades mecánicas.

En esta investigación se trabajo con una temperatura de 180°C para un posterior enfriamiento al aire libre, entre sus principales conclusiones se puede considerar que el material al ser sometido a una menor cantidad de calor de aporte presenta una mayor dureza que aquellas probetas que fueron sometidas a calores de aportación mas elevados en donde se presenciaba una dureza mínima que se asemeja a la obtenida con envejecimiento artificial luego del envejecimiento natural. Además de esto se constato que el envejecimiento artificial aplicado por 4 horas luego del envejecimiento natural aumentan los valores de las propiedades mecánicas de la aleación en las zonas en donde no fue sometido a un intenso calor.

- ❖ A. Forn, M.T Baile, E. Rupérez, E. Martin y A. Rapoport. Universidad Politécnica de Catalunya, España. (España 2003). **“Comportamiento a fractura de la aleación 6061 reforzada con alúmina”**.

El objetivo es estudiar las propiedades de las aleaciones de aluminio 6061/(20% Al₂O₃) obtenidas por colada y conformadas posteriormente por extrusión y forja. Estos materiales son sometidos a tratamientos térmicos de envejecimiento (T6) para estudiar su efecto en las propiedades mecánicas. En este trabajo se comparan las características de la matriz con las del material reforzado en las distintas etapas de producción utilizando técnicas de microscopía óptica y electrónica, EDS y ensayos de tracción, fatiga y ultramicroindentación. Los ensayos mecánicos indican que el material compuesto extruido presenta valores de resistencia mecánica más bajos que



la aleación 6061 tratada en las mismas condiciones y ello se relaciona con la presencia de espinela en la interfase alúmina-matriz. Se establecen los mecanismos de fractura por tensiones estáticas y dinámicas en los distintos casos, estudiando las posibles interacciones matriz-refuerzo y su influencia en el comportamiento mecánico de la aleación. Sus más destacadas conclusiones fueron:

Los ensayos de tracción y de ultramicrodureza ponen de manifiesto el mal comportamiento a fractura del material procedente de colada, debido a la mala adherencia matriz-refuerzo. Por otro lado el análisis fractográfico del material compuesto tratado con T6 muestra que el mecanismo que predomina es la fractura frágil del refuerzo.

- ❖ J.G La Barbera Sosa, F.M Pérez Meza, C.J Villalobos Gutierrez y E.S Puchi Cabrera. Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Venezuela. (Noviembre 2002). **“Comportamiento a la fatiga de la aleación de aluminio 6063 envejecida”**.

El presente trabajo se ha llevado a cabo a fin de analizar de manera más exhaustiva el comportamiento a la fatiga y corrosión-fatiga de otra de las aleaciones del sistema Al-Mg-Si, específicamente la aleación 6063 con un tratamiento térmico de envejecimiento. A fin de determinar la condición que da lugar al mayor aumento en la resistencia a la fluencia del material (condición óptima de envejecimiento), se realizaron una serie de tratamientos térmicos a temperaturas de 155°, 170° y 185°C, durante distintos períodos de tiempo. Una vez determinada dicha condición, se realizaron ensayos de fatiga tanto al aire como en condiciones corrosivas, empleando para este último propósito una solución de NaCl al 3% en peso. Los resultados indican que la condición de envejecimiento para un mayor valor de resistencia a la fluencia corresponde a un tratamiento realizado a 170°C durante 10 h, para el cual el material adquiere una resistencia a la fluencia de aproximadamente 199 MPa. El



precipitado endurecedor ha sido asociado a β'' , el cual tiene forma de agujas, se encuentra distribuido en forma dispersa y es coherente con la matriz. De igual modo, con relación a los ensayos de fatiga, se ha determinado que ligeras diferencias en la resistencia a fluencia no generan una diferencia apreciable en la resistencia a la fatiga. Por otra parte, los ensayos de corrosión-fatiga han demostrado que a bajos esfuerzos alternantes, la reducción de la vida a la fatiga es mayor que a elevados esfuerzos, en comparación con los ensayos a fatiga al aire. Finalmente, el estudio de las superficies de fractura en esta aleación demuestra que el avance de las grietas de fatiga no es necesariamente normal al esfuerzo de tensión, por lo que las superficies de fractura no son planas.

- ❖ Jaime Torres S. Revista de Ingeniería & Desarrollo número 12. Universidad del Norte. (España 2002). **“Evolución microestructural de la aleación de aluminio 6061 durante el proceso de soldadura MIG”**.

En esta investigación se establece una correlación entre las variables del proceso de soldadura, como la intensidad de la corriente, la tensión, la velocidad de soldadura, las temperaturas pico, grados de microdureza alcanzadas y la evolución de la precipitación en la lamina de una aleación de aluminio 6061 a las distancias de 7, 13 y 20 mm del centro del cordón. Se utilizó un programa de elementos finitos de propósito general, para predecir el efecto del calor aportado en la soldadura GMAW sobre los valores de las propiedades mecánicas. Se encontró que el perfil de microdureza depende fuertemente de la distribución de los precipitados, y esta distribución depende, a su vez, de los ciclos térmicos que sufre el material durante el proceso de soldeo, siendo el ancho de la zona crítica más angosta cuanto más alta es la velocidad de aportación.

- ❖ José Luís Ortiz. Ponencia del congreso Pulvimetalurgia Departamento de Ingeniería Mecánica e Industrial, ITESM Campus Querétaro. (México 2000).



“Envejecimiento de materiales compuestos de aleación de aluminio reforzados con partículas”.

El principal objetivo de este trabajo ha sido evaluar la cinética de envejecimiento de materiales compuestos de matriz de aleación de Al-Mg-Si-Cu procesados por la ruta pulvimetalúrgica, aplicando un modelo previamente probado en aleaciones de forja sin refuerzo, para validarlo en el estudio de la precipitación de materiales compuestos de matriz de aluminio susceptibles de endurecerse por este mecanismo. Entre las principales conclusiones se pueden citar:

La adición de refuerzo produce un incremento significativo de la dureza de los materiales sometidos a un proceso de envejecimiento en prácticamente todos los tiempos del intervalo analizado. Los incrementos de la dureza se encuentran directamente relacionados con la cantidad de refuerzo en el material. También se presenta un incremento de la cinética de envejecimiento con la adición de refuerzos, ya que los valores máximos de dureza para la aleación sin refuerzo se encuentran a alrededor de las 64 horas de tratamiento, a diferencia de los Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio (Al-MMCs), en los que los máximos se encuentran aproximadamente entre las 8 y 16 horas para todos los casos.

- ❖ N. Valencia, R. Parra, A. Artigas, Y. Sepúlveda, M. Toledano y A. Monsalve. Artículo de la revista Conamet Universidad de Santiago de Chile. (Chile 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”.**

En este trabajo se busca caracterizar la respuesta a fatiga de las aleaciones de aluminio 2024-T3 y 7075-T7351 trazando las curvas S-N-P (esfuerzo, número de ciclos, probabilidad de falla). 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 (curvas de Wohler) 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. 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 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.

2.2 BASES TEÓRICAS.

2.2.1 Aluminio y sus Aleaciones. [Callister 1995]

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por la relativamente baja densidad ($2,7 \text{ g/cm}^3$ comparada con $7,9 \text{ g/cm}^3$ del acero), elevadas conductividades eléctrica y térmica y resistencia a la corrosión en algunos medios, incluyendo el atmosférico. Muchas de estas aleaciones se hacen con facilidad debido a la elevada ductilidad; esto es evidente en el aluminio puro, que se puede convertir en papel y enrollar. El aluminio tiene estructura cúbica centrada en las caras y es dúctil incluso a temperatura ambiente. La principal limitación del aluminio es la baja temperatura de fusión (660°C), que restringe su campo de aplicación.

La propiedad química más destacada del aluminio es su gran afinidad con el oxígeno, por lo que se emplea entre otras cosas, para la desoxidación de los baños de acero, para la soldadura aluminio-térmica ($\text{Al} + \text{Fe}_2\text{O}_3$). El aluminio se recubre de una delgada capa de óxido, de algunas centésimas de micra, que protege el resto de la



masa de la oxidación. Debido a esta película protectora, resiste también a la acción del vapor de agua, el ataque nítrico concentrado y muchos otros compuestos químicos. En cambio, es atacado por el ácido sulfúrico, el clorhídrico, el nítrico diluido y las soluciones salinas.

2.2.2 Aplicaciones del Aluminio.

El aluminio tiene multitud de aplicaciones: su bajo peso específico lo hace útil para la fabricación de aleaciones ligeras, extensamente empleadas en construcciones aeronáuticas y en general, cada vez más en los vehículos de transporte (automotores, automóviles, etc.). Debido a la elevada conductividad eléctrica que posee es ventajoso para la fabricación de conductores eléctricos de aluminio técnicamente puro o en forma de cables armados con acero galvanizado.

Por la elevada conductividad calorífica e inalterabilidad que posee el aluminio sirve para la fabricación de utensilios de cocina y, en general, para aparatos de intercambio de calor. Por su maleabilidad se utiliza para la fabricación de papel de aluminio, en lo que se emplea actualmente un 10% de su producción total.

Con la resistencia a la corrosión que este goza se usa para la fabricación de depósitos para ácido acético, cerveza, entre otros. También se emplea en forma de chapas para cubiertas de edificios. Por sus propiedades reductoras se emplea para la desoxidación del hierro y de otros metales.

2.2.3 Aleaciones de Aluminio.

Los principales metales empleados para la aleación con aluminio son los siguientes: cobre (Cu), silicio (Si), cinc (Zn), magnesio (Mg), y manganeso (Mn). Y los que se pueden considerar como secundarios, son: níquel (Ni), titanio (Ti), hierro



(Fe), cromo (Cr) y cobalto (Co). Sólo en casos especiales se adicionan: plomo (Pb), cadmio (Cd), antimonio (Sb) y bismuto (Bi).

Aleaciones de Aluminio-Magnesio. [Askeland, 2006]

Estas aleaciones contienen magnesio en proporciones inferiores al 10% de Mg. En general, el magnesio va asociado a otros elementos como el cobre, silicio, cinc, etc., es decir, formando aleaciones ternarias, en las que el magnesio figura con proporciones del 0,1 al 1%.

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. En la Tabla 2.1 se puede observar aleaciones para forja tratables térmicamente específicamente la AA-6061.

Tabla 2.1 Aleaciones de Aluminio de Forja.

Normas A.A. (U.S.A)	Normas EN AW	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Pb (%)	Cr (%)	Otros (%)	Al
6005	EN AW-6005	0.6-0.9	0.35	0.10	0.10	0.4-0.6	0.10	0.10		0.10	0.05-0.15	"
6063 A	EN AW-6063 A	0.3-0.6	0.15-0.35	0.10	0.15	0.6-0.9	0.15	0.10		0.05	0.05-0.15	"
6061	EN AW-6061	0.4-0.8	0.70	0.1-0.4	0.15	0.8-1.2	0.25	0.15		0.04-0.35	0.05-0.15	"
6082	EN AW-6082	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-1.0	0.6-1.2	0.20	0.10		0.25	0.05-0.15	"
6261	EN AW-6261	0.4-0.7	0.40	0.15-0.40	0.20-0.35	0.7-1.0	0.20	0.10		0.10	0.05-0.15	"
6351	EN AW-6351	0.7-1.3	0.50	0.10	0.4-0.8	0.4-0.8	0.20	0.20			0.05-0.15	"

Fuente: [Askeland, 2006].



2.2.4 Tratamientos Anticorrosivos, Mecánicos y Térmicos del Aluminio y sus Aleaciones. [Callister 1995]

El aluminio y sus aleaciones pueden someterse a los siguientes tratamientos:

- ❖ **Tratamientos Anticorrosivos.** Se realizan para dar mayor resistencia a la corrosión del aluminio. El más empleado es la oxidación anódica, que consiste esencialmente en aumentar el espesor de la película superficial de óxido que se produce naturalmente en el aluminio, mejorando a veces su aspecto dándole un acabado brillante o tiñéndola en diversos colores.
- ❖ **Tratamientos Mecánicos.** Los trabajos de forja, laminación, trefilado, etc., realizados en frío aumentan la resistividad mecánica y dureza del aluminio y de las aleaciones forjables.
- ❖ **Tratamientos Térmicos.** Los tratamientos térmicos que pueden aplicarse al aluminio y sus aleaciones son: El recocido de estabilización, el recocido contra acritud, el recocido de homogeneización, el temple de precipitación y la maduración artificial.

2.2.5 Recocido del Aluminio y sus Aleaciones.

Los recocidos, son operaciones de calentamiento y enfriamiento lento para conseguir la constitución y estructura más estable a temperatura ambiente y destruir por tanto, cualquier anomalía en que se encuentre el material producida por tratamientos mecánicos o térmicos. La intensidad de los recocidos depende, sobre todo, de la temperatura máxima a que se llega en el calentamiento.

2.2.6 Temple de Precipitación de las Aleaciones de Aluminio.



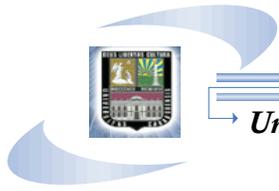
El temple en general, es un calentamiento hasta una temperatura adecuada, seguido de un enfriamiento muy rápido para impedir la transformación normal del constituyente obtenido en el calentamiento.

El fenómeno de precipitación se conoce con el nombre de maduración o envejecimiento y dura un tiempo variable, según la aleación. En el duro-aluminio (Al, con 4% de Cu) el endurecimiento es rapidísimo, pero en otras aleaciones llega a durar incluso hasta 3 meses.

2.2.7 Endurecimiento por Envejecimiento. [Askeland, 2006]

Se produce por una secuencia de transformaciones de fase que conducen a un 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 obtenido en el envejecimiento artificial, y no ocurren 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:** primero se calienta la aleación por encima de la temperatura del *solvus* y se mantiene así hasta que se produzca una solución sólida α 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. Dado 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 2.1; se muestra una aleación de Al-4%Cu como sistema arquetipo para ilustrar los tres pasos.

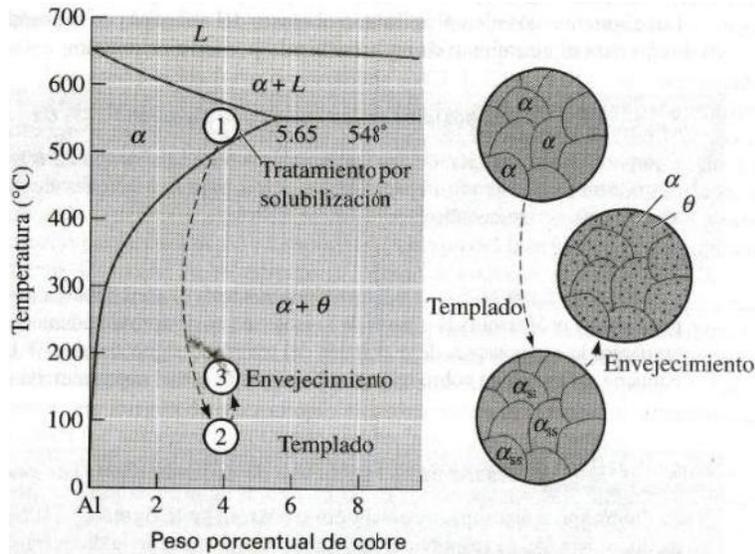


Figura 2.1. Esquema del Proceso de Envejecimiento. Fuente: [Askeland, 2006]

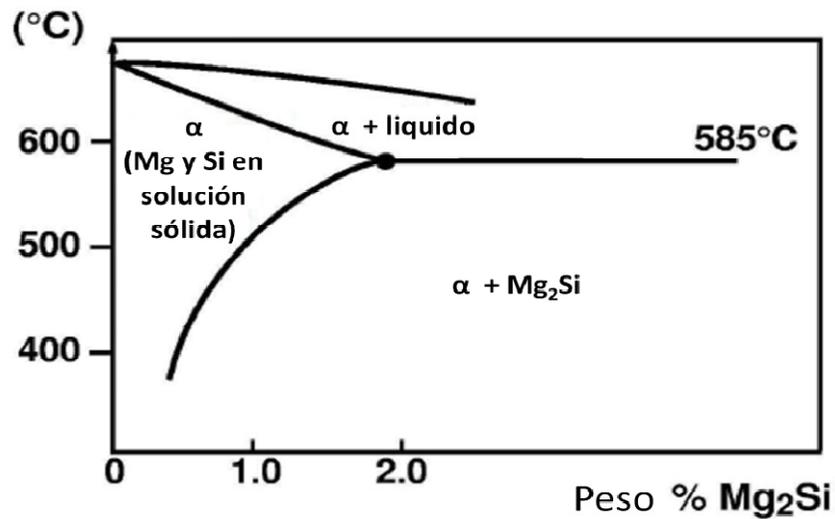


Figura 2.2. Diagrama de fase Al- Mg_2Si . Fuente: [Talat, 1999].

En la figura 2.2 se muestra el diagrama de fase de $Al-Mg_2Si$. Donde la fase α es la zona donde la aleación se encuentra en solución sólida, en la cual se alcanza el rango de temperatura para obtener un material solubilizado. Luego se encuentra la fase



$\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ en la que se consigue el rango de temperaturas en la que el material adquiere un envejecimiento artificial o natura

2.2.8 Compuesto Intermetálico Siliciuro de Magnesio. [Garric 1995]

El silicio es un elemento de carácter predominante no metálico del grupo IV B, unido a un verdadero metal como el magnesio, forma compuestos del tipo Mg_2Si y una serie de fases intermedias, que son duras y refractarias y cuya formación al enfriar bruscamente aleaciones industriales que contienen Si y Mg (duraluminios) aumenta considerablemente su dureza y la carga de ruptura (el enfriamiento brusco se denomina en este caso temple estructural). El sistema Mg-Si no contiene más que un solo compuesto, Mg_2Si , cuya estructura corresponde a una red C.F. Con el magnesio forma un eutéctico que funde a $637,6^\circ\text{C}$ y contiene 1,5% de átomos de Si. Con el Si, el SiMg_2 forma un eutéctico que funde a 960°C y contiene aproximadamente 55% de Si.

El porcentaje en peso del siliciuro de magnesio debe considerarse para la selección de una temperatura de envejecimiento, por lo que es importante conocer el rango en el cual puede variar este precipitado de acuerdo con la composición química del material. Estos valores límites pueden obtenerse a partir de la relación molar del compuesto que permite deducir una relación directa entre la cantidad de magnesio y silicio del precipitado. De esta forma se tiene que:

Para 1 mol de Mg_2Si se tienen $2/3$ moles de Mg y $1/3$ moles de Si

$$\text{Entonces: } \frac{2 \times \text{pesoatómicoMg}}{\text{pesoatómicoSi}} = \%P_{\frac{\text{Mg}}{\text{Si}}}$$

Donde el peso atómico del Mg = 24,312 y el peso atómico del Si = 28,080



Por lo que: $\%P_{\frac{Mg}{Si}} = 1.73$

Para que la aleación corresponda con la 6061 el rango de variación para el Mg debe estar ser entre: 0,80-1,20 y el rango de Si debe estar entre: 0,40 y 0,80 según la norma COVENIN 1281-80, por lo que se puede obtener la cantidad mínima y máxima del precipitado usando los límites superiores e inferiores permisibles. De esta forma se tiene:

Si = 0,40 (min.)

$$\frac{Mg}{Si} = 1,73 \quad \text{Despejando} \rightarrow Mg = 0,693 \quad \text{comparando este valor con el mínimo}$$

permitido por la aleación para el Mg se deduce que para el mínimo de Si quedara Mg sin reaccionar en la formación del precipitado.

Por otra parte con **Mg = 1,20 (máx.)**

$$\frac{1,20}{Si} = 1,73 \quad \text{Despejando} \rightarrow Si = 0,693 \quad \text{comparando este valor con el máximo}$$

permitido por la aleación para el Si se deduce que para el máximo de Mg quedara Si sin reaccionar en la formación del precipitado.

Por lo anterior se tiene que la cantidad de precipitado que se pueda formar en esta aleación se encuentra entre el siguiente rango:

$$\text{Mínimo} = 0,40 \text{ (Si)} + 0,693 \text{ (Mg)}$$

Mínimo = 1,093 de siliciuro de magnesio

$$\text{Máximo} = 0,693 \text{ (Si)} + 1,20 \text{ (Mg)}$$

Máximo = 1,893 de siliciuro de magnesio



2.2.9 Práctica del Temple de Maduración de las Aleaciones de Aluminio.

La temperatura de temple es muy similar a la de recocido de homogeneización y oscila alrededor de los 500°C. Para cada aleación existe una temperatura exacta del temple, que no debe variarse, de más o menos del 5%.

La duración de la permanencia a la temperatura de temple varía entre 15 minutos y 4 horas, dependiendo en todo caso del grueso de la pieza y estructura. Así, por ejemplo, la permanencia debe ser mayor para las piezas en bruto de moldeo que para las piezas forjadas.

El enfriamiento del temple se realiza generalmente en agua, y solamente si las piezas son muy delgadas, en aceite, o por pulverización de agua, o en el aire. Cuanto más suave sea el medio de enfriamiento, menos peligro habrá de tener tensiones residuales, deformaciones y grietas.

La maduración artificial se realiza a temperaturas comprendidas entre 130°C a 165°C, con permanencias de 8 a 24 horas a la temperatura máxima. El método de enfriamiento no tiene importancia y generalmente se realiza al aire, aunque puede enfriarse en agua. La resistencia mecánica obtenida después del temple y maduración es aproximadamente de dos a tres veces la que tenía antes del tratamiento.

La maduración produce un aumento de volumen que puede ser bastante importante, lo que debe ser tenido en cuenta, sobre todo, si las piezas son de maduración natural y, por tanto, el aumento de volumen se produce espontánea y a veces inesperadamente.

2.2.10 Efectos de la Temperatura y del Tiempo de Envejecimiento. [Baile, 2005]



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.

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.

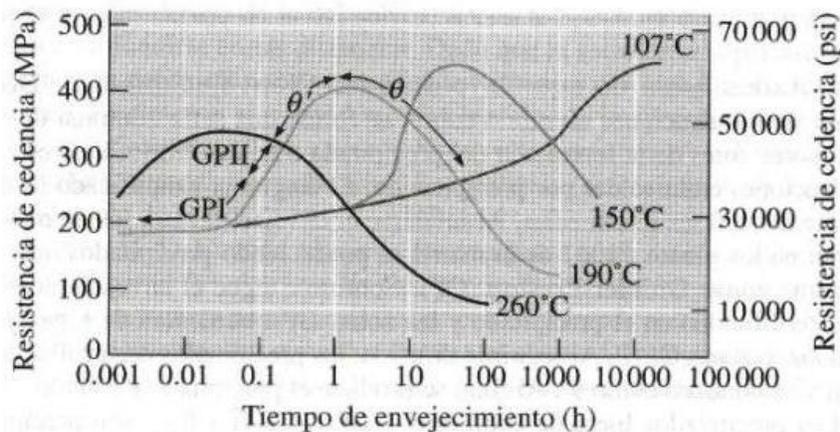


Figura 2.3 Efectos de la Temperatura y del Tiempo de Envejecimiento



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.

2.2.11 Fatiga de Materiales. [Callister 1995]

La fatiga de materiales se refiere a un fenómeno por el cual la rotura de los materiales bajo cargas dinámicas cíclicas se produce más fácilmente que con cargas estáticas. La fatiga es una forma de rotura que ocurre en estructuras sometidas a tensiones dinámicas y fluctuantes (puentes, aviones, etc.). Puede ocurrir a una tensión menor que la resistencia a tracción o el límite elástico para una carga estática. Es muy importante ya que es la primera causa de rotura de los materiales metálicos (aproximadamente el 90%), aunque también ocurre en polímeros y cerámicas. La rotura por fatiga tiene aspecto frágil aun en metales dúctiles, puesto que no hay apenas deformación plástica asociada a la rotura. El proceso consiste en un inicio, y posterior propagación, de fisuras. La superficie de fractura es perpendicular a la dirección del esfuerzo.

Tensiones Cíclicas

Las tensiones cíclicas son representadas esquemáticamente por una onda senoidal del tiempo como se aprecia en la figura 2.4.

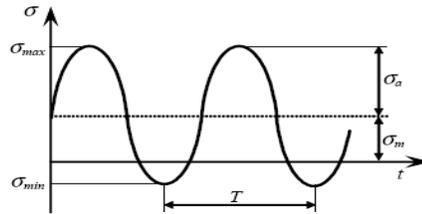


Figura 2.4 Carga cíclica de periodo T . Fuente: [Callister 1995]

En este caso hay que imaginar que la tensión representada es una tensión con ciclos de tracción (cuando es positiva) y de compresión (cuando es negativa).

La tensión puede ser axial (tensión y compresión), de flexión o torsional. En general, son posibles tres modos distintos de tensión fluctuante en el tiempo:

1. De carga invertida, representado esquemáticamente por una onda senoidal del tiempo, en la que la amplitud es simétrica y varía de un valor máximo a un mínimo igual a la tensión aplicada.
2. Ciclo de carga repetida, los máximos y mínimos son asimétricos con respecto al nivel cero de carga.
3. Aleatorio, el nivel de tensión puede variar al azar en amplitud y frecuencia.

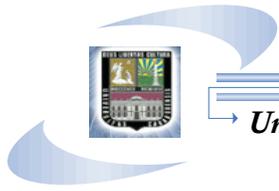
La amplitud de la tensión varía alrededor de un valor medio, el promedio de las tensiones máxima y mínima en cada ciclo:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad \text{Ecuación 2.1}$$

El intervalo de tensiones es la diferencia entre tensión máxima y mínima:

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad \text{Ecuación 2.2}$$

La amplitud de tensión es la mitad del intervalo de tensiones:



$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_r}{2}$$

Ecuación 2.3

El cociente de tensiones R es el cociente entre las amplitudes mínima y máxima:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

Ecuación 2.4

La curva tensión-vida, o curva S-N, muestra directamente la percepción natural de la fatiga en término de resultados experimentales sin embargo, no proporciona indicación alguna sobre la disminución de la rigidez, el mecanismo de daño, la presencia de grietas o el cambio en las características de los materiales como consecuencia del proceso de degradación. La curva S-N relaciona simplemente la tensión cíclica de amplitud constante normalmente en función de la tensión máxima, con el número de ciclos esperados (N_f) antes de que aparezca el fallo.

La siguiente figura muestra la curva S-N representativa, donde se aprecia la disminución de la resistencia (S), desde su valor estático (S_u) hasta el límite de fatiga (S_e). Para cada nivel de tensiones (S) proporciona el valor medio de la vida esperada (N).

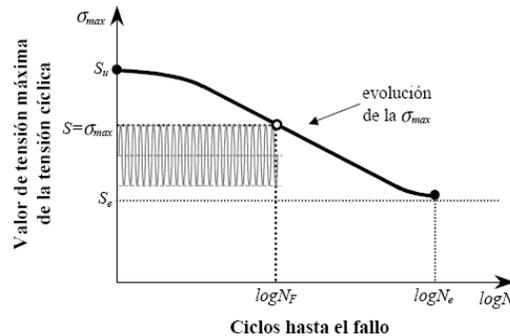


Figura 2.5 Curva S-N representativa. Fuente: [Callister 1995]



Estas curvas se obtienen a través de una serie de ensayos donde una probeta del material se somete a tensiones cíclicas con una amplitud máxima relativamente grande (aproximadamente 2/3 de la resistencia estática a tracción). Se cuentan los ciclos hasta rotura. Este procedimiento se repite en otras probetas a amplitudes máximas decrecientes.

Los resultados se representan en un diagrama de tensión, S , frente al logaritmo del número N de ciclos hasta la rotura para cada una de las probetas. Los valores de S se toman normalmente como amplitudes de la tensión σ_a .

Muchas de las aleaciones no férreas (aluminio, cobre, magnesio, etc.) no tienen un límite de fatiga, dado que la curva S - N continúa decreciendo al aumentar N . Por consiguiente, la rotura por fatiga ocurrirá independientemente de la magnitud de la tensión máxima aplicada. Para estos materiales, la respuesta a fatiga se especifica mediante la resistencia a la fatiga que se define como el nivel de tensión que produce la rotura después de un determinado número de ciclos. Otro parámetro importante que caracteriza el comportamiento a fatiga de un material es la vida a fatiga N_f . Es el número de ciclos para producir una rotura a un nivel especificado de tensiones.

Desafortunadamente, existe una diferencia notable entre la teoría y la realidad. Esto conduce a incertidumbres significativas en el diseño cuando la vida a fatiga o el límite de fatiga son considerados. La dispersión en los resultados es una consecuencia de la sensibilidad de la fatiga a varios parámetros del ensayo y del material que son imposibles de controlar de forma precisa. Estos parámetros incluyen la fabricación de las probetas y la preparación de las superficies, variables metalúrgicas, alineamiento de la probeta en el equipo de ensayos, tensión media y frecuencia del ensayo.

Aproximadamente la mitad de las probetas ensayadas se rompen a niveles de tensión que están cerca del 25% por debajo de la curva. Se han desarrollado técnicas



estadísticas y se han utilizado para manejar este fallo en términos de probabilidades. Una manera adecuada de presentar los resultados tratados de esta manera es con una serie de curvas de probabilidad constante.

En la curva de fatiga se pueden distinguir dos zonas: la que comprende bajo número de ciclos aplicados (fatiga oligocíclica), y la de bajo nivel de tensión aplicada (fatiga multicíclica). En la primer zona, el daño "puro" por fatiga se ve acompañado por el producido por las deformaciones plásticas que son apreciables a esos altos niveles de tensión. La segunda zona es muy larga, lo que obliga a la selección de una escala logarítmica. La rama extrema de la curva se asimila a veces a una recta y otras a una curva.

Del análisis de la curva surge que el número N de ciclos que soporta una probeta antes de fallar aumenta al disminuir la tensión S aplicada. Algunos materiales (ferrosos, aceros, titanio) presentan un tramo horizontal a un valor de tensión bien determinado conocido como Límite de Fatiga (Endurance Limite), valor por debajo del cual se presume que el material durará un número infinito de ciclos sin romper. El Límite de Fatiga constituye un criterio de diseño muy aceptable. Por ello es una magnitud frecuentemente tabulada, aunque por razones obvias debe basarse en ensayos "finitos": 500 millones de ciclos para aleaciones de aluminio y magnesio, 100 millones para las aleaciones de base Cu y Ni. Téngase presente que para las frecuencias usuales de las máquinas de ensayo, se requieren 5 semanas para 500 millones de ciclos.

Manifestación y Proceso de Falla

Un material sometido a tensiones repetidas o fluctuantes fallará a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la fractura bajo carga constante. Es decir: la aplicación repetida de una tensión ocasiona el deterioro progresivo de un



material, siendo que la misma tensión aplicada estáticamente no tiene ningún efecto permanente. Este deterioro se manifiesta a través de la formación de fisuras en el material, que eventualmente pueden llevar a la rotura. Cabe recalcar que la fatiga ocurre bajo toda clase de cargas y a tensiones tanto altas como bajas; pero este fenómeno solo afecta a las piezas cuando están sometidas a sollicitaciones repetidas de una cierta amplitud.

El proceso que ocurre en los metales al estar sometidos a fatiga simple (la forma más sencilla de fatiga), que tiene lugar bajo tensiones de tracción y compresión alternadas (siempre dentro del rango elástico) sobre miembros libres de discontinuidades. Su progreso puede explicarse de la siguiente manera: a los pocos ciclos de acción de la carga repetida comienzan a producirse cambios aislados en la estructura atómica en puntos dispersos del material; estos rápidamente comienzan a desarrollar fisuras submicroscópicas que crecen a medida que los ciclos continúan, hasta tener proporciones microscópicas y eventualmente llegan a ser visibles; finalmente, cuando la fisura llega a un tamaño tal que debilita la pieza, se produce su rotura. Si bien no existe un cambio notable en la estructura del metal que falló por fatiga, en general, se puede dividir el proceso de evolución de la falla en tres etapas denominadas: nucleación (a), propagación o crecimiento de la fisura (b y c), rotura (d). (Ver figura 2.6).

❖ Nucleación (a): se produce en los metales cuando el nivel de tensión aplicada es menor que el límite elástico estático. Aparece una deformación masiva generalizada, hasta que el metal endurece lo suficiente como para resistir la tensión aplicada (Acritud Total) en un punto determinado denominado Punto de Iniciación, que suele estar situado en zonas de concentración de tensiones como ser entallas, cantos vivos, rayas superficiales o bien en inclusiones y poros.

❖ Propagación (b y c): abarca la mayor parte de la duración del proceso fatiga y se extiende desde el momento en que se produjo el endurecimiento por deformación generalizada (acritud total) hasta la formación de una grieta visible.

❖ Rotura (d): es la propagación de la grieta hasta que es lo suficientemente grande como para producir la rotura.

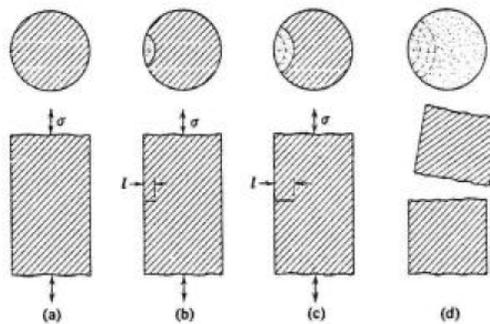


Figura 2.6 Evolución de la falla.

La superficie de la fractura tiene dos zonas características:

a) Zona Lisa: aparece debido al roce por la propagación de la grieta a través de la sección. Esta propagación se indica con una serie de marcas anulares (llamadas líneas de parada o de reposo, similares a las marcas que dejan las olas sobre la playa), que se generan a partir del Punto de Nucleación (punto de concentración de tensiones). A su vez, podemos distinguir:

❖ Marcas de Playa: se forman en el frente de la fisura al producirse un reposo en el funcionamiento de la pieza. Consecuentemente no aparecerán en el caso de probetas, que generalmente se ensayan sin interrupción.



- ❖ Líneas Radiales: a veces las fisuras que se generan en la superficie (que es el lugar más frecuente) progresan según frentes a niveles levemente escalonados; en un dado momento de su desarrollo, sin embargo, coalescen quedando estas líneas radiales como huellas de las diferencias de nivel iniciales.

b) Zona Rugosa: Aparece al romper la pieza por disminución de la sección efectiva sana ante el mismo valor de carga actuante. La rotura final, contrariamente a la zona con marcas de playa que es lisa y suave, presenta una superficie fibrosa y de relieve muy accidentado. Se trata de la zona remanente sana, demasiada pequeña para aguantar un ciclo más de sollicitación, que termina rompiéndose frágilmente.

Análisis del Origen de las Falla por Fatiga

La mayoría de las fisuras de fatiga comienzan en discontinuidades visibles, que actúan como multiplicadores de tensiones, como ser: orificios, empalmes, chaveteros y discontinuidades microscópicas tales como inclusiones, rechupes, defectos de fabricación, etc.

1. Nucleación: como se origina la fisura.

Las fisuras se originan debido al endurecimiento producido en las regiones donde ha habido fluencia. Sabemos que en metales policristalinos sometidos a tensión simple, algunos cristales siempre estarán orientados de tal forma que deslizarán fácilmente. La nucleación se produce a partir esta fluencia altamente localizada.

A medida que la tensión aumenta, estos cristales "débiles" fluirán primero, pero como están rodeados por material elástico, no afectan apreciablemente el diagrama de



tensión-deformación estático. No obstante ha habido fluencia, y a una tensión nominal que generalmente no sobrepasa el límite elástico.

Si el material se carga solo una vez, este efecto es completamente insignificante. Pero si la carga se repite, se produce una fluencia localizada adicional que eventualmente resulta en la formación de fisuras de fatiga en las regiones en fluencia.

El primer efecto de la fatiga en metales es la formación de bandas de deslizamiento altamente localizadas en cristales individuales durante los primeros pocos ciclos. A medida que continúan los ciclos, se forman nuevas bandas de deslizamiento, por lo que la deformación permanece altamente localizada. Como los grupos de las bandas de deslizamiento crecen formando estrías, el material entre ellas pasa a ser progresivamente más duro a causa de la acumulación de endurecimiento por deformación. En algún punto del proceso el material en las estrías llega a ser tan duro que se fisura (en escala submicroscópica). El momento exacto cuando esto sucede es aún desconocido pues la primera evidencia real de la grieta es la aparición de fisuras microscópicas. Sin embargo, se sabe que sucede dentro de los primeros ciclos de carga.

Las fisuras submicroscópicas comienzan a formarse en las mismas direcciones que las bandas de deslizamiento. Las grietas individuales crecen, y los grupos de fisuras se unen hasta que el total alcanza un tamaño microscópico.

2. Propagación de la Fisura: crecimiento de la fisura.

Algunos materiales más resistentes y de mayor dureza se caracterizan por propagar las fisuras más rápido y fácilmente que otros materiales. Este factor da un indicio de la superioridad de un material sobre otro en la fatiga. Otros materiales



menos resistentes pero más “tenaces” originan fisuras que se propagan lo suficientemente lento, que frecuentemente pueden ser detectadas a tiempo y remediadas antes que lleguen a ser suficientemente grandes como para ocasionar fallas.

Las primeras fisuras microscópicas aparecen en las bandas de deslizamiento, en cristales desfavorablemente orientados cuya orientación es tal que las bandas de deslizamiento coinciden con los planos de corte máximos. Las fisuras microscópicas crecen en estos planos que incluyen todos los planos a 45° al eje de la pieza. Las fisuras comúnmente se originan en más de uno de estos planos. La intersección y unión de varias de estas fisuras produce una fisura en zigzag, cuya dirección es a ángulos rectos al eje de la pieza. A medida que cada fisura crece es precedida por un proceso de nucleación parecido al que la originó. El deslizamiento localizado tiene lugar debido a la concentración de tensiones en el borde de la fisura, y las fisuras submicroscópicas se desarrollan en las bandas de deslizamiento, ocasionando una extensión gradual de la fisura. Cuando el área de la sección transversal remanente llega a ser lo suficientemente pequeña, ocurre la fractura final.

Naturaleza Estadística de la Fatiga

Como resultado de investigaciones empíricas se observó que piezas de igual dimensión, material, tratamiento y trabajando bajo las mismas condiciones de carga fallan por fatiga a distintos valores de tensión. Esto indica una dispersión en los valores de límite de fatiga de una pieza que hace imposible el uso de un valor para diseño, más allá del coeficiente de seguridad usado. La solución es aplicar métodos estadísticos a los resultados de los ensayos para obtener valores coherentes y reales, y así obtener la probabilidad de falla por fatiga.



Ningún material tiene un único valor de vida en fatiga para una tensión determinada, aún bajo las más cuidadosamente controladas condiciones. En fatiga (como en la fractura frágil), la variabilidad o distribución de valores observados es muy grande. Por lo tanto la vida en fatiga de un material puede solo ser tratada como una distribución de valores para especímenes individuales.

Entonces, no hay una vida definida en fatiga, solo una distribución. Para poder diseñar necesitamos tener valores para las propiedades que podamos manejar, aplicando un factor apropiado de seguridad. Pero para la fatiga tendremos que trabajar con distribuciones de muchos valores, mediante el uso de métodos estadísticos.

Si contamos con información confiable sobre las distribuciones de propiedades podemos desechar este factor de ignorancia y en su lugar podemos diseñar para un porcentaje bajo de fallas, o dicho de otra manera, un porcentaje alto de supervivencia. Por ejemplo, si sabemos que el 99 % de todos los especímenes de una aleación de aluminio pueden resistir una tensión de 60,000 psi sin falla, podríamos usar esta tensión como punto de partida. El factor de seguridad necesitaría entonces compensar solo posibles variaciones en las condiciones de uso, tal como métodos de fabricación y magnitud de cargas aplicadas. Cuando hablamos de la distribución de vidas en fatiga para un material nos referimos a las vidas en fatiga de todos los especímenes posibles que pueden hacerse de este material (población). Una estimación de la distribución y sus características pueden hacerse con muestreos de la población. Un muestreo consiste de un número de especímenes hechos de un material determinado según algún plano específico.

Cuanto más grande sea el muestreo, más estrechamente su distribución se aproxima a la de la población. Mediante el uso de métodos estadísticos podemos



estudiar las características de distribuciones en muestreos e inferir de ellos las características de la distribución en la población. ⁽²⁾

Las propiedades de un muestreo son medidas por estadísticas; las propiedades de la población se llaman parámetros. Los parámetros no son ordinariamente medibles, pero son estimados por estadísticas.

Método Staircase (Método de la Escalera). [Linares, 2007]

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. 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 debe 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.

2.2.12 Inicio y Propagación de la Grieta. [Callister 1995]

El proceso de rotura por fatiga se desarrolla a partir del inicio de la grieta y se continúa con su propagación y la rotura final.

❖ Inicio



Las grietas que originan la rotura o fractura casi siempre nuclear sobre la superficie en un punto donde existen concentraciones de tensión (originadas por diseño o acabados).

Las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas a partir de escalones producidos por deslizamiento de dislocaciones, los cuales actuarán como concentradores de la tensión y, por tanto, como lugares de nucleación de grietas.

❖ Propagación

Etapa I: una vez nucleada una grieta, entonces se propaga muy lentamente y, en metales policristalinos, a lo largo de planos cristalográficos de tensión de cizalladura alta; las grietas normalmente se extienden en pocos granos en esta fase.

Etapa II: la velocidad de extensión de la grieta aumenta de manera vertiginosa y en este punto la grieta deja de crecer en el eje del esfuerzo aplicado para comenzar a crecer en dirección perpendicular al esfuerzo aplicado. La grieta crece por un proceso de enrocamiento y agudizamiento de la punta a causa de los ciclos de tensión.

❖ Rotura

Al mismo tiempo que la grieta aumenta en anchura, el extremo avanza por continua deformación por cizalladura hasta que alcanza una configuración enrocada. Se alcanza una dimensión crítica de la grieta y se produce la rotura.

La región de una superficie de fractura que se formó durante la etapa II de propagación puede caracterizarse por dos tipos de marcas, denominadas marcas de playa y estrías. Ambas indican la posición del extremo de la grieta en diferentes



instantes y tienen el aspecto de crestas concéntricas que se expanden desde los puntos de iniciación. Las marcas de playa son macroscópicas y pueden verse a simple vista. Las marcas de playa y estrías no aparecen en roturas rápidas.

2.2.13 Factores que Afectan la Vida a Fatiga.

Son diversos los factores que intervienen en un proceso de rotura por fatiga a parte de las tensiones aplicadas. Así pues, el diseño, tratamiento superficial y endurecimiento superficial pueden tener una importancia relativa.

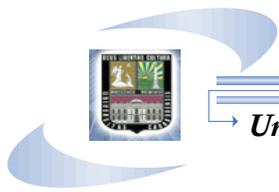
Diseño

El diseño tiene una influencia grande en la rotura de fatiga. Cualquier discontinuidad geométrica actúa como concentradora de tensiones y es por donde puede nuclear la grieta de fatiga. Cuanto más aguda es la discontinuidad, 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, por ejemplo, exigiendo superficies redondeadas con radios de curvatura grandes.

Tratamientos Superficiales

En las operaciones de mecanizado, se producen pequeñas rayas y surcos en la superficie de la pieza por acción del corte. Estas marcas limitan la vida a fatiga pues son pequeñas grietas las cuales son mucho más fáciles de aumentar. Mejorando el acabado superficial mediante pulido aumenta la vida a fatiga.



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

Este proceso se llama «granallado» o «perdigonado». Partículas pequeñas y duras con diámetros del intervalo de 0,1 a 1,0 mm son proyectadas a altas velocidades sobre la superficie a tratar. La deformación induce tensiones de compresión.

Endurecimiento Superficial

Es una técnica por la cual se aumenta tanto la dureza superficial como la vida a fatiga de los aceros aleados. Esto se lleva a cabo mediante procesos de carburación 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.

2.2.14 La Corrosión. [W. Smith, 1998]

Se entiende por corrosión la interacción de un metal con el medio que lo rodea, produciendo el consiguiente deterioro en sus propiedades tanto físicas como químicas. La característica fundamental de este fenómeno, es que sólo ocurre en presencia de un electrólito, ocasionando regiones plenamente identificadas, llamadas estas anódicas y catódicas: una reacción de oxidación es una reacción anódica, en la cual los electrones son liberados dirigiéndose a otras regiones catódicas. En la región anódica se producirá la disolución del metal (corrosión) y, consecuentemente en la región catódica la inmunidad del metal.



Los enlaces metálicos tienden a convertirse en enlaces iónicos, lo favorece que el material pueda en cierto momento transferir y recibir electrones, creando zonas catódicas y zonas anódicas en su estructura. La velocidad a que un material se corroe es lenta y continua todo dependiendo del ambiente donde se encuentre, a medida que pasa el tiempo se va creando una capa fina de material en la superficie, que van formándose inicialmente como manchas hasta que llegan a aparecer imperfecciones en la superficie del metal.

El aluminio es uno de los metales más empleados en competencia con los aceros y su uso es cada vez más extendido en campos como la arquitectura, el transporte, etc. En general, el aluminio y muchas de sus aleaciones muestran una excelente resistencia a la atmósfera. Al contrario de lo que ocurre con el acero, el cinc o el cobre, en los que la corrosión lleva a una disminución generalizada del espesor del material, la corrosión del aluminio es normalmente de tipo localizado, con la formación de numerosas picaduras en toda la superficie metálica, con grandes áreas de metal sin atacar entre ellas.

El comportamiento frente a la corrosión del aluminio es sensible a pequeñas cantidades de impurezas en el metal, muchas de las cuales, a excepción del magnesio tienden a ser catódicas con relación al aluminio. En general, el metal de alta pureza es más resistente a la corrosión que el metal de pureza comercial que, a su vez, es más resistente que las aleaciones de aluminio.

El aluminio se corroe con mayor rapidez en medios ácidos o en álcalis que en medio neutro. La velocidad de corrosión en medios ácidos depende de la naturaleza del anión.

La corrosión por picadura representa la forma más común de corrosión del aluminio, particularmente en soluciones que contienen cloruros. Ello ocurre bajo



condiciones en las que la capa pasiva no es completamente protectora. Las picaduras son consecuencia de una acción localizada en presencia de un electrolito.

El punto de iniciación de una picadura es un ánodo, el cual está rodeado de una matriz catódica, que provoca la disolución del metal. Donde el metal forma un hidróxido insoluble aumentando la acidez. Un ejemplo esquemático se muestra en la figura 2.7, cuando aparece una picadura se observa que los productos insolubles de la corrosión forman una barrera que actúa de barrera física a la difusión del oxígeno al ánodo. El cátodo tiene acceso al oxígeno de toda la solución.

En la figura 2.7 el metal M se corroe en una disolución aireada de NaCl, disolviéndose. El oxígeno se reduce en las superficies catódicas adyacentes.

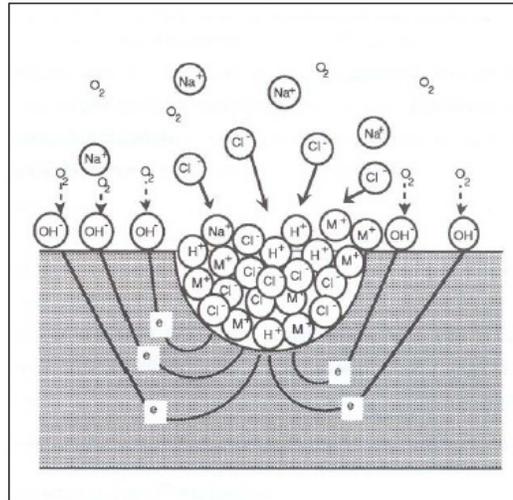


Figura 2.7 Mecanismo de corrosión en una picadura. Fuente: [W. Smith, 1998]

Entre las causas más comunes de formación de estas celdas locales pueden destacarse impurezas en el metal, presencia de compuestos intermetálicos, grietas locales, heterogeneidades del medio, diferencias en la concentración, composición o



velocidad, desgaste o rotura de la capa protectora por efecto de tensiones o abrasiones.

Una vez producida la picadura e iniciado su avance, la continuidad del ataque localizado puede explicarse por la combinación de la protección catódica en los bordes de la picadura, el mantenimiento de un ambiente ácido en el interior de la picadura y por la deposición de los productos insolubles de corrosión sobre ella.

En las aleaciones de aluminio también se produce la corrosión intergranular por precipitación o formación en la frontera de grano de fases más anódicas o catódicas que la matriz. Así puede producirse una corrosión selectiva en el borde de grano o bien en zonas adyacentes, mientras que el resto de la matriz permanece inalterado. Las aleaciones con cobre presentan este tipo de ataque. El magnesio de las familias de las aleaciones 6XXX o 3XX aumenta la resistencia a este tipo de ataque dado que el Mg_2Si tiene un potencial similar al de la matriz. Los tratamientos con envejecimiento hacen aumentar la resistencia a la corrosión. La resistencia a la corrosión se da también en las aleaciones de aluminio sometido a tratamientos T6. Existen muchos mecanismos por los cuales se verifica la corrosión, tal como se ha explicado anteriormente es fundamentalmente un proceso electroquímico.

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.

Oxido de Aluminio (Al_2O_3)

El Al_2O_3 se presenta en el aluminio por medio de una capa pasiva originada por exposición al aire, tiene un espesor entre 20 y 100Å. En muchos medios oxidantes, si se daña la capa pasiva vuelve a regenerarse rápidamente. El oxido de esta capa pasiva tiene un volumen molecular 1,5 veces mayor que el del aluminio. Por este motivo puede soportar cierta deformación del sustrato sin romperse. Cualquier factor que mejore la adherencia e integridad de esta capa mejora la resistencia a la corrosión.

2.2.15 Ensayo de Fatiga. [Callister 1995]

Los ensayos de fatiga son realizados por maquinas que someten a los materiales a una serie de esfuerzos de tracción y compresión (pueden ser miles de ciclos), hasta que se debilitan y se produce la rotura en el material. Es un ensayo en el cual una probeta se hace girar por medio de un motor, mientras se le aplica una carga conocida. La probeta queda sometida a una flexión alternada, que se traduce en que un punto cualquiera de la probeta queda sometido a un ciclo de cargas que va de tracción a compresión. Esto produce fisuras que se van propagando lentamente, reduciendo el área hasta un punto tal en que la probeta no pueda resistir la carga aplicada y se rompe. Un esquema de la máquina de ensayo de fatiga se muestra en la siguiente figura.

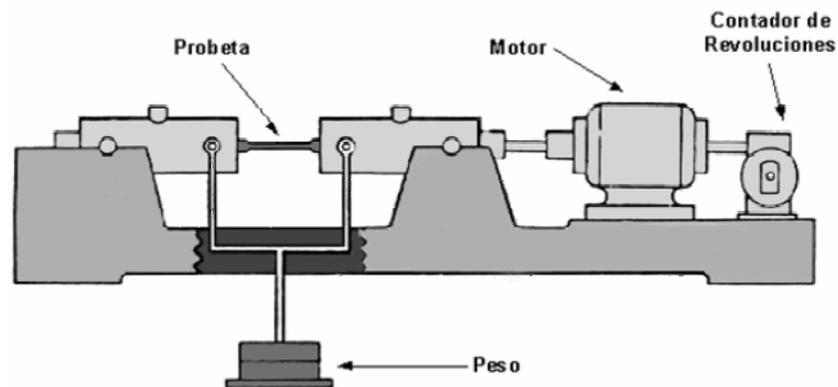


Figura 2.8 Máquina de ensayo de fatiga Fuente: [Callister 1995].

2.2.16 Ensayo de Microdureza. [Callister 1995]

El ensayo de microdureza Vickers, llamado el ensayo universal, es un método para medir la microdureza de los materiales. Sus cargas van de 5 a 125 kilopondios (de cinco en cinco). Su penetrador es una pirámide de diamante con un ángulo base de 136° . Para determinar el número de dureza se aplica la siguiente fórmula:

$$HV = 1.854P/(d_1)^2 \quad \text{Ecuación 2.5}$$

Donde “P” es el valor de la carga en Kg, y “ d_1 ” es el promedio de la longitud de las diagonales de la impresión y está dada en mm.

2.2.17 Microscopía Electrónica de Barrido.

El MEB (microscopio electrónico de barrido), es un microscopio que usa electrones para formar una imagen. Tiene una gran profundidad de campo, la cual permite que se enfoque a la vez una gran parte de la muestra. También produce imágenes de alta resolución, que significa que características espacialmente cercanas en la muestra pueden ser examinadas a una alta magnificación.



La microscopia electrónica de barrido (MEB), es una técnica instrumental que encuentra gran cantidad de aplicaciones en diversos campos de la ciencia y la tecnología; la muestra es barrida con electrones enviados desde un cañón. Un detector mide la cantidad de electrones enviados que arroja la intensidad de la zona de muestra, siendo capaz de mostrar figuras en tres dimensiones, proyectado en una imagen de TV.

2.2.18 Definición de Términos Básicos

- ❖ Carga de rotura o resistencia a la Tracción: Carga máxima resistida por la probeta dividida entre la sección inicial de la probeta.
- ❖ 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.
- ❖ Ductilidad: Es la capacidad del material para deformarse plásticamente sin fracturarse, y se puede expresar en función del incremento en la longitud o de la reducción en el área.
- ❖ Dureza: Resistencia de un material a la penetración.
- ❖ Estricción: Es la reducción de la sección que se produce en la zona de la rotura.
- ❖ 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.

- ❖ 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.
- ❖ 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.
- ❖ Tenacidad de Fractura: Valor crítico del factor de intensificación de esfuerzo en el extremo de una grieta, necesario para producir falla catastrófica.



CAPÍTULO 3. MARCO METODOLÓGICO

3.1 NIVEL DE LA INVESTIGACIÓN

Esta investigación se puede incluir en dos niveles: descriptiva y explicativa. Descriptiva ya que su desarrollo esta conformada por una serie de pasos que permiten establecer el comportamiento de la aleación bajo las condiciones de trabajo estudiadas, y es explicativa porque se investigan las causas que muestran como actúa el material a las distintas condiciones.

3.2 DISEÑO DE LA INVESTIGACIÓN

El proceso de investigación se va a realizar de manera documental mediante información en libros, revistas, entre otras, y de manera experimental basados en los resultados obtenidos de los diferentes ensayos a realizar en la aleación de aluminio AA-6061.

3.3 MATERIAL UTILIZADO Y ANÁLISIS QUÍMICO

El material utilizado fue una aleación de aluminio AA-6061, en una presentación de barras cilíndricas adquirido en la empresa SUMINDU C.A. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de la aleación suministrada por la empresa.

Tabla 3.1 Composición química del material.

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Zn (%)	Ti (%)
0,40	0,70	0,35	0,15	0,80	0,04	0,25	0,15
0,80		0,40		1,20	0,35		

Fuente: Hoja de certificación suministrada por SUMINDU.

El análisis químico que se efectuó es del tipo cuantitativo mediante un espectrómetro de emisión óptica, con la finalidad de obtener el porcentaje en peso de cada uno de los componentes de la aleación. Para realizar dicho análisis se tomaron muestras del material y se fundieron en el Laboratorio de Materiales de la Universidad de Carabobo obteniendo un cilindro de la aleación de aluminio AA-6061 de 76,9 mm de diámetro y 23,7 mm de alto (figura 3.1), el mismo se llevo a ALUCASA (CVG), donde se realizó dicho análisis por medio de tres chispazos individuales en la cara plana del cilindro.



Figura 3.1. Muestra Utilizada para el Análisis Químico.

Los resultados obtenidos en el análisis químico que se efectuó en ALUCASA se muestran en la tabla 3.2 y 3.3.

Tabla 3.2 Composición química del material.

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn
1	0,737	0,278	0,337	0,0042	0,8528	0,0014	0,002	0,0550	0,001	0,001
2	0,718	0,262	0,321	0,0040	0,8451	0,0009	0,002	0,0559	0,001	0,001
Prom	0,7275	0,27	0,329	0,0041	0,8489	0,0011	0,002	0,0554	0,001	0,001

Fuente: ALUCASA.



Tabla 3.3 Composición química del material.

No	Ti	B	Bi	Ca	Cd	Ga	Sr	Li	V	As	Al
1	0,015	0,0001	0,001	0,00172	0,0001	0,01	0,00	0,0001	0,008	0,00	97,70
2	0,014	0,0001	0,001	0,00162	0,0001	0,009	0,00	0,0001	0,009	0,00	97,75
Prom	0,0145	0,0001	0,001	0,00167	0,0001	0,0095	0,00	0,0001	0,0085	0,00	97,72

Fuente: ALUCASA.

Los valores mostrados en la tabla anterior están expresados en porcentaje (%).

No: Número de chispeo en la muestra de aluminio 6061.

Prom: Promedio de cada composición química.

Para garantizar que el material suministrado por SUMINDU corresponde con la aleación de aluminio 6061 se compararon los resultados obtenidos en el análisis químico con la norma COVENIN 1281-80. La composición química de la aleación 6061 según esta norma se presenta en la tabla 3.4

Tabla 3.4 Composición química de la aleación 6061.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Pb	Bi
Rango	0,40 0,80	0,70	0,15 0,40	0,15	0,80 1,20	0,25	0,15	0,04 0,35	0,00	0,00

Fuente: Norma COVENIN 1281-80.

Los valores obtenidos en el análisis químico realizado en ALUCASA garantizan que la aleación usada en esta investigación se encuentra dentro del rango establecido por la norma COVENIN 1281-80 los cuales corresponden con la AA-6061.



3.4 FLUJOGRAMA EXPERIMENTAL

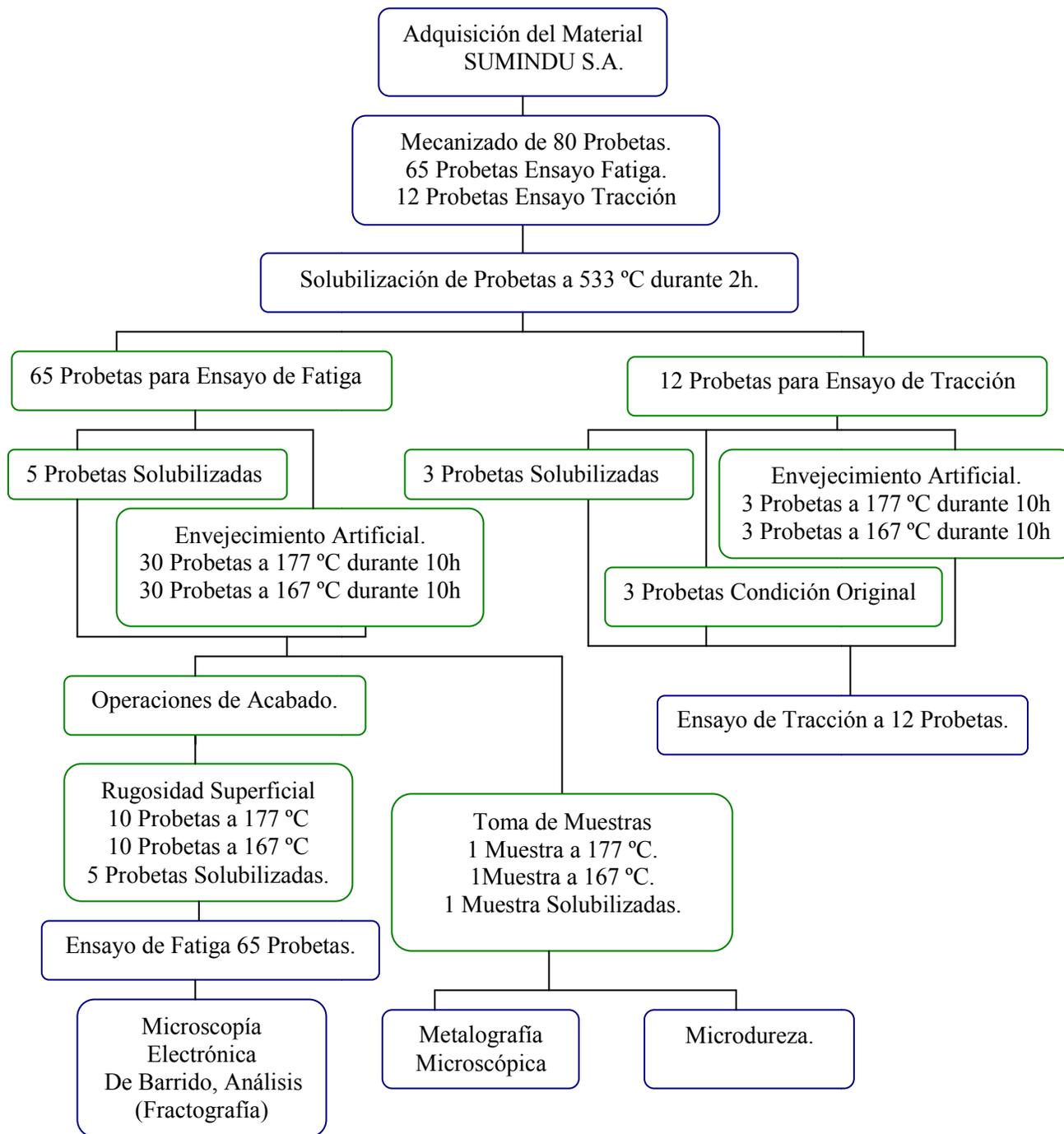


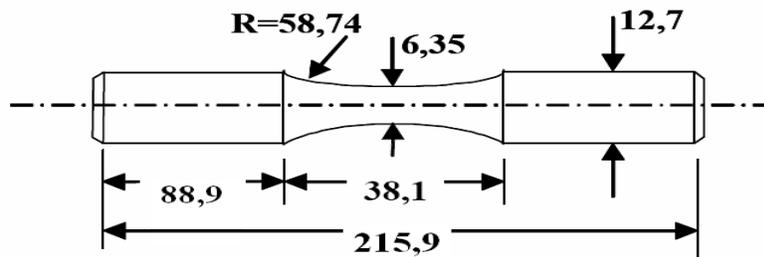
Figura. 3.2 Flujoograma Experimental.



3.5 PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES.

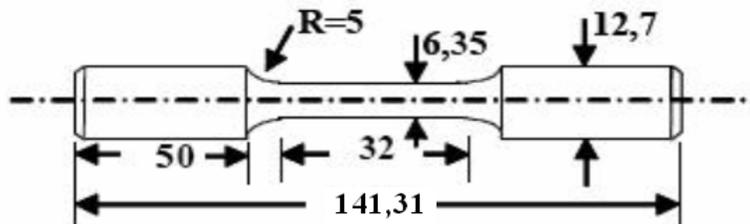
3.5.1 Características geométricas de las probetas

- ❖ Las probetas que se utilizaron en el ensayo de fatiga, tienen las dimensiones y características geométricas señaladas en la norma ASTM E-606, la cuales son de una longitud de 215,90mm, un entalle circular de 38,10mm de longitud, formando un diámetro de entalle de 6,35mm justo en el centro de la probeta como se muestra en la siguiente figura.



*Figura 3.3. Dimensiones de la probeta para ensayo de fatiga (medidas en milímetros).
Fuente: Norma ASTM E606.*

- ❖ Para el ensayo de tracción las probetas utilizadas, poseen las dimensiones y características geométricas establecidas en la norma ASTM-B 557M, la cual se basa en una longitud de 141,31mm, un entalle circular de 32,00mm de longitud, con un radio de entalle de 6,35mm justo en el centro de la probeta como se aprecia en la siguiente figura.



*Figura 3.4 Dimensiones de la probeta para ensayo de tracción (medidas en milímetros).
Fuente Norma ASTM-B 557M*



3.5.2 Preparación de las probetas

El material utilizado para la fabricación de las probetas fue obtenido en una presentación de barras cilíndricas de dos (2) metros de longitud y de media (½) pulgada de diámetro, al cual se le realizó los siguientes pasos:

1^{er} Paso: Corte del Material

Este procedimiento se efectuó para distribuir el material, obteniendo 80 barras cilíndricas de ocho y media (8 ½”) pulgadas de longitud usando una cinta cortadora.

2^{do} Paso: Mecanizado de las Probetas

Se realizó para obtener las características geométricas requeridas para las muestras. Inicialmente se refrentó ambos extremos de las barras, para fijarlas en el torno y luego mecanizar el entalle.

3^{er} Paso: Tratamientos Térmicos

1. Solubilización: El tratamiento consiste en calentar la aleación AA-6061 en un rango de temperatura entre 510°C y 590°C dentro del campo de fase α y esperar a que toda la fase de precipitado (Mg_2Si) presente se disuelva completamente, como se hace referencia en la figura 2.2. Por lo tanto las probetas se calentaron en el horno a una temperatura de solubilización de $T=533^\circ C$ por un tiempo de dos (2) horas; para así obtener una estructura uniforme de solución sólida. De igual forma el *Metals Handbook, Vol.2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International 10th Ed. 1990* recomienda un tiempo de dos horas.



A su vez para establecer el tiempo de solubilización de las muestras, se utilizó las ecuaciones de transferencia de calor por medio del mecanismo de calentamiento por convección natural sobre un cilindro horizontal.

$$-\Psi \times t = \frac{\text{Ln}(T - T_{\infty})}{\text{Ln}(T_0 - T_{\infty})} \quad \text{si } \text{Bi} < 0,1 \quad \text{Ecuación 3.1}$$

$$\Psi = \frac{h \times A}{m \times C_0} \quad \text{Ecuación 3.2}$$

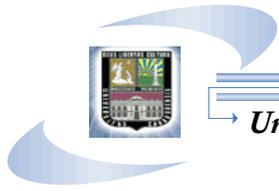
$$h = \frac{N_{ud} \times K_{\text{aire}}}{L_c} \quad \text{Ecuación 3.3}$$

$$L_c = \frac{\text{Volumen}}{\text{Área de la Superficie}} \quad \text{Ecuación 3.4}$$

$$\text{Bi} = \frac{h \times L_c}{k} \quad \text{Ecuación 3.5}$$

Donde:

- ❖ $T = 533^{\circ}\text{C}$.
- ❖ $T_0 = 25^{\circ}\text{C}$.
- ❖ $T_{\infty} = 543^{\circ}\text{C}$.
- ❖ $\text{Bi} = \text{Número de Biot}$.
- ❖ $k = \text{Conductividad térmica}$.
- ❖ $N_{ud} = \text{Nusselt para convección natural de un cilindro en posición horizontal}$.
- ❖ $m = \text{masa}$.
- ❖ $A = \text{Área de la superficie}$.
- ❖ $h = \text{Coeficiente de convección}$.



❖ C_e = Calor específico.

Introduciendo todos los parámetros considerados en las ecuaciones anteriores, se arroja como resultado un tiempo de convección natural de 36 minutos, el cual es el tiempo en que una probeta de aluminio AA-6061 con las especificaciones geométricas establecidas, alcanza en su centro geométrico una temperatura de 533°C. Debido a esto para cerciorar la solubilización completa de la muestra se tomó un tiempo de dos (2) horas.

2. Temple: Se le aplicó a las probetas un enfriamiento rápido en agua a una temperatura ambiente de $T=25^{\circ}\text{C}$; para mantener una solución sólida sobresaturada. Luego del temple para prevenir el envejecimiento natural que ocurre a temperatura ambiente se colocaron todas las muestras en un ambiente con temperaturas cercanas a los 0°C mientras se realizaba el paso siguiente.
3. Envejecimiento: Se introdujeron en el horno nuevamente las probetas a ensayar con dos temperaturas de envejecimiento, unas a 167°C y otras a 177°C durante un tiempo de 10 horas. El propósito es calentar la disolución sólida sobresaturada α a las respectivas temperaturas mencionadas, donde la fase precipitada (Mg_2Si) comienza a formarse como partículas finamente dispersas, y de esta manera poder visualizar el comportamiento de la aleación sometido al envejecimiento artificial. La selección de las temperaturas para el envejecimiento artificial se hizo en base al diagrama de fase del Al- Mg_2Si , (ver capítulo 2, figura 2.2) que muestra que para valores cercanos a estas temperaturas siempre que estén por debajo de la línea de solvus, pueden ser utilizadas para efectuar el envejecimiento. Adicionalmente la AA (Aluminium Association) establece que 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. 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 generando una poca formación de precipitados de siliciuro de magnesio. En consecuencia por lo establecido en la AA se tomó las temperaturas de 167°C y 177°C para realizar el envejecimiento artificial.

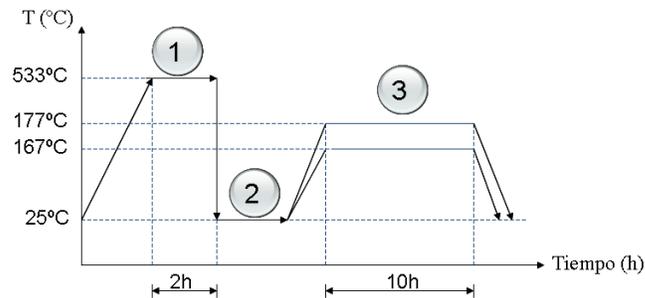


Figura 3.5 Diagrama Tratamiento Térmico.

4^{to} Paso: Acabado Superficial

1. Pulido: Las probetas luego de ser mecanizadas en el torno y ser tratadas térmicamente presentan deterioro en la superficie y logran una rugosidad superficial entre $1\mu\text{m}$ y $4\mu\text{m}$. Para el ensayo de fatiga establecimos como rango de rugosidad los valores de $0,2\mu\text{m}$ a $0,6\mu\text{m}$, con la finalidad de disminuir su influencia en los ensayos, debido a esto las probetas fueron pulidas para eliminar las irregularidades del proceso de mecanizado, utilizando papel abrasivo (lijas) de denominación 400, 600 y 1200 para un desbaste grueso y fino, empleando un torno con velocidad de giro de 1.000 rpm. Sólo se pulió el entalle de las muestras.



Figura 3.6 Torno para el proceso de pulido.

Medición de la Rugosidad Superficial: Al estar todas las probetas pulidas, se escogió una cantidad determinada de muestras, para medir la rugosidad superficial y fijar la calidad de la superficie en el radio de entalle; para luego ejecutar los ensayos de fatiga correspondientes. Se utilizó un rugosímetro para la medición del acabado superficial. Es importante resaltar que la forma del entalle de las muestras ensayadas a fatiga corresponde con un concentrador de esfuerzo medio (según libro rojo)

3.5.3 Ensayo de Tracción.

Se efectuó el ensayo de tracción con el fin de determinar el comportamiento del material al someterlo a fuerzas estáticas. En el ensayo se colocó una probeta en la máquina, dispuesta de dos mordazas una fija y otra móvil. Se procede a medir la carga mientras se aplica el desplazamiento de la mordaza móvil con el fin de obtener el esfuerzo de fluencia el porcentaje de reducción de área, porcentaje de elongación, resistencia mecánica, esfuerzo máximo y esfuerzo de ruptura.

Para el ensayo de tracción se utilizaron una cantidad de muestras con sus respectivas condiciones como se muestra en la tabla 3.5; dicho ensayo se elaboró en



un equipo de tracción marca GALDABINI, que se llevo a cabo en el Laboratorio de Materiales de la Universidad de Carabobo.

Tabla 3.5 Cantidad y Condición de Probetas para Ensayo de Tracción.

Cantidad de Probetas	Condición
3	Condición original del material
3	Solubilizadas
3	Envejecidas a 177°C
3	Envejecidas a 167°C

Con los datos obtenidos se graficó la curva de esfuerzo-deformación para cada condición, para luego conseguir el esfuerzo de fluencia correspondiente de cada ensayo. Para cada condición se recurrió al método gráfico llamado desfase como se muestra en la figura 3.7, en la que se traza una paralela a la tangente a la curva en el momento de su estabilización (etapa elástica) sumando en el eje de las abscisas un valor estandarizado de 0,002, de esta manera la intersección de la recta con la curva esfuerzo-deformación es el valor de esfuerzo de fluencia.

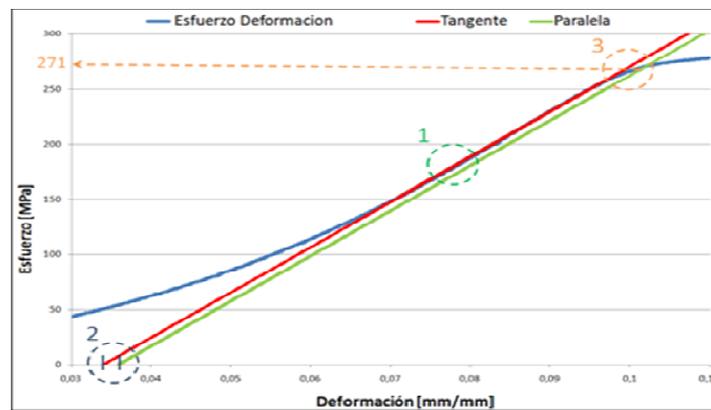


Figura 3.7 Ejemplo de obtención del esfuerzo de fluencia.

Las ecuaciones que se utilizaron para calcular las propiedades mecánicas son las siguientes:



$$e = \frac{(l_f - l_0)}{l_0}$$

Ecuación 3.7

$$\sigma_i = \frac{P}{A_0}$$

Ecuación 3.8

Donde:

- ❖ e = Deformación Ingenieril (mm/mm)
- ❖ l_f = Longitud final de la zona calibrada (mm)
- ❖ l_0 = Longitud inicial de la zona calibrada (mm)
- ❖ σ_i = Esfuerzo Ingenieril (MPa)
- ❖ P = Carga (N)
- ❖ A_0 = Área inicial de la zona calibrada (mm²)

3.5.4 Ensayo de Fatiga.

Luego de obtenidos los esfuerzos de fluencia para cada condición, se determinaron los momentos flectores, utilizando las siguientes ecuaciones.

$$M = \frac{S \times I}{C}$$

Ecuación 3.9

$$I = \frac{\pi \times D^4}{64}$$

Ecuación 3.10

Donde:

- ❖ M = Momento Flector [Lbf-pulg]
- ❖ S = Esfuerzo de Fluencia [Lbf-pulg²]
- ❖ C = Distancia de la fibra más alejada del eje de inercia = D/2 [pulg]
- ❖ D = Diámetro de la mínima sección transversal de la probeta [pulg]



❖ **I** = Momento de Inercia Polar

Por las ecuaciones anteriores se obtiene una ecuación final para el cálculo del momento flector como se muestra a continuación.

$$\mathbf{M} = \frac{\pi \times \mathbf{S} \times \mathbf{D}^3}{32} \quad \text{Ecuación 3.11}$$

Posteriormente se realizaron los ensayos de fatiga para las condiciones solubilizadas y de envejecimiento, esta última bajo un medio corrosivo de NaCl al 3% con la finalidad de asemejar la proporción salina del agua de mar. Para la preparación de esta solución acuosa se mezclaron 30 gramos de sal común, por cada 90 ml de agua. Se utilizó un dispositivo que permitía mantener el entalle de la probeta sumergido en el medio corrosivo durante el ensayo de fatiga por medio de una recirculación generada por un sistema de bombeo.

El dispositivo adaptado a la máquina de fatiga para someter la probeta al cloruro de sodio se muestra en la figura 3.8.

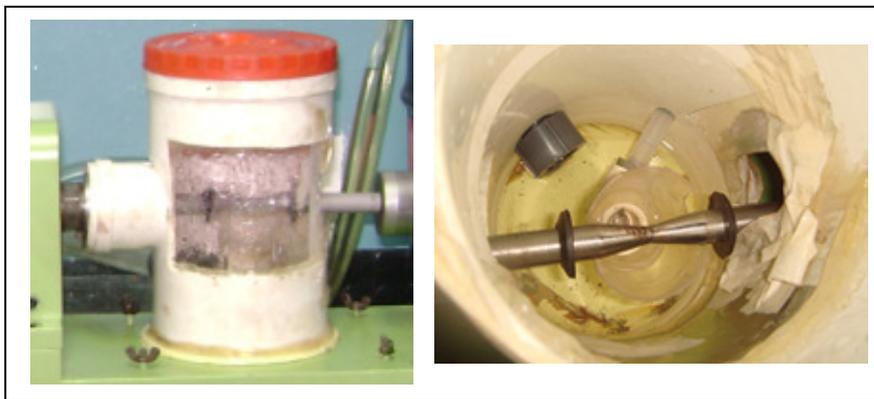


Figura 3.8 Dispositivo adaptado a la máquina de fatiga.



El ensayo de fatiga se realizó para determinar el comportamiento del material bajo cargas fluctuantes. Se le aplicó a las probetas cargas alternantes y se registraron el número de ciclos requeridos para producir la falla del material (vida a la fatiga). Los datos procedentes de los ensayos de fatiga se presentaron en un diagrama S-N, que es un gráfico del número de ciclos necesarios para provocar una falla en una probeta contra la amplitud del esfuerzo cíclico desarrollado. Dicho ensayo se elaboró en el Laboratorio de Materiales de la Universidad de Carabobo.

La cantidad de probetas ensayadas para cada condición se estableció por medio del método de la escalera [Linares, 2007] del cual se hizo referencia en el capítulo dos y se muestra en la tabla 3.6.

Tabla 3.6 Cantidad y Condición de Probetas para Ensayo de Fatiga.

Cantidad de Probetas	Condición
5	Solubilizadas
30	Envejecidas a 177°C
30	Envejecidas a 167°C

La cantidad de probetas solubilizadas que se ensayaron, es para completar un estudio que es llevado a cabo por el Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo cuyo propósito es evaluar el comportamiento del material sometido a fatiga para esta condición.

3.5.5 Metalografía Microscópica

La metalografía microscópica del material se elaboró con el fin de determinar las características microestructurales y de constitución con la ayuda del microscopio metalográfico, ubicado en el Laboratorio de Materiales de la Universidad de



Carabobo; y de esta manera poder señalar los posibles defectos microscópicos del mismo.

Se utilizaron cuatro (4) muestras para prepararlas para la respectiva visualización en el microscopio como se muestra en la siguiente tabla.

Tabla 3.7 Cantidad y Condición de Muestras para la Metalografía.

Cantidad de Muestras	Condición
1	Condición original del material
1	Solubilizada
1	Envejecida a 177°C
1	Envejecida a 167°C

La preparación de las muestras para la observación en el microscopio con los diferentes aumentos que este proporciona, se hizo de la siguiente manera:

- 1. Corte del Material:** Se utilizó un corte por disco abrasivo, ya que se realiza rápidamente. El corte se elaboró con una cortadora metalográfica en el Laboratorio de Materiales de la Universidad de Carabobo.



Figura 3.9 Cortadora Metalográfica.

- 2. Desbaste Grueso:** Se empleó una lijadora de banda, y el papel de lija que se usó fue N° 240; con el fin de remover partículas de la muestra y asegurar que la superficie desbastada sea plana.



Figura 3.10 Lijadora de Banda.

- 3. Desbaste Intermedio:** En este paso se usó una mesa plana para apoyar la muestra sobre el papel de lija; utilizando papeles de lija de N° 320 y 400. Este desbaste se realizó con el fin de asegurar una remoción constante y consistente de material durante el dicho desbaste.
- 4. Desbaste Final:** Se utilizó un papel abrasivo (lija) N° 600. Cada vez que se cambio de papel se fue girando la muestra 90° con respecto a las líneas dejadas por el desbaste anterior. El cambio se hizo cuando las líneas dejadas por la lija anterior desaparecían.
- 5. Pulido:** Luego para obtener una superficie de la muestra sin rallas, se usó paños para pulido acoplados a un disco giratorio. En un disco se colocó el paño grueso de fieltro, y en el otro disco un paño fino de terciopelo. En este pulido se utilizó alúmina en suspensión acuosa para un buen pulido.



Figura 3.11. Mesa de Pulido.

- 6. Ataque Químico:** Se sumergió la muestra en ácido fluorhídrico (HF) al 5% durante un tiempo de 10 segundos. Después se lavó la probeta con agua, se enjuagó con etanol y se secó con un secador. De esta manera se obtiene una mejor visualización de la microestructura en el microscopio óptico.

3.5.6 Ensayo de Microdureza

Este ensayo se elaboró para obtener los valores de dureza superficial del material utilizando el método Vickers, el indentador es un diamante en forma de pirámide de base cuadrada. La microdureza fue realizada a cuatro (4) muestras a las cuales se les aplicó una carga de 200g.

Tabla 3.8 Cantidad y condición de muestras para Microdureza.

Cantidad de Muestras	Condición
1	Condición original del material
1	Solubilizada
1	Envejecida a 177°C
1	Envejecida a 167°C

Este estudio se realizó en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación



de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo, y se uso para este un microdurómetro DURIMET ERNST LEITZ con una apreciación de 0,001mm. Para la conversión del tamaño de la huella al valor de la dureza vicker se usaron las tablas “Tabellen Zur Bestimmung Der Vickersharte mit dem”.

3.5.7 Fractografía

A través de esta técnica se visualizó la zona de fractura del material y con esto se pudo determinar el mecanismo de fractura, es decir si fue de tipo frágil o dúctil, así como también evaluar las estriaciones que se presentan en la superficie del material que evidencian el esfuerzo al que fue sometido la probeta durante el ensayo de fatiga. Para la realización de este ensayo se utilizó el microscopio electrónico de barrido con dispositivo EDX-4, el aumento de este instrumento esta en un rango de 20X a 100.000X.

Para determinar el porcentaje de las zonas (brillante y oscura) presentes, se colocaron cuadrículas en las vistas macro de la superficie de fractura, de esta forma el número de cuadrículas que ocupa cada zona dividido entre el numero de cuadrículas total de la superficie multiplicado por cien, representa el porcentaje de aparición de la zona brillante y la oscura.

3.6 EQUIPOS UTILIZADOS

- ❖ Horno para el calentamiento de las probetas, marca Barnstead Therolyne, modelo Furnace 48000.



Figura 3.12 Horno Barnstead Thermolyne 48000.

Tabla 3.9 Especificaciones Generales Horno Barnstead Thermolyne 48000

Rango de Operación de Temperaturas	
Corriente Continua	0 – 1093°C
Corriente Alterna	0 – 1200°C
Condiciones Ambientales de Operación	
Temperatura	17 – 27°C
Humedad Relativa	20% - 80%
Altitud Límite	2.000 m

Fuente: Manual del usuario del Horno Barnstead Thermolyne 48000.

- ❖ Máquina de Ensayos de Fatiga a Flexión marca Fatigue Dynamics Inc, modelo RBF-200 HT.



Figura 3.13 Máquina de Ensayo de Fatiga a flexión rotativa RBF – 200.

Tabla 3.10 Especificaciones Generales Máquina de Ensayo de Fatiga

Contador de ciclos	8 dígitos en pantalla con relación 1:100
Rango de ciclos	0 – 9.999.999.900 ciclos
Velocidad de Giro	500 – 10.000 rpm
Moment Beam	0 – 200 psi
Apreciación Moment Beam	1 psi
Potencia Motor	½ hp

Fuente: Manual del usuario de la Máquina de Ensayo de Fatiga a Flexión Rotativa RBF – 200

- ❖ Rugosímetro marca Mituyoyo, modelo SJ-201 P.

**Figura 3.14 Rugosímetro Digital.****Tabla 3.11 Especificaciones Generales del Rugosímetro Mituyoyo**

Intervalo del recorrido	2,4 mm
Intervalo de medición	350 μ m
Punta	Diamante (radio = 5 μ m)
Longitud de muestreo	0,25 ; 0,8 y 2,5 mm
Pantalla	LCD

Fuente: Manual de Rugosímetro Digital



- ❖ Máquina de Ensayo de Tracción marca Galdabini, modelo CTM 20.



Figura 3.15 Máquina Universal de Ensayos a Tracción CMT 20 Galdabini

Tabla 3.12 Especificaciones Generales Máquina Universal de Ensayos a Tracción CMT 20 Galdabini.

Carga Máxima	200 KN
Presión de aire comprimido	5 a 8 bar
Máximo alargamiento	800 mm
Velocidad de ensayo	2 a 5 mm/min
Unidad de medida de fuerza	Newton

Fuente: Manual del usuario de la Máquina Universal de Ensayos a Tracción CMT 20 Galdabini.



- ❖ Máquina de ensayos de dureza Microdurometro



Figura 3.16 Microdurometro

Tabla 3.13 Especificaciones Generales del Microdurometro.

Marca	Leitz
Apreciación	0,001 mm
Modelo	Durimet Ernst

Fuente: "Tabellen Zur Bestimmung Der Vickersharte mit dem"

- ❖ Microscopio Óptico Union MC – 86267.



Figura 3.17 Microscopio Óptico.



Tabla 3.14 Especificaciones del Microscopio Óptico Union MC – 86267

Marca	UNION
Modelo	MC – 86267
Rango de aumentos	15X – 400.000X

Fuente: Manual del Usuario del Microscopio Óptico Unión MC – 86267.

- ❖ Microscopio Electrónico de Barrido, con dispositivo EDX-4.



Figura 3.18 Microscopio Electrónico de Barrido en FUNDATEC.

Tabla 3.15 Especificaciones del Microscopio Electrónico de Barrido

Marca	Philips
Modelo	XL30
Rango de aumentos	20X a 100.000X

Fuente: Manual del Microscopio Electrónico de Barrido XL30.



CAPÍTULO 4.

RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

Durante el desarrollo de la investigación se llevaron a cabo diferentes ensayos de una forma secuencial para lograr alcanzar los objetivos propuestos. En este capítulo se muestran los resultados obtenidos en los ensayos realizados, elementos que sirvieron de base en el desarrollo de los análisis y conclusiones de esta investigación.

4.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS:

En el progreso de esta investigación se realizaron tres etapas diferentes, los cuales pueden apreciarse en el siguiente gráfico:

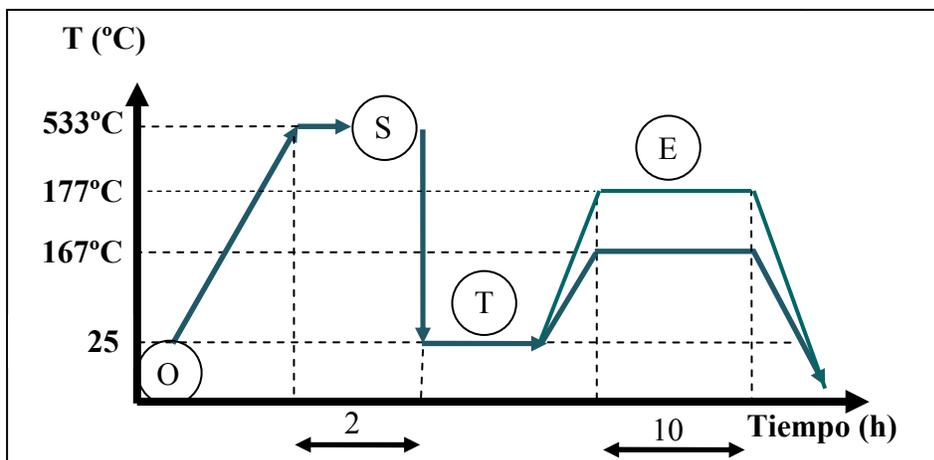


Figura 4.1. Gráfico de Tratamientos Térmicos Aplicados.

En donde:

O: Condición original de las probetas.

S: Solubilización, las probetas se llevan a 533°C durante un período de 2 horas.



T: Temple, las probetas son enfriadas rápidamente en agua a temperatura ambiente.

E: Envejecimiento, se realizó este tratamiento a dos temperaturas: 167 y 177°C durante un período de 10 horas cada uno.

❖ **Solubilización:**

En esta etapa las probetas deben alcanzar 533°C, temperatura a la cual el material homogeniza sus propiedades. Con la finalidad de conocer y garantizar la temperatura del tratamiento se realizó un muestreo de la temperatura con el uso de un instrumento registrador.

En la gráfica que se presenta a continuación se puede observar la variación de temperatura en función del tiempo del tratamiento, se coloca la curva ideal y real de temperatura a la cual se realizó el tratamiento térmico por medio de la cual se desarrolló los análisis y conclusiones finales más cercanos a las condiciones.

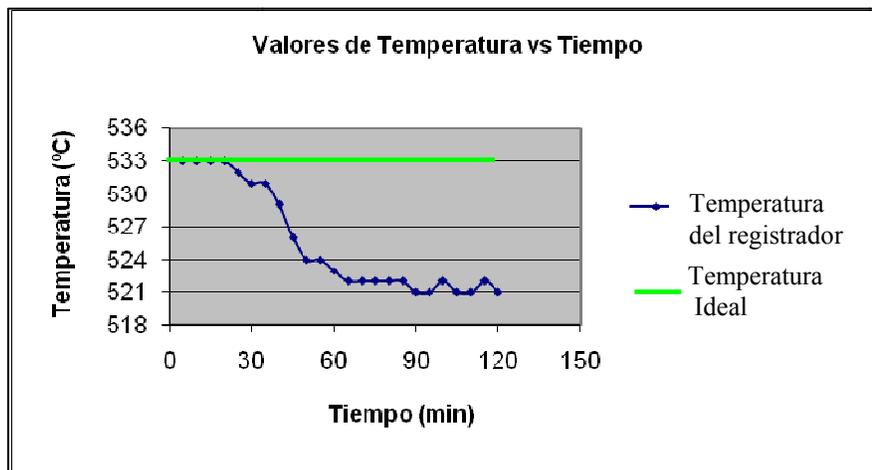


Figura 4.2. Curva Tiempo vs Temperatura Solubilización obtenida con datos del Registrador.



❖ **Temple:**

Luego de la etapa de solubilización se procede a realizar el temple, para esto las probetas fueron enfriadas rápidamente al salir del horno en agua a temperatura ambiente. Luego de esta fase se conservaron las probetas en un refrigerador a una temperatura de -5°C hasta el momento de la realización del envejecimiento artificial con la finalidad de evitar el envejecimiento natural de las probetas.

❖ **Envejecimiento:**

El envejecimiento representa una de las etapas fuertes de la investigación puesto que involucra la preparación final de las probetas y por ende el incremento en las propiedades del material, por lo que de igual forma como se realizó con el tratamiento de solubilización se registró también la temperatura real a la que fue realizado cada uno de los tratamientos de envejecimiento.

Las graficas que se presentan a continuación son el resultado de la variación de temperatura dentro del horno para las dos temperaturas evaluadas 167°C y 177°C respectivamente, curvas que sirvieron de base para la elaboración de los análisis y conclusiones finales, tomando valores reales a los que se realizaron los tratamientos.

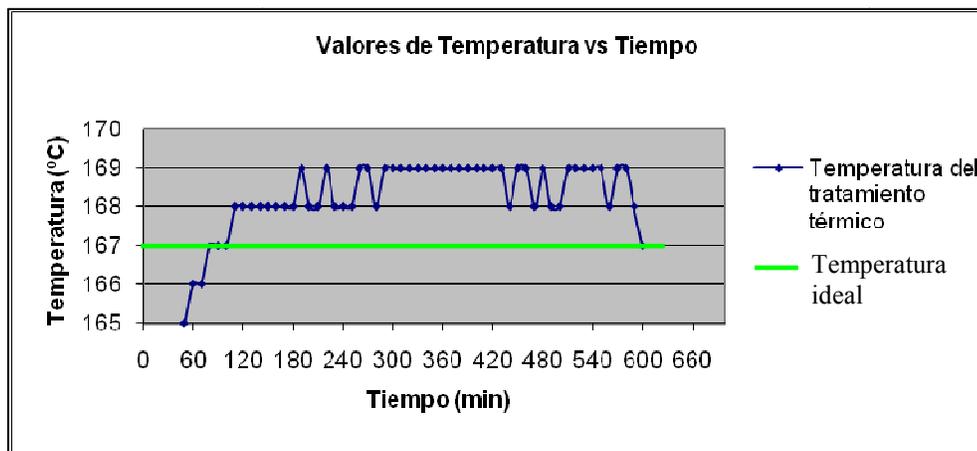


Figura 4.3 Curva de Temperatura vs Tiempo del Tratamiento Térmico a 167°C .

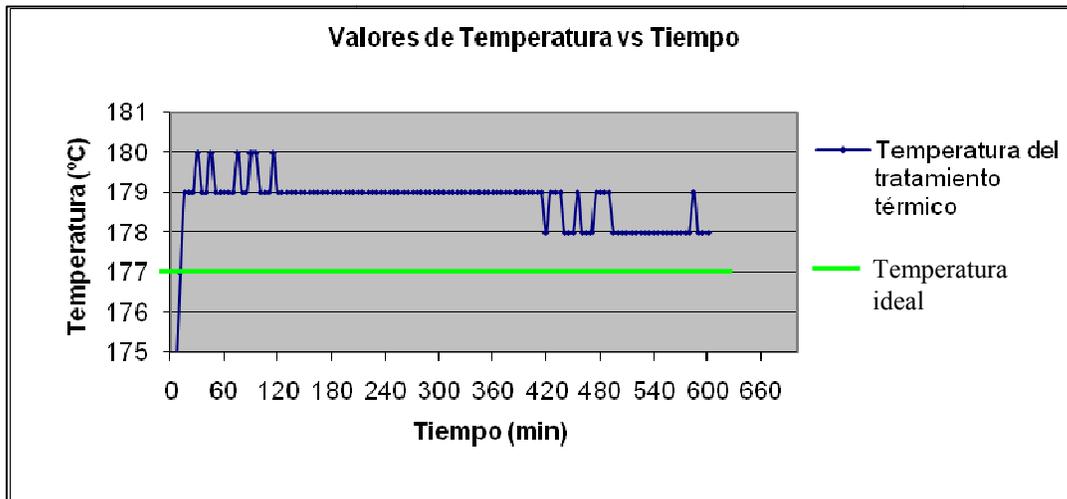


Figura 4.4 Curva de Temperatura vs Tiempo del Tratamiento Térmico a 177°C.

Es importante resaltar que para las diferentes etapas se uso un instrumento registrador de temperatura el cual arrojó para la etapa de solubilización (533°C) una variación de hasta -12°C con respecto a la temperatura del horno, a diferencia de la etapa de envejecimiento (167 y 177°C) en donde se obtuvieron variaciones menores a las obtenidas en la solubilización siendo estas de + 3°C. Esta diferencia entre las variaciones obtenidas para las etapas estudiadas puede ser consecuencia de una mala calibración sumada a la eficiencia del horno, el cual a temperaturas más elevadas presenta una menor eficiencia que para las temperaturas bajas en donde su aproximación al set point colocado es mayor.

4.2 RUGOSIDAD SUPERFICIAL:

Luego de realizar los tratamientos térmicos se procedió a realizar la medición de la rugosidad con la finalidad de asegurar que la variable se controlara dentro de los parámetros permisibles para los ensayos de fatiga. Se tomaron 25 probetas como muestra lo cual representa el 33,33% para una población de 75, 10 muestras al azar para cada temperatura de tratamiento y 5 para probetas en condición original,



pudiendo así asegurar la variación en la rugosidad superficial obtenida entre la condición original y las ya desbastadas al igual que garantizar que la rugosidad superficial se encontrara en los valores acordados para el desarrollo de la investigación (ver capítulo 3 rugosidad superficial). Se realizaron 3 medidas a cada probeta en el área del entalle con el propósito de obtener una medida más certera de la variable a controlar.

Para la medición de la rugosidad se usó un rugosímetro marca Mitutoyo el cual en cada medición recorre una longitud de 2,4mm.

Los resultados obtenidos en la medición de rugosidad en condición original y después del desbaste se muestran en la siguiente tabla:

Tabla 4.1 Mediciones de Rugosidad para Condición Original.

Probetas	Rugosidad Obtenida			
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Promedio
1	0,84	0,97	1,66	1,15
2	0,86	0,75	0,71	0,77
3	0,85	1,10	0,98	0,97
4	1,15	1,20	1,10	1,15
5	0,98	1,13	1,43	1,18
Desviación Estándar = 0,3554			Promedio = 1,04	

Tabla 4.2 Mediciones de Rugosidad para 167°C luego del proceso de lijado.

Probetas	Rugosidad Obtenida			
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Promedio
1	0,38	0,36	0,32	0,35
2	0,37	0,29	0,37	0,34



Probetas	Rugosidad Obtenida			
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Promedio
3	0,27	0,27	0,26	0,26
4	0,42	0,37	0,39	0,39
5	0,32	0,31	0,42	0,35
6	0,40	0,39	0,34	0,37
7	0,44	0,44	0,40	0,42
8	0,51	0,39	0,43	0,44
9	0,38	0,28	0,51	0,39
10	0,33	0,34	0,35	0,34
Desviación Estándar = 0,0501			Promedio = 0,36	

Tabla 4.3 Mediciones de Rugosidad para 177°C luego del proceso de lijado.

Probetas	Rugosidad Obtenida			
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Promedio
1	0,33	0,35	0,40	0,36
2	0,46	0,46	0,60	0,5
3	0,50	0,52	0,50	0,5
4	0,43	0,44	0,37	0,41
5	0,34	0,33	0,32	0,33
6	0,37	0,37	0,37	0,37
7	0,49	0,47	0,44	0,46
8	0,48	0,42	0,44	0,44
9	0,47	0,62	0,54	0,54
10	0,36	0,38	0,39	0,37
Desviación Estándar = 0,0709			Promedio = 0,42	



Luego de observar las tablas anteriores se puede establecer un promedio general que involucre las dos condiciones de temperatura evaluadas dando como resultado:

Promedio = 0,39, con una **Desviación Estándar = 0,06**

Por lo que comparando los valores antes y después de realizado el desbaste se puede deducir que con el proceso de lijado se logro mejorar la rugosidad superficial de $1,04 \pm 0,3554$ a $0,39 \pm 0,06$, obteniendo un valor dentro del rango acordado para la investigación (ver capitulo 3 acabado superficial) que permite disminuir la influencia de este parámetro en los ensayos de fatiga.

4.3 METALOGRAFÍA MICROSCÓPICA

En la realización de este ensayo las figuras mostradas para todas las condiciones de trabajo del material son presentadas a partir del corte transversal del material.

La aleación de aluminio 6061 en el estudio microestructural para las diferentes condiciones de trabajo estudiadas presenta precipitados como se muestran en las siguientes figuras; dichos precipitados lucen de color negro siendo estos Siliciuro de Magnesio (Mg_2Si), compuesto químico que le proporciona la resistencia mecánica al material.

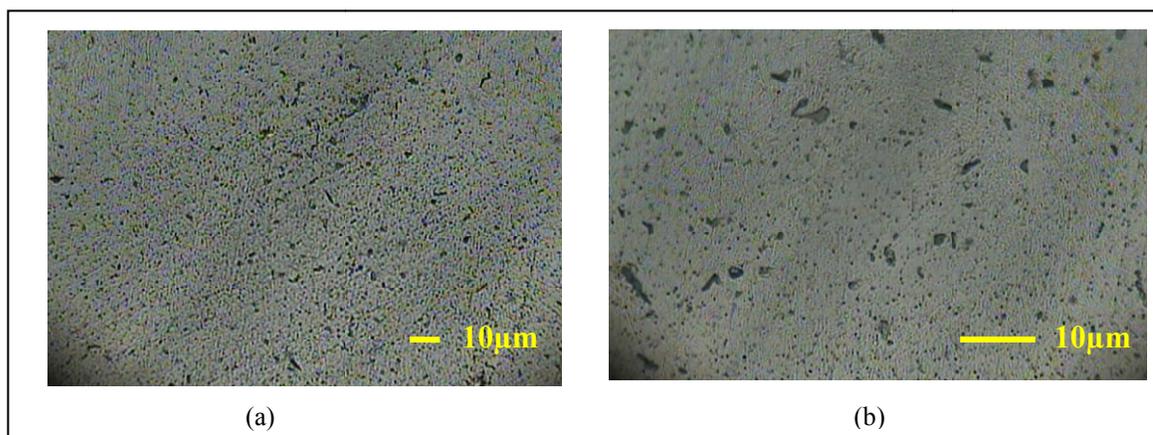


Figura 4.5 Microestructura de AA-6061 Condición Original. Con un aumento de 400X (a) y con un aumento de 1000X (b) atacado con HF al 5%.

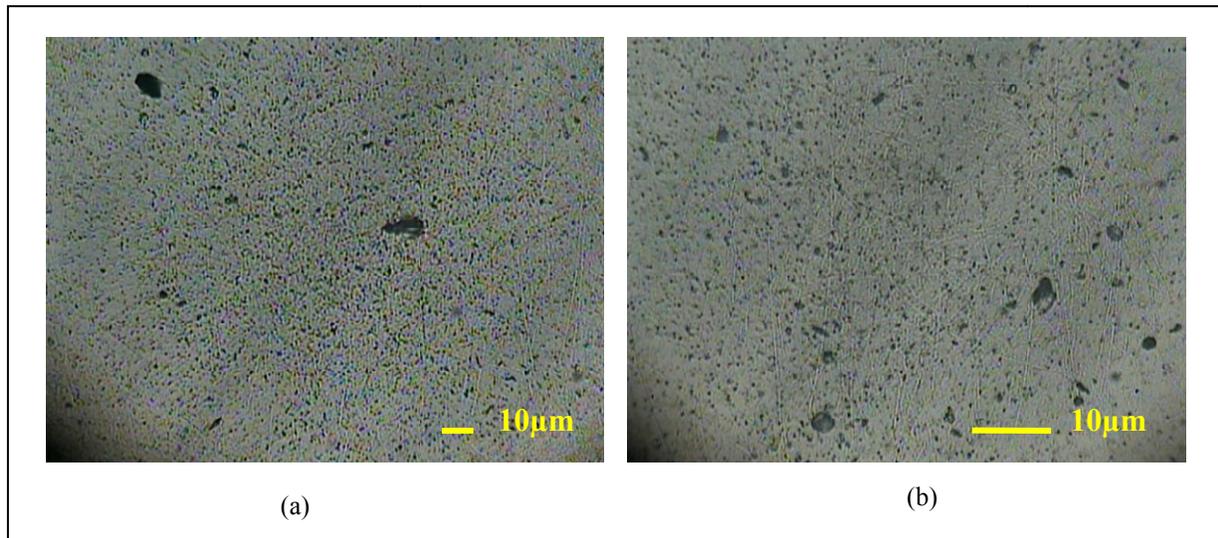


Figura 4.6 Microestructura de AA-6061 Solubilizada a 533°C. Con un aumento de 400X (a) y con un aumento de 1000X (b) atacado con HF al 5%.

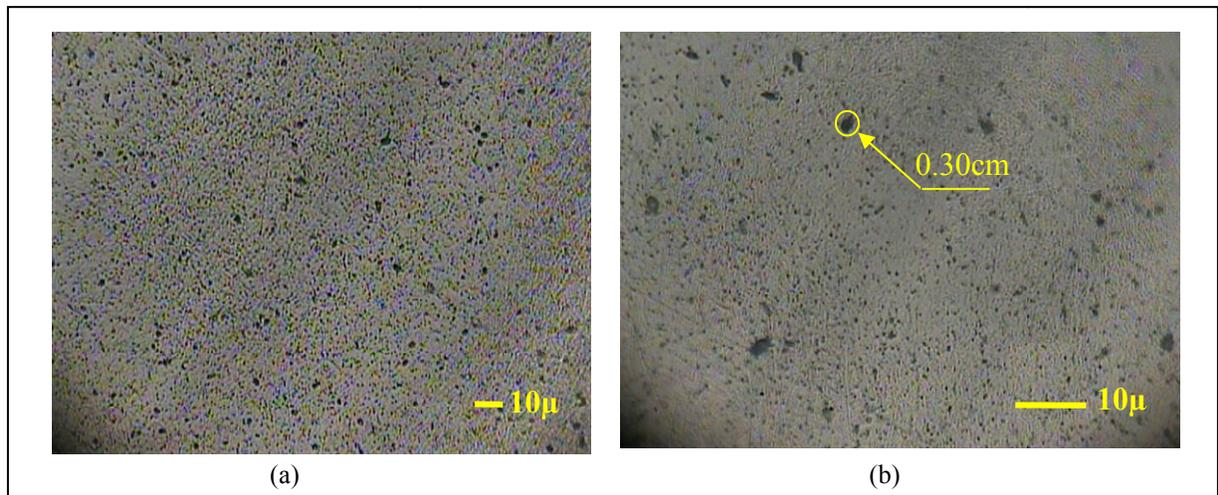


Figura 4.7 Microestructura de AA-6061 Envejecida a 167°C. Con un aumento de 400X (a) y con un aumento de 1000X (b) atacado con HF al 5%.

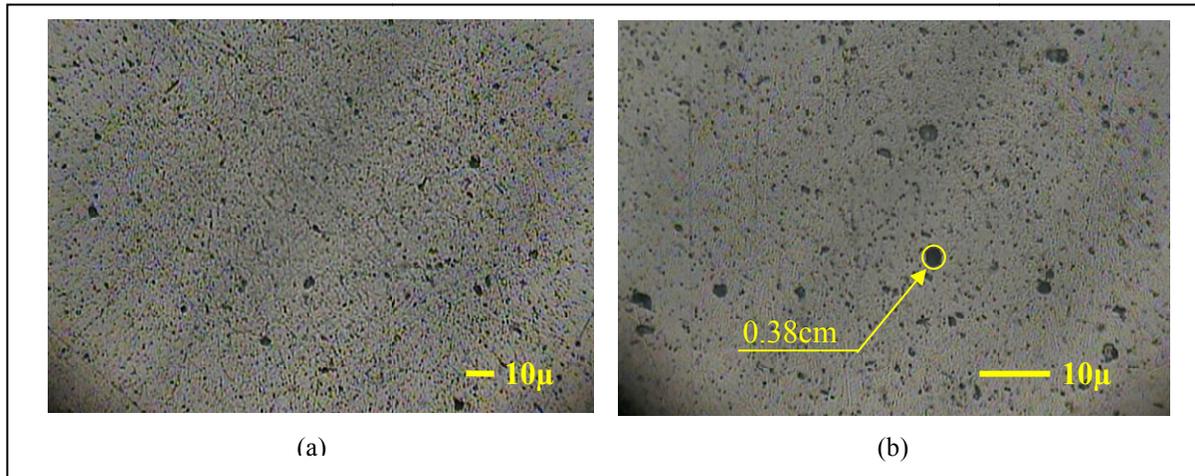


Figura 4.8 Microestructura de AA-6061 Envejecida a 177°C. Con un aumento de 400X (a) y con un aumento de 1000X (b) atacado con HF al 5%.

En las figuras anteriores se observa la forma en que precipita para cada condición el siliciuro de magnesio en las que se pueden notar las siguientes características:

Al revisar el tamaño del precipitado se obtiene que el tratamiento térmico a 177°C presenta mayor tamaño que el tratamiento térmico a 167°C.

Se presenta una mayor densidad de puntos negros (siliciuro de magnesio) en las probetas envejecidas a 177°C con respecto a las de 167°C. La variación en la densidad de puntos negros para las condiciones estudiadas se debe a la diferencia existente entre las temperaturas de la etapa de envejecimiento donde para la menor temperatura (167°C) la velocidad de formación del siliciuro de magnesio es más lenta [Baile, 2005] por lo que la densidad del precipitado es menor.

Para las probetas originales se observa una particularidad distinta a las otras condiciones ya que presenta el precipitado de forma alargada a diferencia de la forma redondeada que se observa en las otras condiciones de estudio, esto debido a la esferoidización del silicio durante el envejecimiento, que consiste en el cambio de la



morfología de las partículas de silicio cambiando de una forma alargada a una redondeada. [Calv, 1985]

Para definir que precipitado tiene mayor tamaño se utiliza un círculo de referencia del cual se conozca el diámetro.

4.4 ENSAYO DE MICRODUREZA

Se realizó el estudio de la microdureza en una muestra de material sometido a las diferentes condiciones (167°C, 177°C, Solubilizadas y en condición original) con el fin de indagar acerca de la influencia de los tratamientos en el AA-6061 en cuanto a la dureza y sobre la posible formación del siliciuro de magnesio compuesto con una buena resistencia mecánica responsable del aumento de esta propiedad en esta aleación.

Se realizó la prueba en partes aleatorias de la superficie de las muestras y en las zonas oscuras que mostraban una posible formación de Mg_2Si . Por cada zona se realizó 3 tomas de verificación (indentaciones) para cada muestra. Para la microdureza se obtuvo los siguientes resultados:

Tabla 4.4 Mediciones de Microdureza para Condición original.

Prueba	Microdureza Obtenida (Hv)	
	Aluminio	Mg_2Si
1	79,30	83,30
2	83,50	88,40
3	80,40	85,20
Promedio	81,06	85,63
Desviación Estándar	2,17	2,57



Tabla 4.5 Mediciones de Microdureza para Condición Solubilizada.

Prueba	Microdureza Obtenida (Hv)	
	Aluminio	Mg ₂ Si
1	64,20	80,20
2	62,60	77,90
3	58,00	75,70
Promedio	61,60	77,93
Desviación Estándar	3,21	2,25

Tabla 4.6 Mediciones de Microdureza para Envejecimiento a 167°C.

Prueba	Microdureza Obtenida (Hv)	
	Aluminio	Mg ₂ Si
1	85,10	107
2	90,50	103
3	82,60	99,70
Promedio	86,06	103,23
Desviación Estándar	4,03	3,65

Tabla 4.7 Mediciones de Microdureza para Envejecimiento a 177°C.

Prueba	Microdureza Obtenida (Hv)	
	Aluminio	Mg ₂ Si
1	90,50	118
2	96,50	110
3	96,50	107
Promedio	94,50	111,66
Desviación Estándar	3,46	5,68



De acuerdo a los resultados mostrados en las tablas anteriores se puede deducir que el compuesto oscuro (posible Mg_2Si) posee una mayor dureza que el resto de la superficie analizada. Esta característica se presenta para todas las condiciones evaluadas. De la misma manera se puede apreciar que la condición que presenta mayor dureza corresponde con el envejecimiento a $177^\circ C$, debido a la presencia de una mayor cantidad de precipitado.

4.5 ENSAYO DE TRACCIÓN

4.5.1 Condición Original del Material.

Se efectuaron tres (3) ensayos de tracción para la condición original en los cuales las probetas fracturaron en la zona calibrada, por lo tanto se tomó como validos los datos obtenidos; cuyas graficas se presentan a continuación.

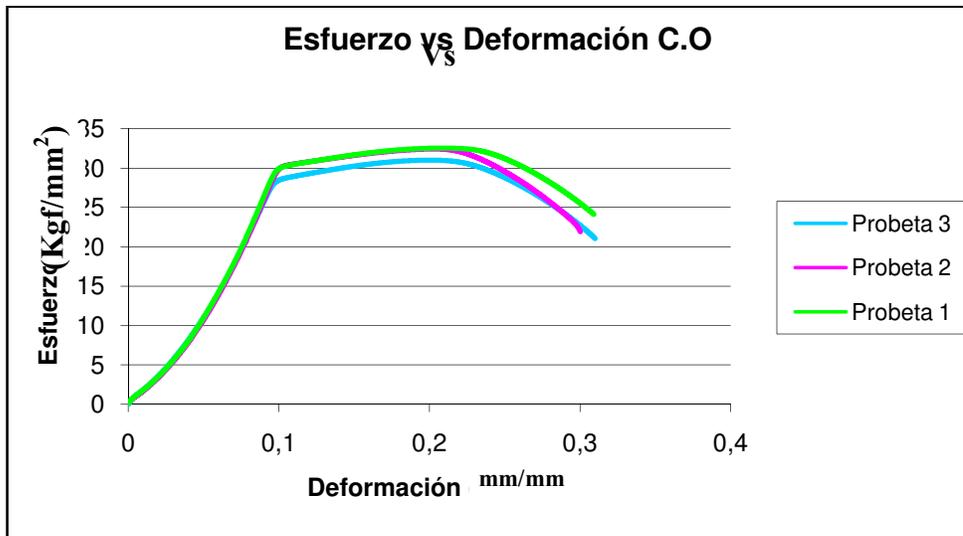


Figura 4.9 Esfuerzos-Deformación para Condición Original.

Basados en los resultados obtenidos de las gráficas de la figura 4.9 y utilizando el método gráfico que se hace referencia en el capítulo 3 para obtener el esfuerzo de fluencia como se muestra en la figura 4.10 se obtiene la tabla 4.8.

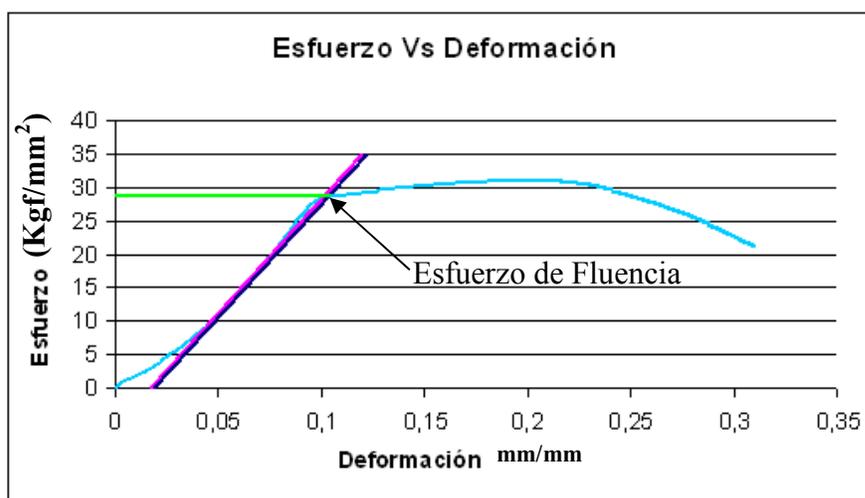


Figura 4.10: Ejemplo Método gráfico para obtener esfuerzo de fluencia de la probeta N° 3, de la tabla 4.8

Tabla 4.8 Datos Ensayo de Tracción de Condición Original.

Probeta	Esfuerzo de Fluencia S_y (Kgf/mm ²)	Esfuerzo Máximo (Kgf/mm ²)
1	30,42569	32,51301
2	30,48552	32,39003
3	28,81367	30,99738
Promedio	29,90829	31,96681
Desviación Estándar	0,94842	0,84177

4.5.2 Solubilizadas a 533°C.

Para esta condición de solubilizadas a 533°C se efectuaron 2 ensayos de tracción, dando como resultado los datos que se aprecian en el siguiente grafico.

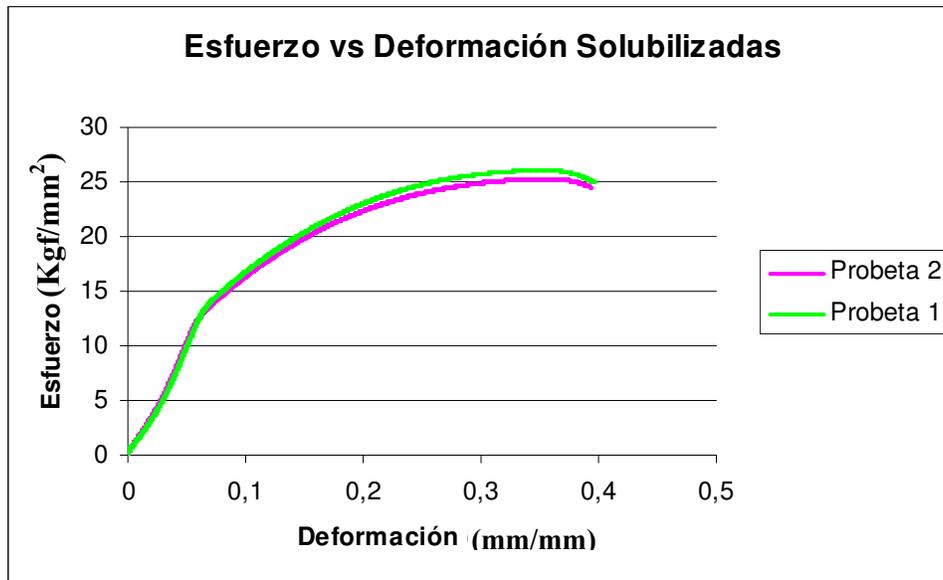


Figura 4.11 Esfuerzos-Deformación Solubilizadas.

Por medio de los resultados obtenidos de las graficas de la figura 4.11 se tiene la siguiente tabla.

Tabla 4.9 Datos Ensayo de Tracción Solubilizadas.

Probetas	Esfuerzo de Fluencia S_y (Kgf/mm ²)	Esfuerzo Máximo (Kgf/mm ²)
1	13,6240	26,0848
2	12,7931	25,2539
Promedio	13,2086	25,6693
Desviación Estándar	0,587535	0,5875

4.5.3 Envejecimiento Artificial a 167°C.

Al igual que para la condición original se realizaron tres (3) ensayos de tracción a las probetas envejecidas artificialmente a 167°C; cuyos datos se pueden apreciar en la siguiente figura.

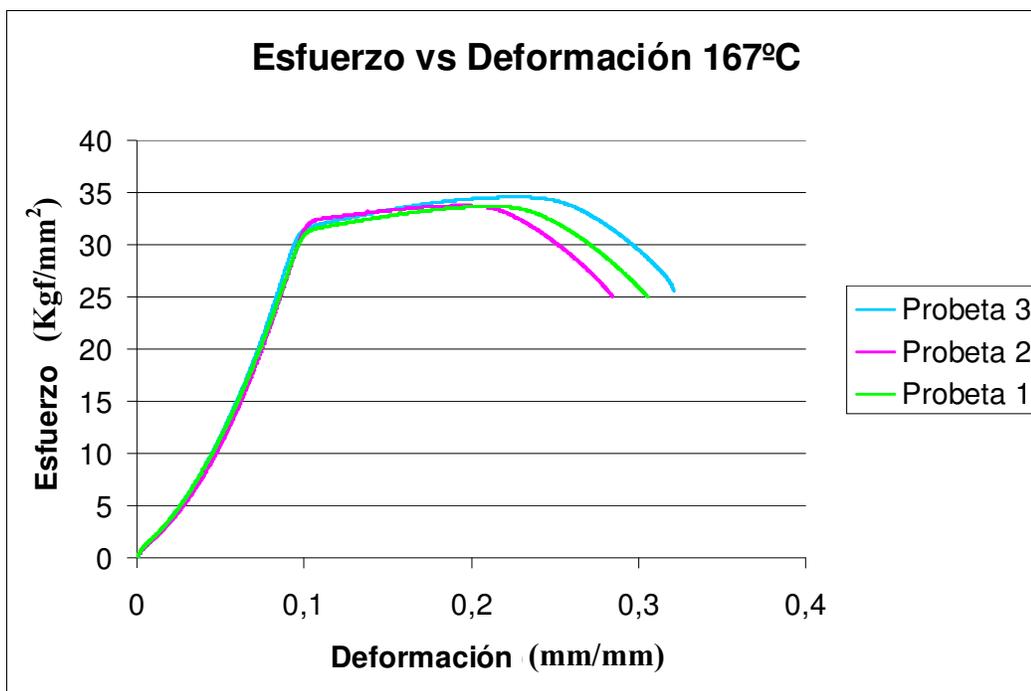


Figura 4.12 Esfuerzos-Deformación Envejecidas a 167°C durante 10 h.

Utilizando los resultados obtenidos de las graficas de la figura 4.12 se tiene la siguiente tabla.

Tabla 4.10 Datos Ensayo de Tracción Envejecida 167°C durante 10 horas.

Probetas	Esfuerzo de Fluencia S_y (Kgf/mm ²)	Esfuerzo Máximo (Kgf/mm ²)
1	31,3596	33,6597
2	32,0909	33,7261
3	31,3929	34,5504
Promedio	31,6144	33,9787
Desviación Estándar	0,412939	0,49619



4.5.4 Envejecimiento Artificial a 177°C.

Para la condición de envejecimiento a 177°C se ejecutaron tres (3) ensayos de tracción cuyos datos se muestran en la siguiente figura.

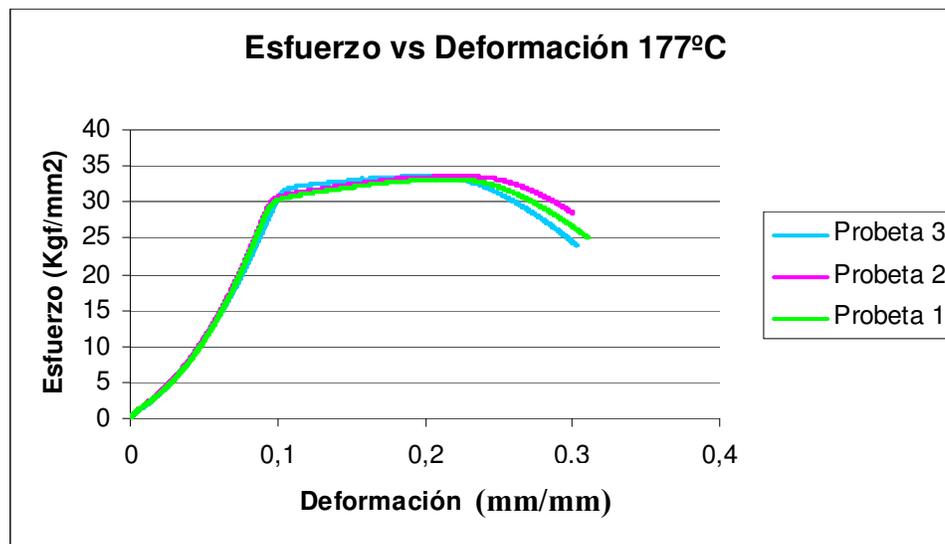


Figura 4.13 Esfuerzos-Deformación Envejecidas a 177°C durante 10 h.

Basados en los datos suministrados de la figura 4.13 se obtuvieron los siguientes resultados.

Tabla 4.11 Datos Ensayo de Tracción Envejecida a 177°C durante 10 horas.

Probetas	Esfuerzo de Fluencia S_y (Kgf/mm ²)	Esfuerzo Máximo (Kgf/mm ²)
1	30,0268	33,1943
2	30,8444	33,5832
3	32,0443	33,5899
Promedio	30,9719	33,4558
Desviación Estándar	1,014769	0,22649

Luego usando los promedios de cada condición, se tienen la siguiente graficas de Esfuerzos-Deformación del ensayo de tracción.

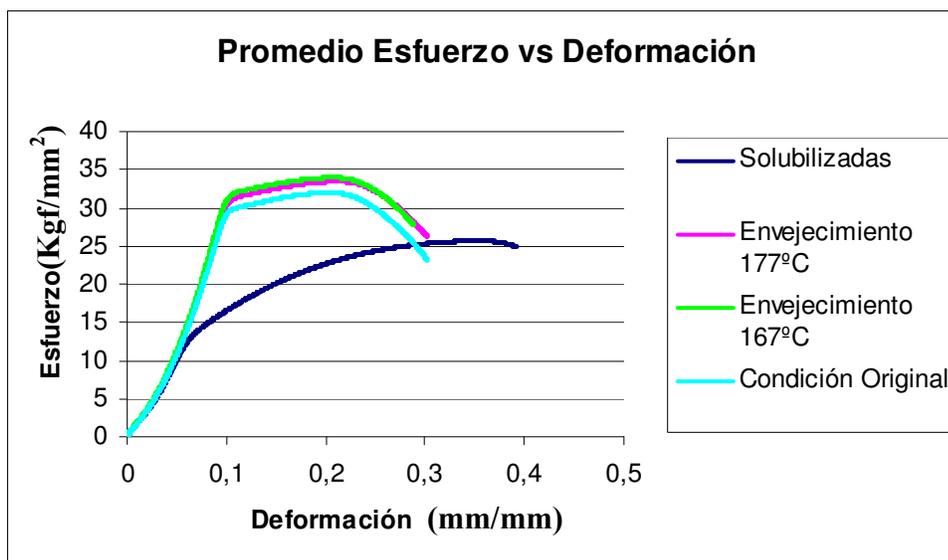


Figura 4.14 Curvas Promedio Esfuerzos-Deformación.

A partir de los promedios obtenidos para cada condición, se muestra la tabla 4.12 donde se reflejan los resultados arrojados en cuanto a las propiedades del material al ser sometido al ensayo de tracción como esfuerzo de fluencia y esfuerzo máximo.

Tabla 4.12 Resultados Promedios Obtenidos del Ensayo de Tracción.

Probetas	Esfuerzo de Fluencia S_y (Kgf/mm ²)	Esfuerzo Máximo (Kgf/mm ²)
Condición Original	29,908	31,966
Envejecidas a 167°C	31,614	33,978
Envejecidas a 177°C	30,971	33,455
Solubilizadas	13,208	26,669

Después de elaborados todos los ensayos de tracción se registró para la condición de envejecimiento a 167°C el mayor esfuerzo de fluencia igual a 31,614 Kgf/mm²,



siguiéndole en valor la condición de envejecimiento a 177°C con un esfuerzo de fluencia igual a 30,971 Kgf/mm², luego la condición original con un esfuerzo de fluencia de 29,908 Kgf/mm² y la condición que menor esfuerzo de fluencia presentó fue la de solubilizadas a 533°C con un esfuerzo de 13,208 Kgf/mm², pudiéndose notar que no existe diferencia significativa entre las condiciones de envejecimiento (167 y 177°C), esto consecuencia de los 10°C de separación entre ambas temperaturas que no representan una variación importante en la velocidad de formación del precipitado, factor que influye directamente en las propiedades mecánicas del material donde a mayor temperatura de trabajo mas lenta es su formación y a menor temperatura es más rápida, generando para cada condición propiedades mecánicas distintas. Cabe destacar que para apreciar una diferencia significativa entre las propiedades mecánicas obtenidas se debe trabajar con diferencia de temperatura como las que se muestran en la tabla 4.11 para las condiciones de envejecimiento y solubilización.

En cuanto al esfuerzo máximo se notó un comportamiento similar al observado en el esfuerzo de fluencia teniendo a la condición de envejecimiento a 167°C como la más resistente a la tracción presentando un esfuerzo igual a 33,978 Kgf/mm², luego le siguen las condiciones de envejecimiento a 177°C con un esfuerzo igual a 33,455 Kgf/mm², la condición original del material con un esfuerzo igual a 31,966 Kgf/mm² y por último la condición de solubilizadas a 533°C presentando un esfuerzo igual a 26,669 Kgf/mm², la razón de esta pequeña diferencia presentada entre las condiciones se debe a las razones expuestas sobre la velocidad de la formación del precipitado.

Como se puede notar la aplicación de un tratamiento térmico de envejecimiento a 167°C y 177°C mejora las propiedades mecánicas del material ya que tanto el esfuerzo de fluencia que es la tensión a la cual el material muestra una deformación plástica significativa, como el esfuerzo máximo que es la tensión máxima alcanzada en la curva esfuerzo deformación, son superiores a la condición original del material, este aumento en las propiedades del material cuando es sometido a envejecimiento se



debe a la forma de los compuestos. Para la condición original se presentan de forma alargada la cual al ser sometida a esfuerzos cede de forma mas rápida a la tensión que la forma redondeada que se observa para el material envejecido artificialmente. Este cambio de forma en las partículas de silicio se produce en el material una vez que es calentado cerca de las temperaturas eutécticas del silicio (entre 510 y 550°C) y luego es tratado térmicamente (envejecimiento), provocando un aumento de la plasticidad de la aleación.[Calv,85]

4.6 ENSAYO DE FATIGA

Se realizó el ensayo de fatiga a las dos condiciones de tratamiento térmico estudiadas y a las probetas solubilizadas sumando un total de 65 probetas. Con este ensayo se obtuvo el número de ciclos de vida del AA-6061 sometido a un ambiente corrosivo de cloruro de sodio al 3%, usando diferentes esfuerzos calculados a partir del esfuerzo de fluencia del material conseguido mediante los ensayos previos de tracción. La tabla 4.13 muestra los valores de los esfuerzos.

Tabla 4.13 Resultados Promedios Obtenidos del Ensayo de Tracción (MPa).

Probetas	Esfuerzo de Fluencia	Esfuerzo Máximo
	S _y (MPa)	(MPa)
Condición Original	293,098	313,266
Envejecidas a 167°C	309,817	332,984
Envejecidas a 177°C	303,515	327,859
Solubilizadas	129,438	261,356

Para las probetas envejecidas artificialmente se trabajó con 8 niveles de esfuerzo, que van desde un 90% hasta un 20% del esfuerzo de fluencia, para las probetas solubilizadas se trabajo con niveles desde 95% del esfuerzo de fluencia de forma talque pudiesen evaluarse niveles superiores garantizando el conocimiento de la curva



en toda su extensión hasta alcanzar el millón y medio de ciclos. En esta investigación solo se trabajo para las probetas solubilizadas con los niveles de 95 y 90% del esfuerzo de fluencia de las probetas solubilizadas mostradas en la tabla 4.13.

La distribución del número de probetas por cada nivel de esfuerzo y por cada condición de trabajo se baso en la estadística de ensayos de fatiga realizados en trabajos de investigación en la Universidad de Carabobo < apoyados en el metodo de la escalera [Linares, 2007], los cuales indican que para un elevado nivel de esfuerzo la dispersión de los resultados es menor y cuando se trabaja con bajos niveles de esfuerzo la dispersión de los resultados aumenta considerablemente, por lo que para estos esfuerzos se colocó una mayor cantidad de probetas con el propósito de obtener mas resultados que permitan generar una tendencia lo más real posible. La distribución final de las probetas se muestra en la tabla 4.14:

Tabla 4.14 Distribución del Número de Probetas utilizadas en el Ensayo de Fatiga.

% Esfuerzo	Número de Probetas		
	Solubilizadas	167°C	177°C
95	3	-	-
90	2	3	3
80	-	3	3
70	-	3	3
60	-	3	3
50	-	5	6
40	-	4	4
30	-	6	5
20	-	3	3
	5	30	30



Figura 4.15. Probetas de AA-6061 Utilizadas para los Ensayos de Fatiga.

Los resultados obtenidos en el ensayo de fatiga junto con las curvas de ciclos de vida del material cuando es sometido a diferentes esfuerzos bajo un medio corrosivo de NaCl al 3% se muestran a continuación:

4.6.1 Resultados Obtenidos para las Probetas Envejecidas Artificialmente a 167°C sometidas a fatiga en un medio corrosivo de NaCl al 3%.

Tabla 4.15 Número de Ciclos Obtenidos para los Diferentes Esfuerzos Ensayados a fatiga en Probetas Envejecidas Artificialmente a 167°C sometidas a un medio acuoso de NaCl al 3%.

%	D (mm)	Esfuerzo Sy (MPa)	Momento (Lbf/in)	Momento Aplicado (Lbf/in)	N° Ciclos x 100
90	6,35	279,01	62,08	62	58
90	6,35	279,01	62,08	62	32
90	6,35	279,01	62,08	62	45
80	6,35	248,00	55,18	55	129
80	6,35	248,00	55,18	55	154
80	6,35	248,00	55,18	55	78
70	6,35	217,00	48,28	48	500
70	6,35	217,00	48,28	48	310
70	6,35	217,00	48,28	48	305



%	D (mm)	Esfuerzo (MPa)	Momento (Lbf/in)	Momento Aplicado (Lbf/in)	N° Ciclos x 100
60	6,35	186,00	41,38	41	693
60	6,35	186,00	41,38	41	445
60	6,35	186,00	41,38	41	635
50	6,35	155,00	34,49	34	2858
50	6,35	155,00	34,49	34	1811
50	6,35	155,00	34,49	34	947
50	6,35	155,00	34,49	34	988
50	6,35	155,00	34,49	34	751
40	6,35	124,00	27,59	28	3745
40	6,35	124,00	27,59	28	3218
40	6,35	124,00	27,59	28	3339
40	6,35	124,00	27,59	28	2500
30	6,35	93,00	20,69	21	5855
30	6,35	93,00	20,69	21	8320
30	6,35	93,00	20,69	21	7466
30	6,35	93,00	20,69	21	6500
30	6,35	93,00	20,69	21	8350
30	6,35	93,00	20,69	21	7213
20	6,35	62,00	13,79	14	15000
20	6,35	62,00	13,79	14	15150
20	6,35	62,00	13,79	14	15085

Calculo tipo para el momento aplicado:



$$M_{aplicado} = \frac{\pi \times S_y \times D^3}{32}$$

Ecuación 4.1

Entonces para $S_y = 279,01 \text{ MPa} \longrightarrow S_y = 4046,05 \text{ Psi}$

$D = 6,35 \text{ mm} \longrightarrow D = 0,250 \text{ in}$

$$M_{aplicado} = \frac{\pi \times 4046,05 \times 0,250^3}{32}$$

Por ultimo: $M_{aplicado} = 62,08 \text{ Lbf/in}$

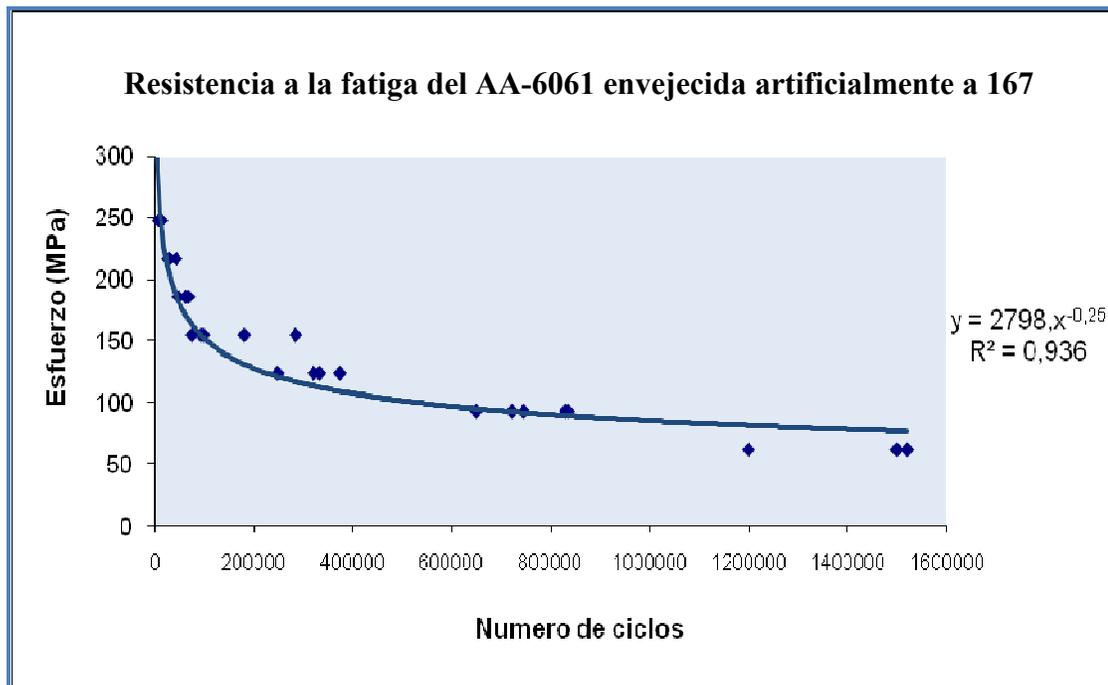


Figura 4.16 Resistencia a la Fatiga del AA-6061 Envejecido Artificialmente a 167°C durante 10 horas y Sometido a un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.



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 ($S = 876.0 \times N^{-0.25}$) de la curva de tendencia mostrada en la figura 4.5:

$$S = A \times N^k \quad \text{Ecuación 4.2}$$

$$\text{Log}S = \text{Log}A + k\text{Log}N \quad ; \quad \text{Donde: } \text{Log}S = Y; \text{Log}A = b; \text{Log}N = X$$

$$k = m; Y = mX + b$$

Sustituyendo: $Y = -0.25X + 3.44$



Figura 4.17 Curva Lineal izada de la Resistencia a la Fatiga del AA-6061 Envejecida Artificialmente a 167°C por 10 horas y Sometido a un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.



Tabla 4.16 Desviación Estándar de los Ciclos Obtenidos a los Diferentes Esfuerzos Ensayados a fatiga en Probetas Envejecidas Artificialmente a 167°C sometidas a un medio acuoso de NaCl al 3%.

Esfuerzo (%)	Esfuerzo (MPa)	Promedio de Ciclos x 100	Desviación Estándar
90	298,57	45,00	13,000
80	247,20	120,33	38,734
70	215,74	371,66	111,168
60	184,28	591,00	105,918
50	152,81	1471,00	875,447
40	125,85	3200,50	518,545
30	94,38	7284,00	990,405
20	62,92	15078,33	75,221

4.6.2 Resultados Obtenidos para las Probetas Envejecidas Artificialmente a 177°C sometidas a fatiga en un medio corrosivo de NaCl al 3%.

Tabla 4.17 Número de Ciclos Obtenidos para los Diferentes Esfuerzos Ensayados a fatiga en Probetas Envejecidas Artificialmente a 177°C Sometida a un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.

%	D (mm)	Esfuerzo (MPa)	Momento (Lbf/in)	Momento Aplicado (Lbf/in)	Nº Ciclos x 100
90	6,35	273,33	61,50	61	110
90	6,35	273,33	61,50	61	104
90	6,35	273,33	61,50	61	72
80	6,35	242,96	54,06	54	195
80	6,35	242,96	54,06	54	259
80	6,35	242,96	54,06	54	310



%	D (mm)	Esfuerzo (MPa)	Momento (Lbf/in)	Momento Aplicado (Lbf/in)	Nº Ciclos x 100
70	6,35	212,59	47,30	47	395
70	6,35	212,59	47,30	47	429
70	6,35	212,59	47,30	47	325
60	6,35	182,22	40,54	41	573
60	6,35	182,22	40,54	41	473
60	6,35	182,22	40,54	41	475
50	6,35	151,85	33,79	34	2110
50	6,35	151,85	33,79	34	1776
50	6,35	151,85	33,79	34	1722
50	6,35	151,85	33,79	34	1400
50	6,35	151,85	33,79	34	945
50	6,35	151,85	33,79	34	1569
40	6,35	121,48	27,03	27	2697
40	6,35	121,48	27,03	27	3033
40	6,35	121,48	27,03	27	1955
40	6,35	121,48	27,03	27	1700
30	6,35	91,11	20,27	20	8100
30	6,35	91,11	20,27	20	8630
30	6,35	91,11	20,27	20	7505
30	6,35	91,11	20,27	20	7812
30	6,35	91,11	20,27	20	2901
20	6,35	60,74	13,51	14	15080
20	6,35	60,74	13,51	14	15102
20	6,35	60,74	13,51	14	15000

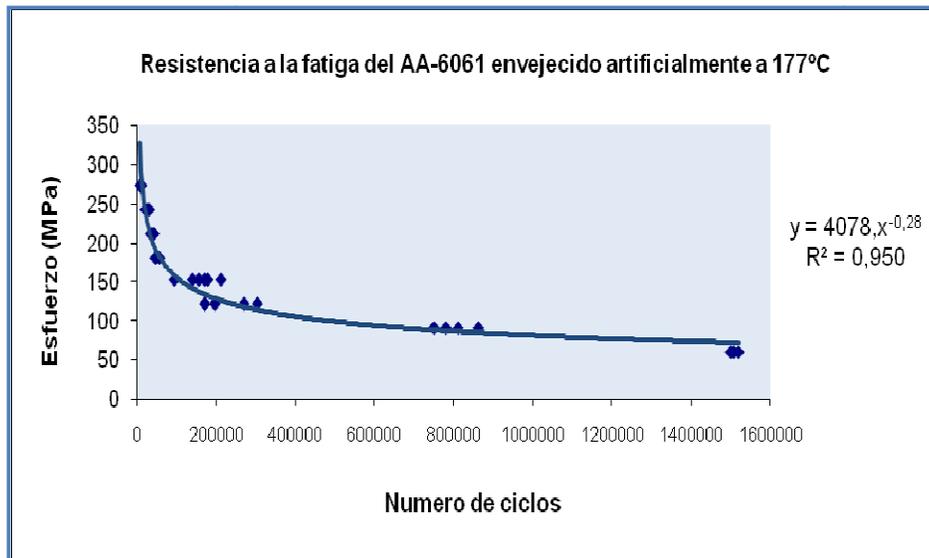


Figura 4.18 Resistencia a la Fatiga del AA-6061 Envejecido Artificialmente a 177°C durante 10 horas y Sometido a un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.

De igual forma al caso anterior se obtiene la ecuación lineal de la curva, y nos queda:

$$Y = -0.28X + 3.04$$

Tabla 4.18 Desviación Estándar de los Ciclos Obtenidos a los Diferentes Esfuerzos Ensayados a fatiga a Probetas Envejecidas Artificialmente a 177°C y Sometido a un Medio Corrosivo de NaCl al 3%..

Esfuerzo (%)	Esfuerzo (MPa)	Promedio de Ciclos x 100	Desviación Estándar
90	274,78	95,33	20,428
80	242,71	254,66	57,622
70	211,25	383,00	53,028
60	184,28	507,00	57,166
50	152,82	1235,33	393,683
40	121,36	2346,25	623,262



Esfuerzo (%)	Esfuerzo (MPa)	Promedio de Ciclos x 100	Desviación Estándar
30	89,89	6989,60	2322,850
20	62,93	15060,66	53,678

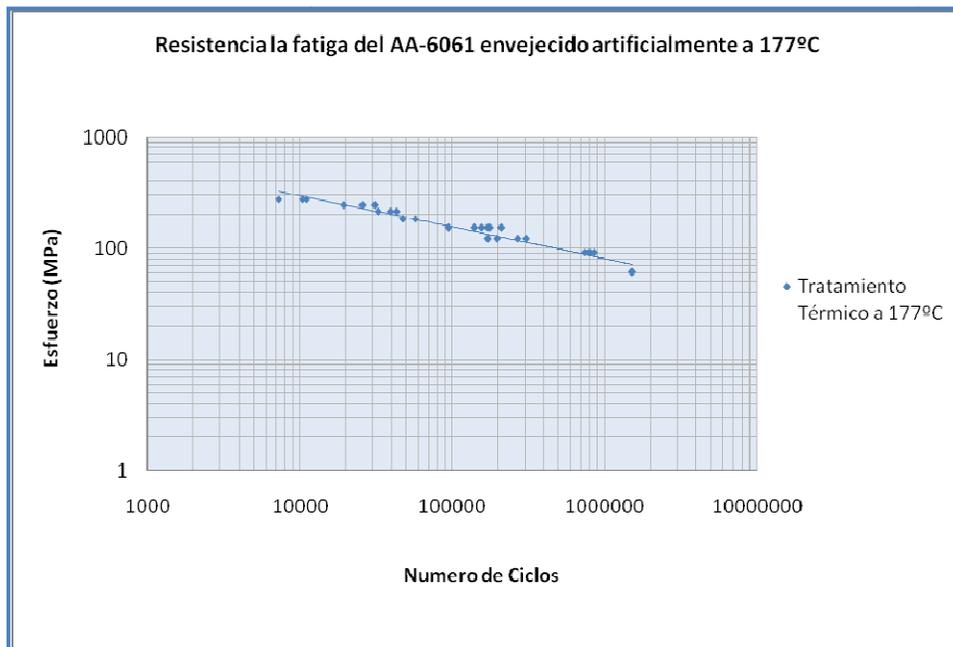


Figura 4.19 Curva Linealizada de la Resistencia a la Fatiga del AA-6061 Envejecida Artificialmente a 177°C por 10 horas.

4.6.3 Resultados Obtenidos para las Probetas Solubilizadas

La curva de resistencia mostrada en la figura 4.16 corresponde con el comportamiento del material cuando es solubilizado a una temperatura de 533°C durante 2 horas y sometido a fatiga sin la acción del cloruro de sodio.

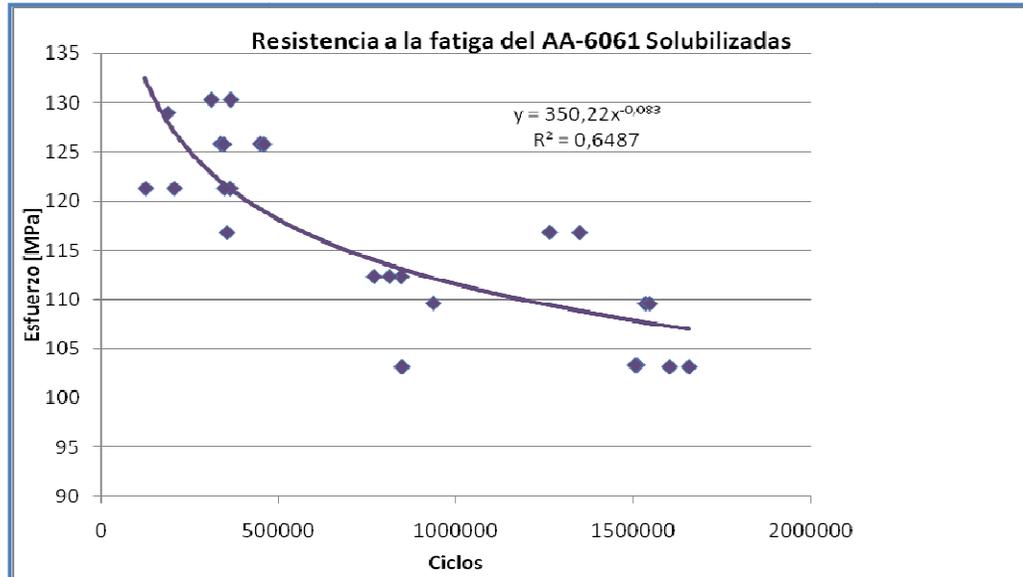


Figura 4.20 Resistencia a la Fatiga del AA-6061 solubilizado durante 2 horas.

4.6.4 Resultados obtenidos en estudio de fatiga realizado en medio inerte y bajo ambiente corrosivo de NaCl al 3%.

En el presente estudio no se evaluaron probetas sin tratamiento térmico sometidas a un ambiente corrosivo de NaCl al 3% por lo que se tomo como base para comparación de nuestro estudio y el efecto producido por los tratamientos térmicos en el AA-6061 una investigación previa titulada: “EVALUACION DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA EN UN MEDIO INERTE Y SOMETIDO A UN AMBIENTE CORROSIVO DE NaCl AL 3% DE LA ALEACION AA-6061”. Estudio realizado en el Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación de la Facultad de Ingeniería de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo. A diferencia del estudio mencionado anteriormente, en esta investigación se adiciona el estudio del efecto de los tratamientos térmicos sobre las propiedades del AA-6061 punto en el cual se desarrollo la comparación de ambas investigaciones.



Tabla 4.19 Número de Ciclos Obtenidos y Desviación Estándar para los Diferentes Esfuerzos en Probetas Ensayadas en un Medio Inerte.

Esfuerzo (%)	Esfuerzo (MPa)	Numero de ciclos	Desviación estándar	Numero de probetas ensayadas
100	305,1	12500	0	1
90	270	18800	6997,35664	5
80	243	18675	15759,5096	8
70	211,5	85400	47078,339	3
60	180	322314	494589,259	7
50	150,75	849420	532563,871	5
45	135	2173850	107692,363	2

Tabla 4.20 Número de Ciclos Obtenidos para los Diferentes Esfuerzos en Probetas Ensayadas en un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.

Esfuerzo (%)	Esfuerzo (MPa)	Numero de ciclos	Desviación estándar	Numero de probetas ensayadas
90	270	7320	852,64295	5
80	243	11820	5020,15936	5
70	211,5	31800	3292,41553	3
60	180	43500	5633,82641	5
50	150,75	79940	15675,0758	5
45	135	89500	0	1
30	90	318600	20364,6753	2

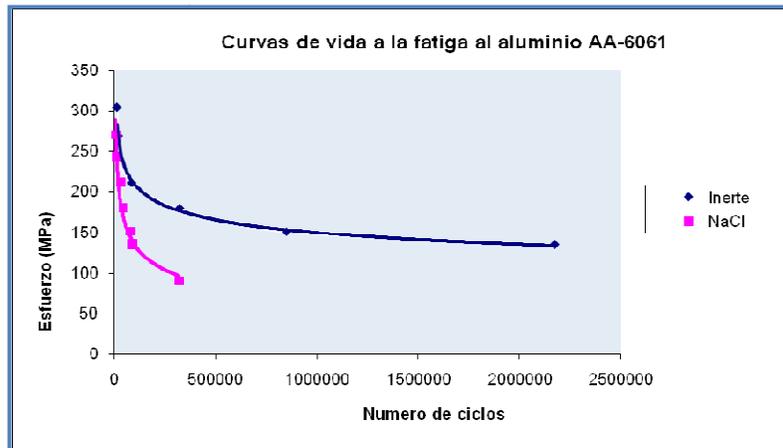


Figura 4.21 Resistencia a la Fatiga del AA-6061 en un Medio Inerte y en un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.

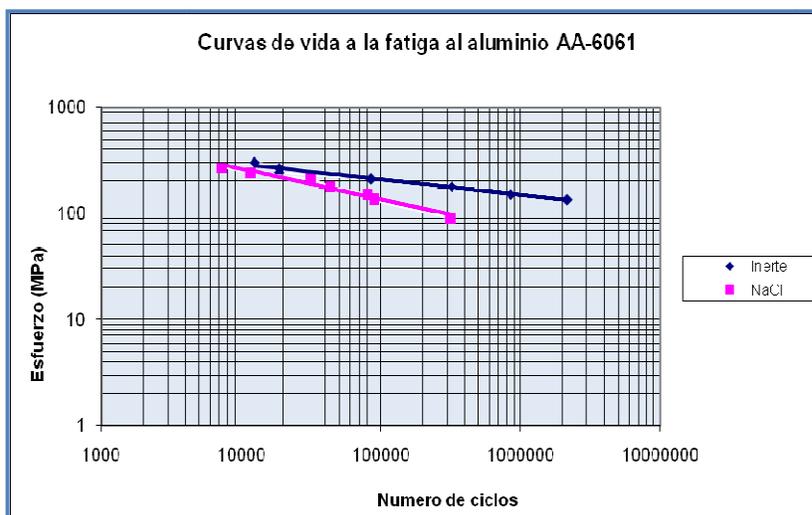


Figura 4.22 Curva Linealizada de la Resistencia a la Fatiga del AA-6061 en un Medio Inerte y en un Medio Corrosivo de NaCl al 3%.

4.6.5 Comparación de las curvas de resistencia a la fatiga del AA-6061 bajo las diferentes condiciones de estudio.

Para la apreciación del efecto del cloruro de sodio al 3% sobre la aleación de aluminio en comparación con probetas ensayadas en un medio inerte, además de una observación clara del efecto de las condiciones estudiadas se presenta la siguiente gráfica:

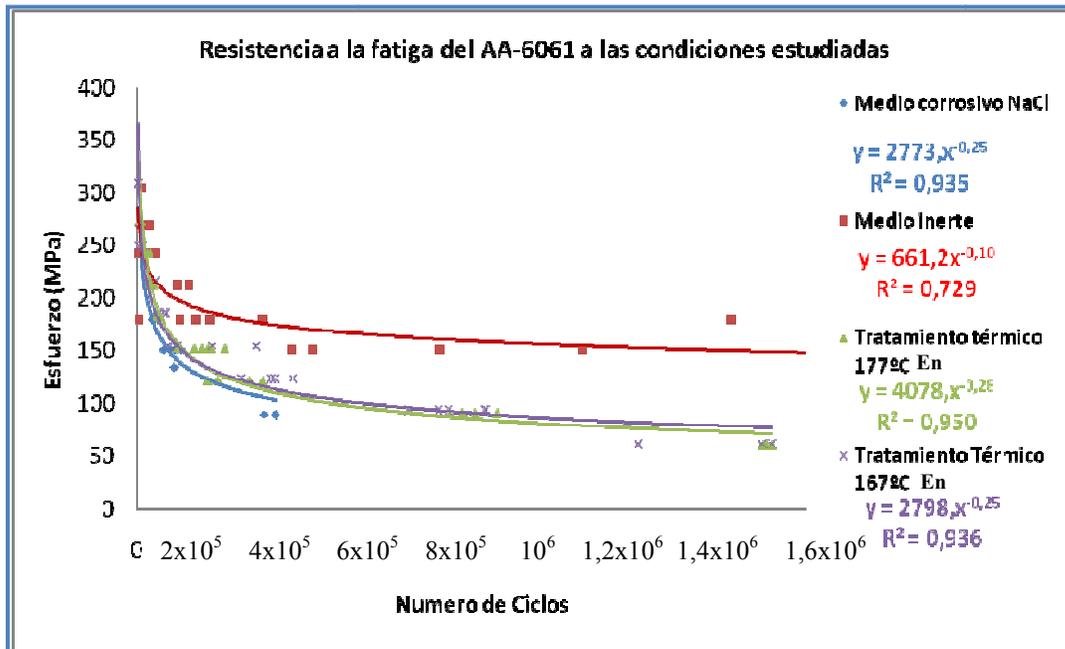


Figura 4.23 Resistencia a la Fatiga del AA-6061 en las Diversas Condiciones Estudiadas.

En la figura 4.23 se puede observar el comportamiento de las diferentes condiciones estudiadas cuando el material es sometido a fatiga. Es posible apreciar el efecto que tiene el cloruro de sodio sobre la resistencia a la fatiga de la aleación si se observa la diferencia en esfuerzos requeridos para lograr un número de ciclos de vida entre la curva roja y el resto de las condiciones. De igual forma es posible apreciar que la variación obtenida entre las condiciones de envejecimiento ensayadas no es significativa llegando a solaparse las curvas en un punto así como también el efecto del tratamiento térmico que puede considerarse como no influyente cuando el material es sometido a un medio acuoso de NaCl al 3%, esto debido a la capa pasiva de Al_2O_3 que se genera en la superficie del material al ponerse en contacto con el aire o agua, esta capa protege a la aleación del efecto corrosivo y se presenta en el material sin la necesidad de un envejecimiento.

A continuación se presenta una tabla de los valores de esfuerzo calculados para las diferentes condiciones que se evaluó para igual número de ciclos, lo que permitió distinguir de manera cuantitativa la diferencia logradas entre las condiciones



estudiadas, de la misma manera se presenta la curva linealizada de la resistencia a la fatiga de todas las condiciones estudiadas.

Tabla 4.21 Valores de Esfuerzo Calculado a Igual Número de Ciclo de Vida para probetas ensayadas en un medio corrosivo de NaCl al 3%.

Número de Ciclos	Esfuerzo Calculado (MPa)			
	Condición original en medio acuoso de NaCl al 3%	Condición original en medio inerte	Envejecida Artificialmente 167°C	Envejecida Artificialmente 177°C
50000	185,44	224,09	187,11	197,12
100000	155,93	209,08	157,34	162,34
150000	140,90	200,68	142,17	144,92
300000	118,48	187,33	119,55	119,35
600000	99,63	174,79	100,53	98,30
1200000	83,78	163,08	84,53	80,96

Tabla 4.22 Variación entre las condiciones estudiadas para probetas ensayadas en un medio corrosivo de NaCl al 3%.

Número de Ciclos máx. y min.	Variación entre las condiciones (%)			
	Condición original en medio acuoso de NaCl al 3%	Condición original en medio inerte	Envejecida Artificialmente 167°C	Envejecida Artificialmente 177°C
50000	17,24 por debajo)	Mayor	16,50(por debajo)	12,03 (por debajo)
1200000	48,62(por debajo)	Mayor	48,16(por debajo)	50,35 (por debajo)

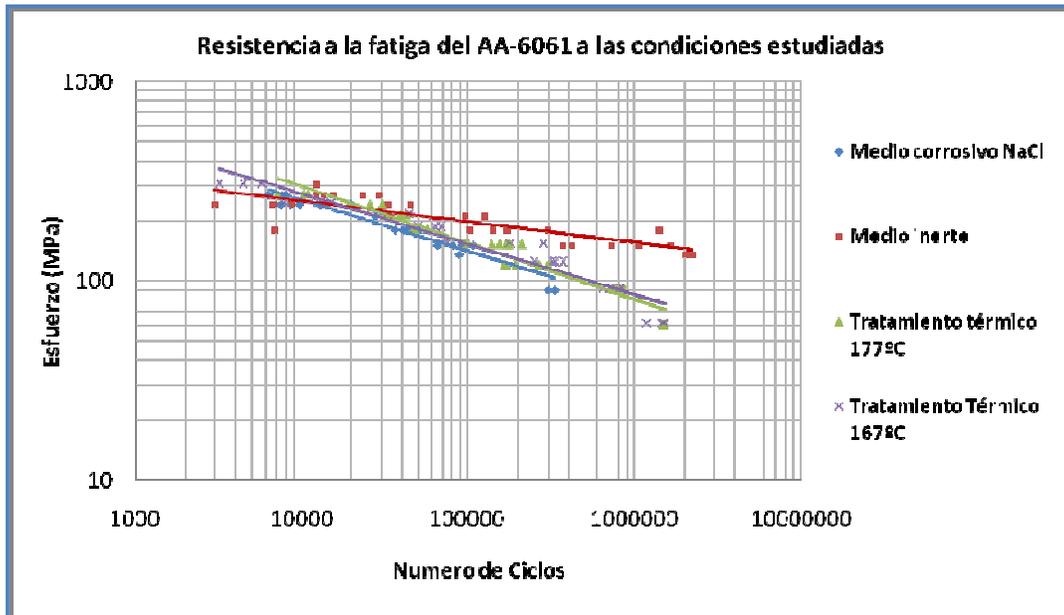


Figura 4.24 Curva Linealizada de la Resistencia a la Fatiga del AA-6061 a las Condiciones Estudiadas.

En la tabla 4.24 se observa que para ciclos de vida bajos la aleación AA-6061 sometida a un envejecimiento artificial a 177°C por 10 horas se encuentra con una resistencia 5% mayor a la envejecida a 167°C por 10 horas, mientras que para elevados ciclos de vida este tratamiento se encuentra 4,22 % por debajo de la envejecida a 167°C por 10 horas, diferencia para ambos casos muy baja por lo que es posible afirmar que para un tiempo de 10 horas de tratamiento, 10°C de variación en temperatura no influyen de manera notable en las propiedades de la aleación. Por otra parte también se puede observar en la tabla que las variaciones obtenidas en resistencia con el tratamiento térmico realizado respecto a las probetas ensayadas en condición original en un medio corrosivo de NaCl al 3% no es muy grande, por lo que con las condiciones estudiadas en cuanto al tratamiento térmico se refiere, no se logra un aumento considerable en la resistencia a la fatiga del material.

En cuanto a la resistencia a la fatiga se refiere, se levantaron las curvas del comportamiento del material sometido a diferentes esfuerzos. La vida de fatiga para una condición determinada es una condición individual para cada probeta, por lo que



la vida a fatiga de un material se expresa a través de la distribución de vida en fatiga de la población (donde la población representa el material bajo las condiciones determinadas de carga cíclica). (Ver capítulo 2, fatiga)

4.7 ESTUDIO FRACTOGRÁFICO

El análisis fractográfico se realizó con la finalidad de determinar el mecanismo de fractura y el inicio y propagación de la grieta de las probetas envejecidas artificialmente a 167 y 177°C en un tiempo de 10 horas y sometidas a fatiga en un medio corrosivo de NaCl al 3%. Se llevó a cabo mediante el uso de un microscopio electrónico de barrida en probetas sometidas a esfuerzos altos y bajos, 90% y 30% del esfuerzo de fluencia respectivamente para ambas condiciones de estudio. Por otra parte mediante la aplicación del EDX se obtuvo la composición en aquellos puntos en donde se observara la presencia de partículas de NaCl con la finalidad de evaluar la posible formación de óxido consecuencia del efecto corrosivo de la solución acuosa sobre el material.

En el desarrollo de este estudio se tomó para cada condición evaluada una probeta a bajo esfuerzo y otra a alto esfuerzo. Los resultados obtenidos se muestran a continuación:

❖ **Probetas Ensayadas a un Bajo Esfuerzo:**

En este ensayo se tomaron probetas envejecidas a 167 y 177°C sometidas al 30% del esfuerzo de fluencia, bajo un medio corrosivo de NaCl al 3%..

En la figura 4.25 se observa una vista macro de la zona de fractura de las probetas ensayadas a bajo esfuerzo en donde se evidencian dos zonas presentes en la fractura una brillante y otra oscura.



Para el cálculo del porcentaje del área se usó una cuadrícula como herramienta para dividir el área en secciones que permitieran obtener un valor cuantitativo (Ver capítulo 3, fractografía).

Cálculo tipo para el porcentaje del área:

En la figura 4.25 se observa una muestra a 167°C en cuya vista macro se encuentra superpuesta una cuadrícula. El número total de cuadrículas dentro de la superficie es de 110 cuadros, si se realiza el mismo conteo pero para la zona oscura se tiene como resultado 30 cuadros. Una vez que se tienen los datos necesarios se procede al cálculo del porcentaje:

$$\%Zonaoscura = \frac{30}{110} \times 100$$

Por lo que: $\%Zonaoscura = 27,27\%$

Para conseguir el valor de la zona brillante solo debe restarse al 100% del área el valor del %Zona oscura.

Por tanto se tiene que: $\%Zonabrillante = 72,73\%$

De igual forma para la probeta tratada a 177°C sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% se tiene que la zona brillante corresponde con el 80 % del área mostrada.

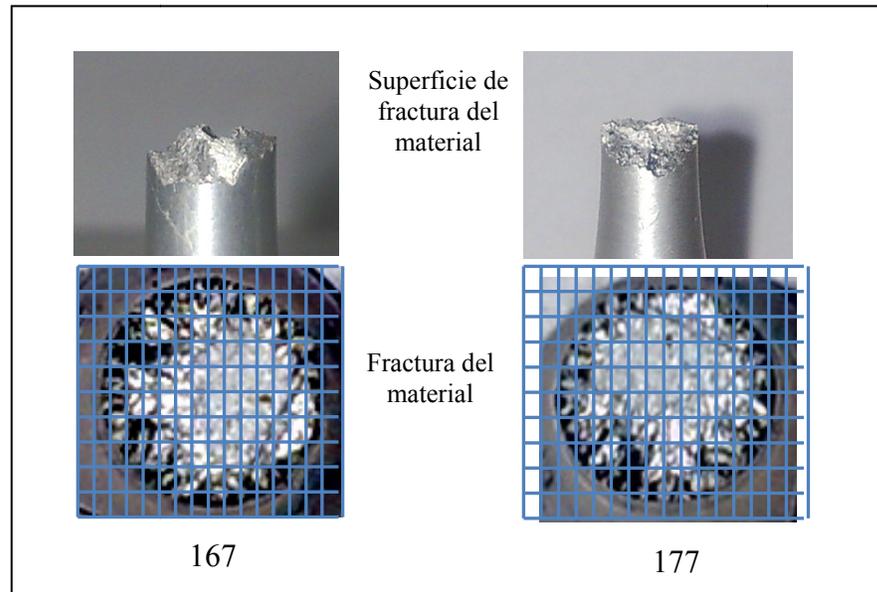


Figura 4.25 Vista macro de la superficie de fractura de las probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C y 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%.

En la figura 4.26 (a) se observa una probeta envejecida a 167°C sometida a fatiga en medio corrosivo de NaCl al 3%, en esta se puede apreciar la formación de una gran cantidad de estriaciones en la superficie del material provenientes de la fatiga, característica que indica que la probeta fue sometida a un bajo esfuerzo durante el ensayo de fatiga logrando además un elevado número de ciclos de vida antes de su ruptura. De igual forma se puede apreciar la formación de clivaje en la superficie de fractura característica especial de un mecanismo de fractura frágil. En la figura 4.26 (b) se observa la presencia de granos de NaCl como puede verificarse en la figura 4.27 (a), los cuales a pesar de no causar una grieta de forma directa se alojan en el material permitiendo el desarrollo de un proceso químico de intercambio de electrones que provoca la oxidación del material debilitando su resistencia a la fatiga. Esta figura presentada corresponde con la zona central de la vista macro a 167°C antes observada.

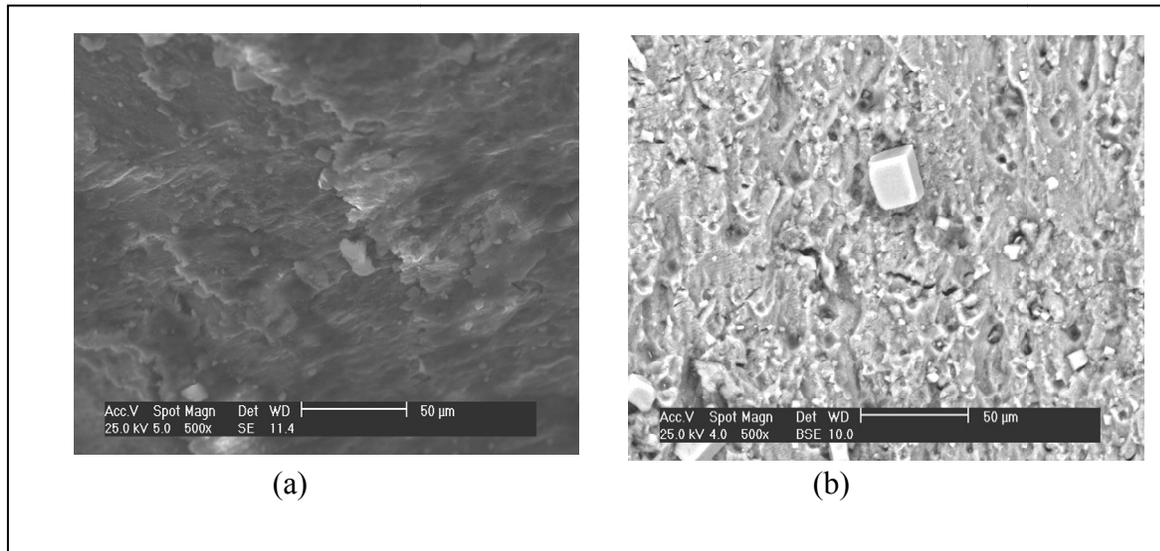


Figura 4.26 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%. (a) Con un aumento de 500X SE, (b) con un aumento de 500X BSE.

Es importante resaltar que el microscopio usado para la fractografía permite visualizar la superficie en dos modos distintos BSE y SE como se puede apreciar en la figura anterior. La vista BSE permite observar partículas que se encuentran sobre la superficie del material figura 4.26 (b) mientras que el modo SE permite una visión más profunda de la superficie permitiendo la evaluación de las características de esta.

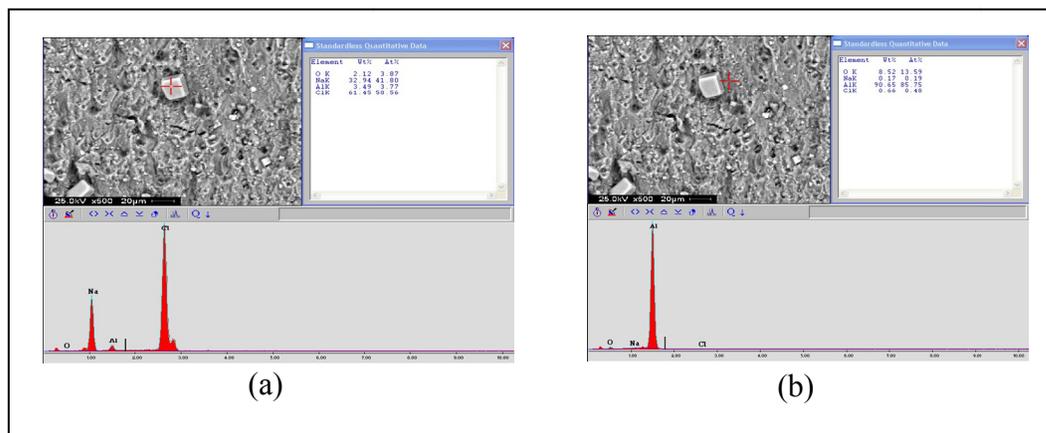


Figura 4.27 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X

La figura 4.28 (a) representa una probeta envejecida a 177°C sometida a fatiga en medio corrosivo de NaCl al 3%, en la misma se observa un área de inicio de grieta así como la formación de una gran cantidad de estriaciones que indican la dirección del crecimiento de la grieta y el bajo esfuerzo al que fue sometida la probeta. La imagen mostrada como puede apreciarse corresponde con un borde de la superficie estudiada.

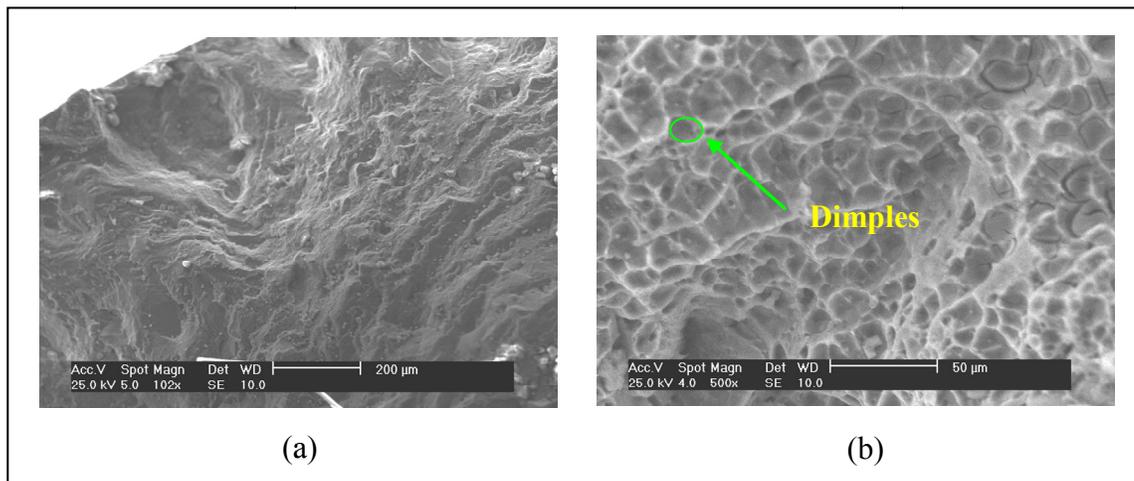


Figura 4.28 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%. (a) Con un aumento de 100X, (b) con un aumento de 500X

En la figura 4.28(b) podemos apreciar en detalle la formación de dimples, característica de una fractura dúctil producida por un número de ciclos de vida elevados antes de la ruptura del material, los cuales son evidenciados también por la gran cantidad de estriaciones formadas.

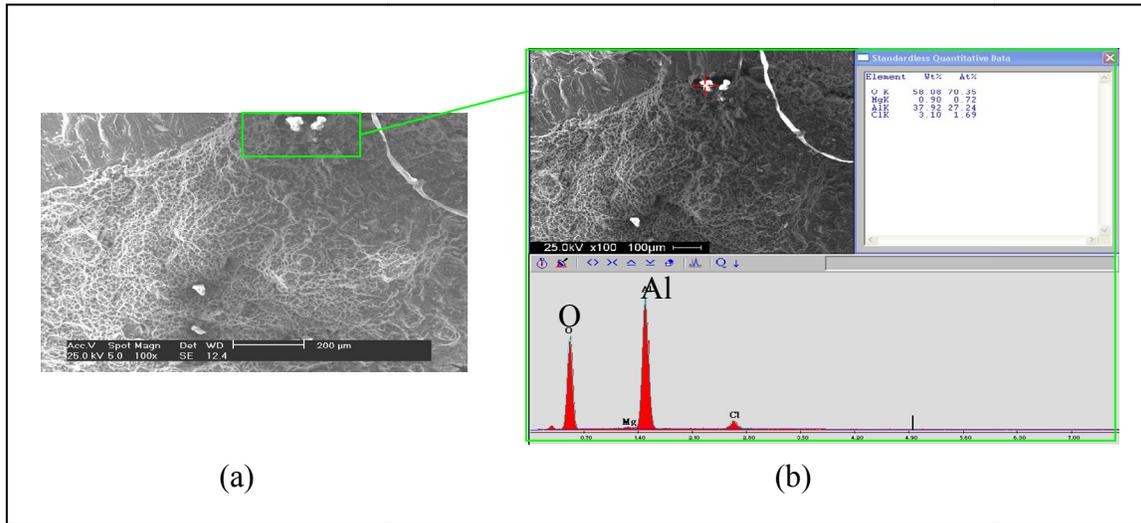


Figura 4.29 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 100X

En la figura 4.29 (a) se observan granos en la superficie del material que representan formación de oxido de aluminio como se verifica en la figura 4.29 (b). Esto es un indicador de la influencia química del NaCl sobre la aleación de aluminio.

Es importante resaltar que a través de la observación de las estriaciones es posible conocer el esfuerzo al que fue sometida la probeta durante el ensayo de fatiga así como también el número de ciclos de vida (altos o bajos) que obtuvo antes de la ruptura del material. De igual forma se puede apreciar la formación de dimples en la superficie de fractura que evidencian elevados ciclos de vida en el material.

Por otra parte se puede concluir de acuerdo a las características mostradas y a la ubicación de cada imagen respecto a la vista macro que las zonas brillantes corresponden con un número de ciclos de vida bajo evidenciando una fractura frágil mientras que en la zona oscura se observa la formación de dimples características de una fractura dúctil producto de un elevado numero de ciclos de vida y un bajo esfuerzo.

❖ Probetas Ensayadas a un Alto Esfuerzo:

En este ensayo se tomaron probetas envejecidas a 167 y 177°C sometidas al 90% del esfuerzo de fluencia, bajo un medio corrosivo de NaCl al 3% esfuerzo en el cual la resistencia a la fatiga es baja

En la figura 4.30 se observa una vista macro de la zona de fractura de las probetas ensayadas a un alto esfuerzo en donde se evidencian dos zonas presentes en la fractura una brillante y otra oscura. Para la probeta tratada a 167°C se tiene una zona brillante aproximada del 65 % del área mientras que para la tratada a 177°C la zona brillante corresponde con el 75 % del área mostrada.

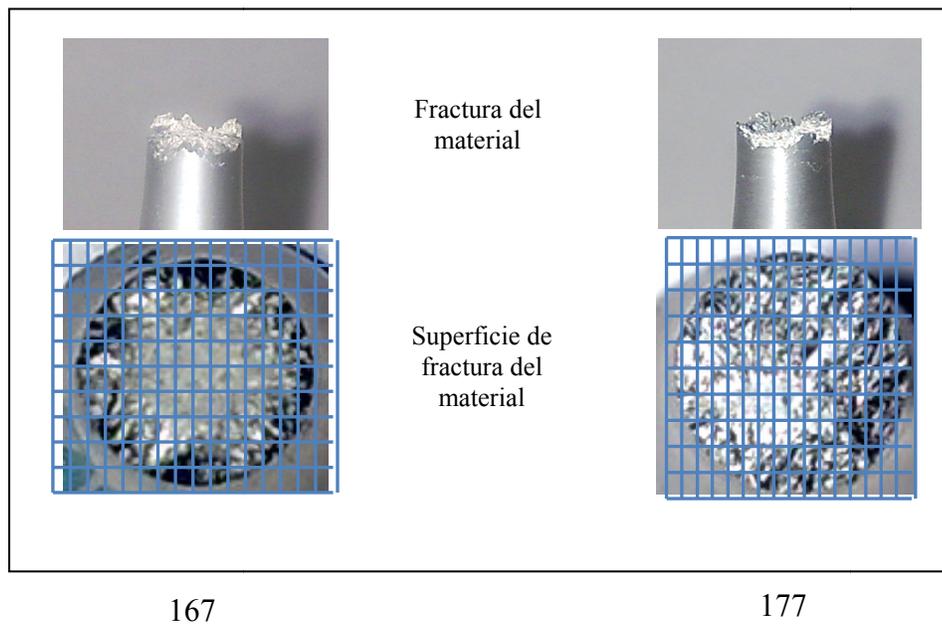


Figura 4.30 Vista macro de la superficie de fractura de las probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C y 177°C durante 10 horas sometida a un alto esfuerzo.

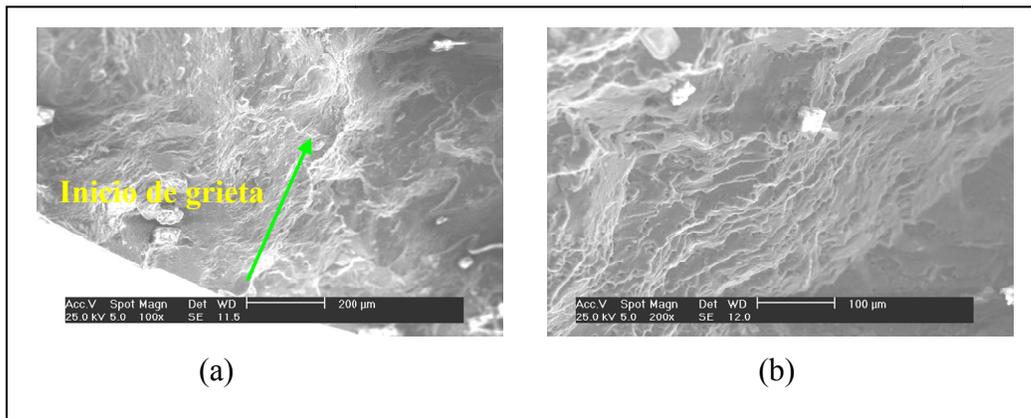


Figura 4.31 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%. (a) Con un aumento de 100X, (b) con un aumento de 200X

La figura 4.31 (a) representa una probeta envejecida a 167°C sometida a fatiga en medio corrosivo de NaCl al 3%, en la misma se observa un inicio de grieta en la que se encuentran partículas de NaCl, como se verifica en la figura 4.32, también se puede apreciar una propagación mas brusca de la grieta en comparación con las ensayadas a bajas cargas, producto del esfuerzo aplicado que acelera el proceso de ruptura del material, generando estriaciones menos pronunciadas que las observadas para ensayos a bajas cargas.

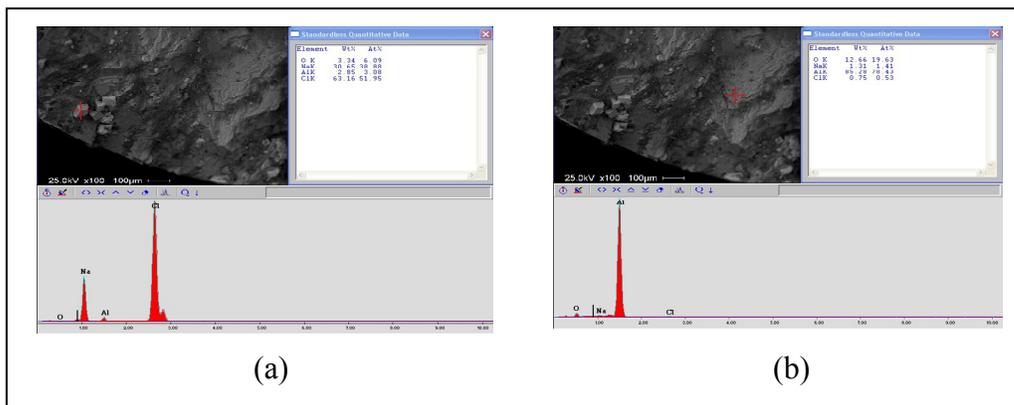


Figura 4.32 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 100X

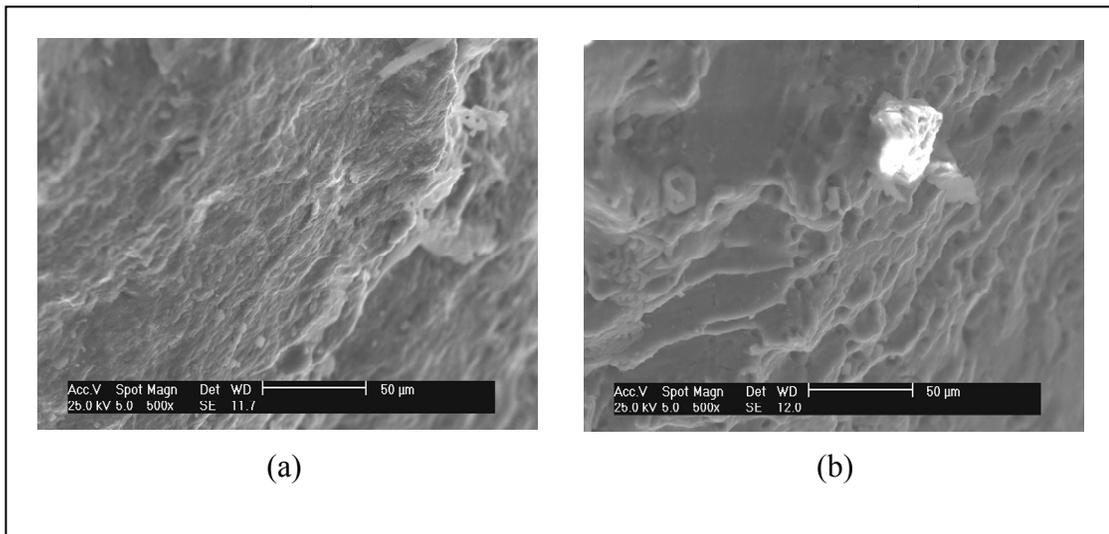


Figura 4.33 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X

La figura 4.33 representa una probeta envejecida a 167°C sometida a fatiga en medio corrosivo de NaCl al 3%, en la misma se observan estriaciones poco pronunciadas que evidencian el elevado esfuerzo al que fue sometida la probeta durante el ensayo de fatiga así como también el bajo número de ciclos logrados antes de la ruptura.

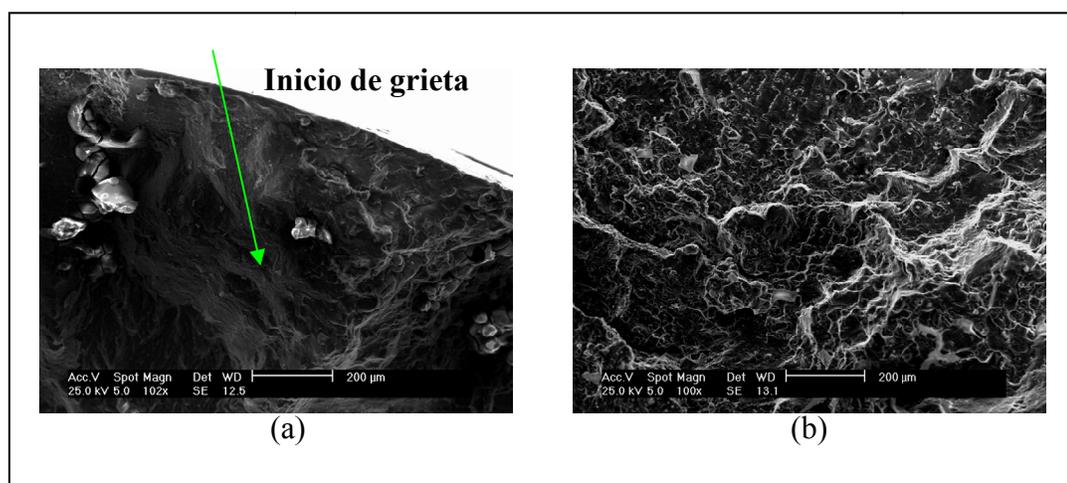


Figura 4.34 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 100X.



La figura 4.34 representa una probeta envejecida a 177°C sometida a fatiga en un medio corrosivo de NaCl al 3% a 90% del esfuerzo de fluencia.

En la misma se observa figura 4.34 (a) un inicio de grieta de la probeta; se puede notar una diferencia con respecto a la sometida a bajas cargas en la cual el inicio de grieta es más corto y no tan brusco como el que se observa en las probetas ensayadas a un alto esfuerzo, con estriaciones que indican la dirección de la fractura. Así mismo se puede apreciar en la figura 4.34 (b) la formación de desniveles (clivajes) en la superficie de la pieza que evidencia la forma violenta en la que ocurrió la fractura.

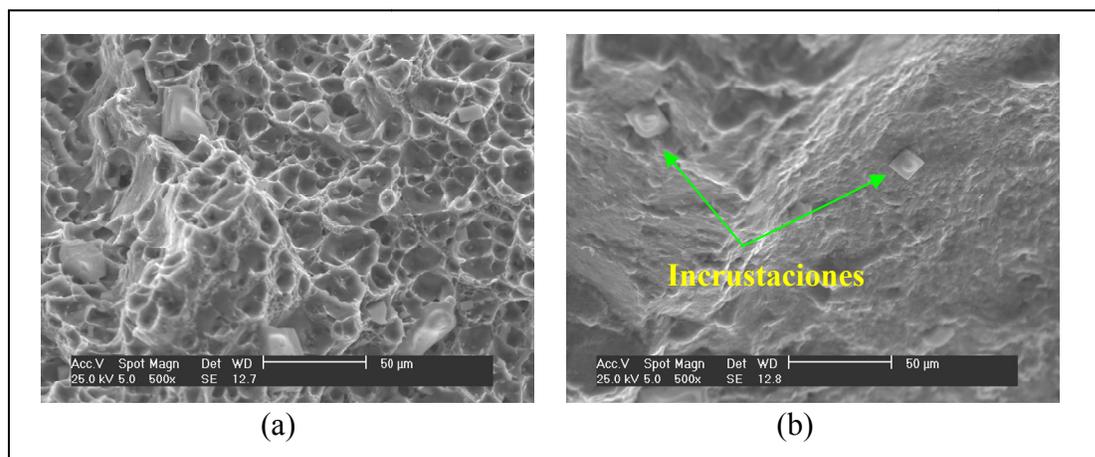


Figura 4.35 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X

La figura 4.35 (a) representa una probeta envejecida a 177°C sometida a fatiga en medio corrosivo de NaCl al 3% a 90% del esfuerzo de fluencia, en la misma se observan en detalle los dimples formados en el proceso de fractura del material, así como también puede apreciarse pequeñas incrustaciones en las cavidades como se evidencia en la figura 4.35 (b).

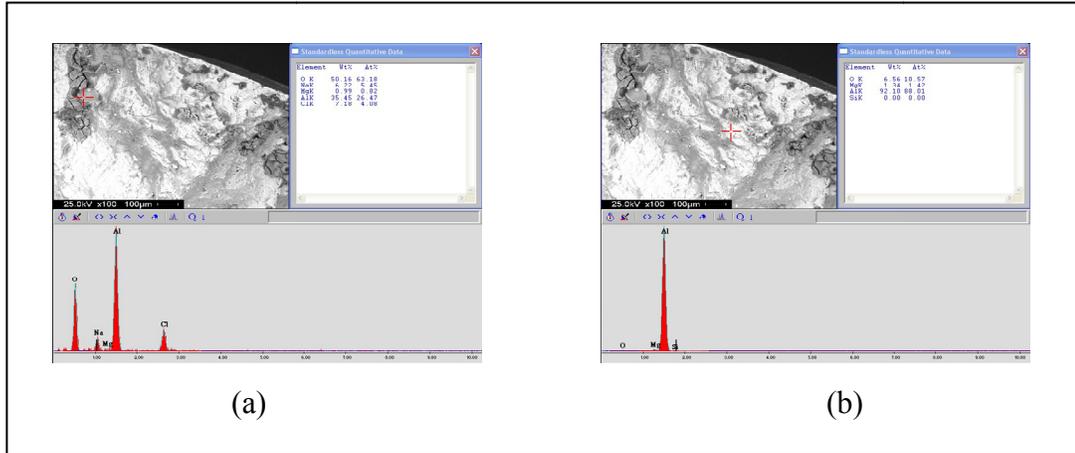


Figura 4.36 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un alto esfuerzo con un aumento de 100X

❖ Probetas Solubilizadas

Para este ensayo se tomaron probetas solubilizadas a 533°C sometidas al 95% del esfuerzo de fluencia, el cual corresponde con el mayor porcentaje de carga aplicada.

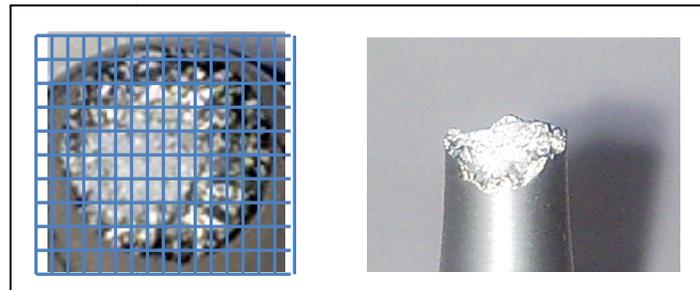


Figura 4.37 Vista macro de la superficie de fractura de las probeta de AA-6061 solubilizada durante 2 horas a 533°C.

En la figura anterior se observa una vista macro de la zona de fractura de las probetas solubilizadas ensayadas a un alto esfuerzo en donde se evidencian dos zonas presentes en la fractura una brillante aproximadamente igual al 60 % de la superficie y otra oscura.

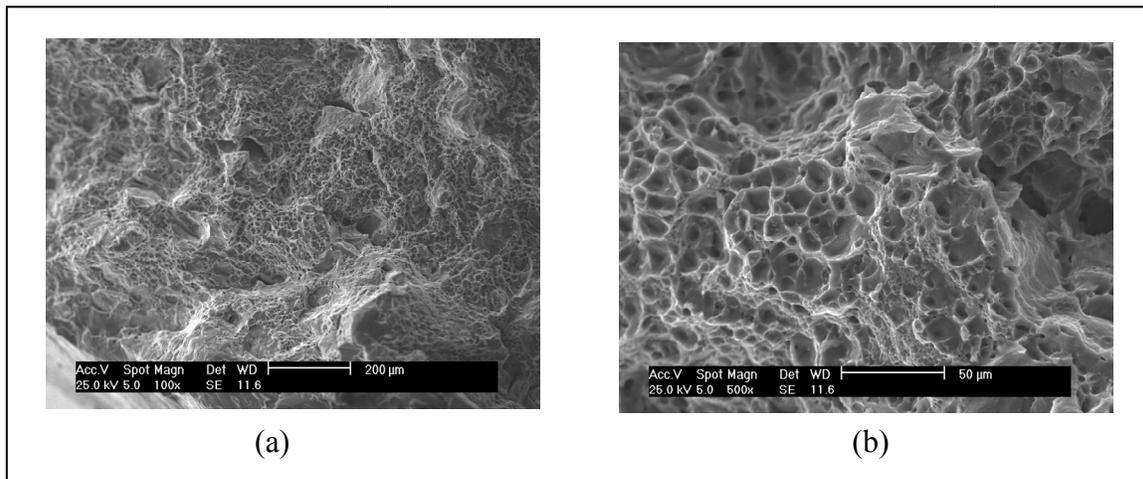


Figura 4.38 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 solubilizada durante 2 horas a 533°C sometida a un alto esfuerzo. (a) Con un aumento de 100X. (b) Con un aumento de 500X

En la figura 4.38 (a) se puede observar el relieve de la superficie de fractura que presenta capas formadas por cavidades o dimples que se pueden apreciar en detalle en la figura 4.38 (b) con un mayor aumento.

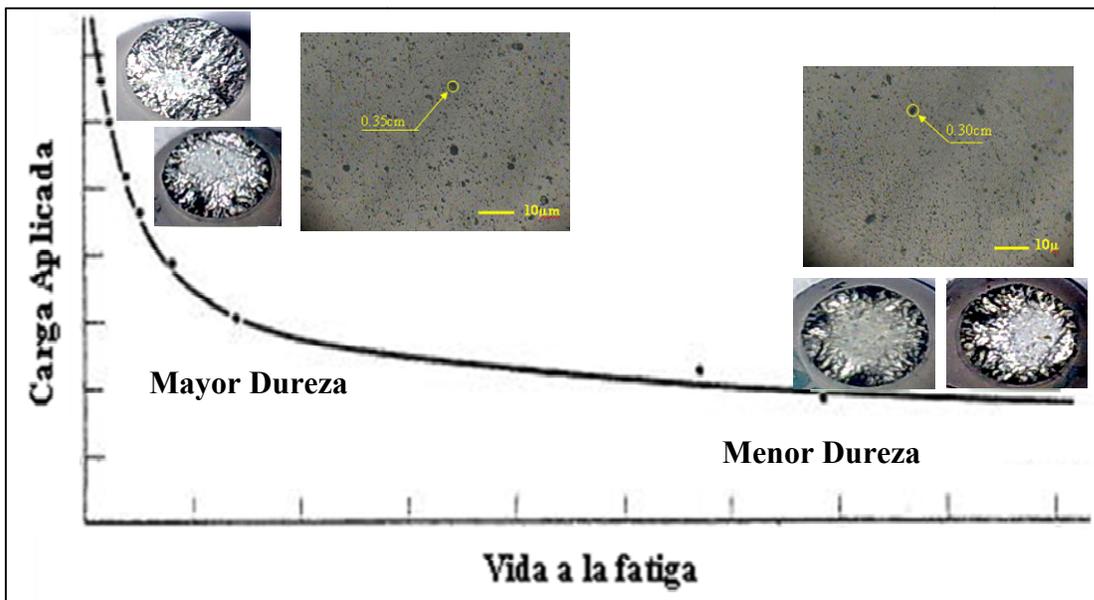


Figura 4.39 Relación del mecanismo de fractura con la resistencia a la fatiga



En la figura 4.39 se muestran las características evaluadas en el material en función de la curva de fatiga de la aleación sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%. En esta se observa que para bajos números de ciclos de vida se obtiene una mayor dureza en el material producto de la formación de una cantidad superior de precipitados (posible Mg_2Si), así como también se evidencia una mayor zona brillante que la obtenida en ensayos de baja carga y alto números de ciclos de vida, característica principal de un mecanismo de fractura frágil consecuencia de la dureza adquirida en la aleación. Por otra parte las probetas de AA-6061 sometidas a bajas cargas (alta resistencia a la fatiga) presentan una menor dureza cuando son sometidas a tratamientos térmicos a $167^{\circ}C$ mostrando precipitados en menor cantidad, además de una zona de fractura dúctil mayor a la adquirida con un tratamiento térmico a $177^{\circ}C$ en donde se aprecia una mayor tendencia hacia el tipo de fractura frágil como se muestra en los ensayos fractográficos realizados.



CONCLUSIONES

- ❖ El valor de la resistencia a la fatiga esta dado por la población ensayada, es decir, no existe un único valor que refleje la resistencia a la fatiga del material. Para determinar esta propiedad mecánica es necesario evaluarla de forma individual para cada probeta, por lo que la resistencia a la fatiga de la aleación se expresa a través de la curva elaborada con la población.
- ❖ En el ensayo de fatiga realizado se demuestra que para las condiciones estudiadas en donde se tiene una diferencia de 10°C de temperatura entre los tratamientos térmicos de envejecimiento, la resistencia a la fatiga varía muy poco arrojando que para ciclajes bajos y altos esfuerzos se presentan variaciones de 4% y para ciclajes altos y bajos esfuerzos de 2%, por lo que se puede indicar que el efecto de los 10°C adicionales sobre la resistencia a la fatiga no influyen en este tiempo de envejecimiento.
- ❖ El cloruro de sodio (NaCl) utilizado como medio acuoso en esta investigación influye de manera negativa en el material disminuyendo su resistencia a la fatiga para ciclajes bajos y altos esfuerzos hasta en un 17,24%, y para ciclajes altos y bajos esfuerzos hasta en un 50,35%.
- ❖ El estudio fractográfico realizado permite asegurar que es posible encontrar mecanismos de fractura mixto en una misma probeta; evidenciando también que para las probetas ensayadas a 177°C el porcentaje de zona brillante es mayor con un rango que puede variar entre 75 y 80% de la superficie de fractura mientras que para las ensayadas a 167°C la zona oscura se presenta con un mayor porcentaje que varía entre 25 y 28 % de la zona de estudio.



- ❖ El compuesto Mg_2Si (Siliciuro de Magnesio) formado en la aleación AA-6061 durante el tratamiento térmico de envejecimiento es el principal responsable del endurecimiento del material, ya que este presentó una mayor dureza durante los ensayos realizados de microdureza.
- ❖ A través del estudio metalográfico de la aleación se pudo constatar que a medida que exista una mayor cantidad de precipitado de siliciuro de magnesio mayor es la dureza que el material adquiere.



RECOMENDACIONES

- ❖ Evaluar el comportamiento a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 tratada térmicamente con envejecimiento bajo un medio corrosivo de cloruro de sodio NaCl al 3%, aplicando diferentes tiempos de envejecimiento artificial y manteniendo las mismas temperaturas de esta investigación.
- ❖ Al momento de realizar los tratamientos térmicos, colocar en el horno la menor cantidad de probetas, de forma bien distribuidas (separadas una de otra y que no existan probetas pegadas a las paredes del horno) con la finalidad de lograr que el tratamiento térmico ejerza un efecto similar en todas las probetas.
- ❖ No abrir los hornos durante cualquiera de las etapas del tratamiento térmico (solubilización o envejecimiento) para lograr mantener la temperatura en una constante durante todas las fases.
- ❖ Luego del proceso de temple mantener las probetas refrigeradas de no ser posible la realización del envejecimiento de forma inmediata, para evitar un envejecimiento natural del material.
- ❖ Controlar la variable de rugosidad llevando las probetas a un rango pequeño de variación mediante un proceso de lijado, para lograr resultados más confiables trabajando con las mismas condiciones durante los ensayos de fatiga.
- ❖ Colocar un registrador que permita obtener la temperatura de cada etapa del tratamiento y para cada grupo de probetas que se introduzcan en el horno, con



la finalidad de conocer las variaciones entre probetas (en caso de que estas existan) para una misma etapa.

- ❖ Llevar a cabo el mantenimiento preventivo adecuado a la máquina de flexión rotativa del Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo.



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ❖ Askeland, D. Phulé, P. (2006). *La Ciencia e Ingeniería de Materiales* (Cuarta Edición). Pittsburgh: Editorial Iberoamérica.
- ❖ ASM International. (1990). *Metals Handbook, Vol.2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* (Décima Edición). Cleveland. Editorial ASM International.
- ❖ Baile, M. (2005). *Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido*. Tesis Doctoral no publicada, Universidad Politécnica de Cataluña.
- ❖ Callister, W. (1995). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Utah. Editorial Reverté.
- ❖ Iriza, M. (2004). *Manual de Prácticas de Laboratorio de Materiales* (Edición 2004). Naguanagua. Publicaciones de la Universidad de Carabobo.
- ❖ 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
- ❖ 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.



- ❖ Smith, W. (1998). Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales (3era Edición). Madrid: McGraw Hill.
- ❖ Welty, J.; Wicks, C. y Wilson, R. (2002). Fundamentos de transferencia de momento, calor y masa (2da Edición). México D.F.: Limusa Wiley.

Páginas Web consultadas:

Aluminio (2007). [On-line]

Disponible en: http://en.wikipedia.org/wiki/6061_aluminum

Ensayo de materiales. (2007). [On-line]

Disponible en: <http://tq.educ.ar/grp0128/clasifi.htm>



ÍNDICE GENERAL

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1	3
EL PROBLEMA	3
1.1 Planteamiento del problema	3
1.2 Objetivos	4
1.2.1 Objetivo General.....	4
1.2.2 Objetivos Específicos	4
1.3 Justificación.....	5
1.4 Limitaciones	6
1.5 Delimitaciones.....	7
CAPÍTULO 2	8
MARCO TEÓRICO	8
2.1 Antecedentes de la Investigación.	8
2.2 Bases Teóricas.	14
2.2.1 Aluminio y sus Aleaciones.....	14
2.2.2 Aplicaciones del Aluminio.	15
2.2.3 Aleaciones de Aluminio.	15
2.2.4 Tratamientos Anticorrosivos, Mecánicos y Térmicos del aluminio y sus Aleaciones.	17
2.2.5 Recocido del Aluminio y sus Aleaciones.....	17
2.2.6 Temple de Presipitación de las Aleaciones de Aluminio.	17
2.2.7 Endurecimiento por Envejecimiento.	18
2.2.8 Compuesto Intermetálico Siliciuro de Magnesio.....	21
2.2.9 Práctica del Temple de Maduración de las Aleaciones de Aluminio	23
2.2.10 Efectos de la Temperatura y del Tiempo de Envejecimiento.....	23
2.2.11 Fatiga de Materiales.....	25



2.2.12 Inicio y Propagación de la Grieta.....	36
2.2.13 Factores que Afectan la Vida a Fatiga	38
2.2.14 La Corrosión	40
2.2.15 Ensayo de Fatiga	44
2.2.16 Ensayo de Microdureza.....	46
2.2.17 Microscopia Electrónica de Barrido	45
2.2.18 Definición de Términos Básicos	46
CAPÍTULO 3.....	48
MARCO METODOLÓGICO	48
3.1 Nivel de la Investigación.....	48
3.2 Diseño de la Investigación	48
3.3 Material Utilizado y Análisis Químico	48
3.4 Flujograma Experimental.....	51
3.5 Procedimientos Experimentales	52
3.5.1 Características Geométricas de las Probetas	52
3.5.2 Preparación de las Probetas.....	53
3.5.3 Ensayo de Traccion	57
3.5.4 Ensayo de Fatiga	57
3.5.5 Metalografía Microscopica	61
3.5.6 Ensayo de Microdureza.....	64
3.5.7 Fractografía	65
3.6 Equipos Utilizados.....	65
CAPÍTULO 4.....	71
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	71
4.1 Tratamientos Térmicos Aplicados.....	71
4.2 Rugosidad Superficial.....	74
4.3 Metalografía Microscópica.....	77
4.4 Ensayo de Microdureza.....	80
4.5 Ensayo de Tracción.....	82



4.5.1 Condición Original del Material.....	82
4.5.2 Solubilizadas a 533°C.....	83
4.5.3 Envejecimiento Artificial a 167°C.....	84
4.5.4 Envejecimiento Artificial a 177°C.....	86
4.6 Ensayo de Fatiga.....	89
4.6.1 Resultados Obtenidos para las Probetas Envejecidas Artificialmente a 167°C.....	91
4.6.2 Resultados Obtenidos para las Probetas Envejecidas Artificialmente a 177°C.....	95
4.6.3 Resultados Obtenidos para las Probetas Solubilizadas.....	98
4.6.4 Resultados Obtenidos en Estudio de Fatiga Realizado en medio inerte y bajo ambiente corrosivo	99
4.6.5 Comparación de Curvas de resistencia a la fatiga del AA-6061 bajo las diferentes condiciones de estudio.....	101
4.7 Estudio Fractográfico.....	105
CONCLUSIONES.....	118
RECOMENDACIONES.....	120
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	122
ANEXOS.....	124



ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Aleaciones de Aluminio de Forja.....	16
Tabla 3.1 Composición química del material.....	48
Tabla 3.2 Composición química del material.....	49
Tabla 3.3 Composición química del material.....	50
Tabla 3.4 Composición química de la aleación 6061.....	50
Tabla 3.5 Cantidad y condición de probetas para ensayo de tracción.....	58
Tabla 3.6 Cantidad y condición de probetas para ensayo de fatiga.....	61
Tabla 3.7 Cantidad y condición de muestras para la metalografía.....	62
Tabla 3.8 Cantidad y condición de muestras para microdureza.....	64
Tabla 3.9 Especificaciones generales horno barnstead thermolyne 48000.....	66
Tabla 3.10 Especificaciones generales máquina de ensayo de fatiga.....	67
Tabla 3.11 Especificaciones generales del rugosímetro.....	67
Tabla 3.12 Especificaciones generales máquina universal de ensayos de tracción CMT 20 Galdabini.....	68
Tabla 3.13 Especificaciones generales del microdurometro.....	69
Tabla 3.14 Especificaciones del microscopio óptico union MC-86267.....	70
Tabla 3.15 Especificaciones del microscopio electrónico de barrido.....	70
Tabla 4.1 Mediciones de rugosidad para condición original.....	75
Tabla 4.2 Mediciones de rugosidad para 167°C luego del proceso de lijado.....	75
Tabla 4.3 Mediciones de rugosidad para 177°C luego del proceso de lijado.....	76
Tabla 4.4 Mediciones de microdureza para condición original.....	80
Tabla 4.5 Mediciones de microdureza para condición solubilizada.....	81
Tabla 4.6 Mediciones de microdureza para envejecimiento a 167°C.....	81
Tabla 4.7 Mediciones de microdureza para envejecimiento a 177°C.....	81
Tabla 4.8 Datos ensayo de tracción de condición original.....	83
Tabla 4.9 Datos ensayo de tracción solubilizadas.....	84
Tabla 4.10 Datos ensayo de tracción envejecida a 167°C durante 10 horas.....	85



Tabla 4.11 Datos ensayo de tracción envejecida a 167°C durante 10 horas...	86
Tabla 4.12 Resultados promedios obtenidos del ensayo de tracción.....	87
Tabla 4.13 Resultado promedios obtenidos del ensayo de traccion (MPa).....	89
Tabla 4.14 Distribución del número de probetas utilizadas en el ensayo de fatiga....	90
Tabla 4.15 Número de ciclos obtenidos para los diferentes esfuerzos ensayados en probetas envejecidas artificialmente a 167°C sometidos a un medio acuoso de NaCl al 3%	91
Tabla 4.16 Desviación estándar de los ciclos obtenidos a los diferentes esfuerzos aplicados a las probetas envejecidas artificialmente a 167°C sometidos a un medio acuoso de NaCl al 3%.....	95
Tabla 4.17 Número de ciclos obtenidos para los diferentes esfuerzos ensayados en probetas envejecidas artificialmente a 177°C sometidos a un medio acuoso de NaCl al 3%.....	95
Tabla 4.18 Desviación estándar de los ciclos obtenidos a los diferentes esfuerzos ensayados a fatiga a probetas envejecidas artificialmente a 177°C sometidos a un medio acuoso de NaCl al 3%.....	97
Tabla 4.19 Número de ciclos obtenidos y desviación estándar para los diferentes esfuerzos en probetas ensayadas en un medio inerte.....	100
Tabla 4.20 Número de ciclos obtenidos para los diferentes esfuerzos en probetas ensayadas en un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	100
Tabla 4.21 Valores de esfuerzo calculado a igual número de ciclo de vida para probetas ensayadas en un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	103
Tabla 4.22 Variación entre las condiciones estudiadas para probetas ensayadas en un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	103



ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Esquema del proceso de envejecimiento.....	20
Figura 2.2 Diagrama de fase Al-Mg ₂ Si.....	20
Figura 2.3 Efectos de la temperatura y del tiempo de envejecimiento.....	24
Figura 2.4 Carga cíclica de periodo T.....	26
Figura 2.5 Curva S-N representativa.....	27
Figura 2.6 Evolucion de la falla.....	31
Figura 2.7 Mecanismo de corrosión en una picadura.....	42
Figura 2.8 Máquina de ensayo de fatiga.....	45
Figura 3.1 Muestra utilizada para el análisis químico.....	49
Figura 3.2 Flujograma experimental.....	51
Figura 3.3 Dimensiones de la probeta para ensayo de fatiga.....	52
Figura 3.4 Dimensiones de la probeta para ensayo de traccion.....	52
Figura 3.5 Diagrama de tratamiento térmico.....	56
Figura 3.6 Torno para el proceso de pulido.....	57
Figura 3.7 Ejemplo de obtención de esfuerzo de fluencia.....	58
Figura 3.8 Dispositivo adaptado a la máquina de fatiga.....	60
Figura 3.9 Cortadora matalográfica.....	62
Figura 3.10 Lijadora de banda.....	63
Figura 3.11 Mesa de pulido.....	64
Figura 3.12 Horno barnstead thermolyne 48000.....	66
Figura 3.13 Máquina de ensayo de fatiga a flexión rotativa RBF-200.....	66
Figura 3.14 Rugosimetro digital.....	67
Figura 3.15 Máquina universal de ensayos a tracción CMT 20 Galdabini.....	68
Figura 3.16 Microdurometro.....	69
Figura 3.17 Microscopio óptico.....	69
Figura 3.18 Microscopio electrónico de barrido en FUNDATEC.....	70



Figura 4.1 Gráfico de tratamientos térmicos aplicados.....	71
Figura 4.2 Curva tiempo vs temperatura solubilizacion obtenida con datos del registrador.....	72
Figura 4.3 Curva de temperatura vs tiempo del tratamiento térmico a 167°C.....	73
Figura 4.4 Curva de temperatura vs tiempo del tratamiento térmico a 177°C.....	74
Figura 4.5 Microestructura de AA-6061 condición original con un aumento de 400X y con un aumento de 1000X atacado con HF al 5%.....	77
Figura 4.6 Microestructura de AA-6061 solubilizada a 533°C con un aumento de 400X y con un aumento de 1000X atacado con HF al 5%.....	78
Figura 4.7 Microestructura de AA-6061 envejecida a 167°C con un aumento de 400X y con un aumento de 1000X atacado con HF al 5%.....	78
Figura 4.8 Microestructura de AA-6061 envejecida a 177°C con un aumento de 400X y con un aumento de 1000X atacado con HF al 5%.....	79
Figura 4.9 Esfuerzo vs deformación para condición original.....	82
Figura 4.10 Ejemplo de método gráfico para obtener esfuerzo de fluencia de la probeta N° 3, de la tabla 4.8.....	83
Figura 4.11 Esfuerzo vs deformación solubilizadas.....	84
Figura 4.12 Esfuerzo vs deformación envejecidas a 167°C durante 10 horas.....	85
Figura 4.13 Esfuerzo vs deformación envejecidas a 177°C durante 10 horas.....	86
Figura 4.14 Curvas promedio esfuerzo vs deformación.....	87
Figura 4.15 Probetas de AA-6061 utilizadas para los ensayos de fatiga.....	91
Figura 4.16 Resistencia a la fatiga del AA-6061 envejecido artificialmente a 167°C durante 10 horas y sometido a un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	93
Figura 4.17 Curva lineal izada de la resistencia a la fatiga del AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C por 10 horas y sometido a un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	94
Figura 4.18 Resistencia a la fatiga del AA-6061 envejecido artificialmente a 177°C durante 10 horas y sometido a un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	97



Figura 4.19 Curva linealizada de la resistencia a la fatiga del AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C por 10 horas.....	98
Figura 4.20 Resistencia a la fatiga del AA-6061 solubilizado durante 2 horas.....	99
Figura 4.21 Resistencia a la fatiga del AA-6061 en un medio inerte y en un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	101
Figura 4.22 Curva linealizada de la resistencia a la fatiga del AA-6061 en un medio inerte y en un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	101
Figura 4.23 Resistencia a la fatiga del AA-6061 en las diversas condiciones estudiadas.....	102
Figura 4.24 Curva linealizada de la resistencia a la fatiga del AA-6061 a las condiciones estudiadas.....	104
Figura 4.25 Vista macro de la superficie de fractura de las probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C y 177°C durante 10 horas sometidas a un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	107
Figura 4.26 Superficie de fractura de las probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%.....	108
Figura 4.27 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X.....	108
Figura 4.28 Superficie de fractura de probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3%, con un aumento de 100X, y con un aumento de 500X.....	109
Figura 4.29 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 100X.....	110
Figura 4.30 Vista macro de la superficie de fractura de las probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C y 177°C durante 10 horas sometida a un alto esfuerzo.....	111



Figura 4.31 Superficie de fractura de probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas medio corrosivo de NaCl al 3%, con un aumento de 100X y con un aumento de 200X.....112

Figura 4.32 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas sometida a un medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 100X.....112

Figura 4.33 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 167°C durante 10 horas medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X.....113

Figura 4.34 Superficie de fractura de probetas de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas medio corrosivo de NaCl al 3%, con un aumento de 100X.....113

Figura 4.35 Superficie de fractura de probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a medio corrosivo de NaCl al 3% con un aumento de 500X.....114

Figura 4.36 Composición de la probeta de AA-6061 envejecida artificialmente a 177°C durante 10 horas sometida a un alto esfuerzo con un aumento de 100X.....115

Figura 4.37 Vista macro de la superficie de fractura de la probeta de AA-6061 solubilizada durante 2 horas a 533°C.....115

Figura 4.38 Superficie de fractura de la probeta de AA-6061 solubilizada durante 2 horas a 533°C sometida aun alto esfuerzo, con un aumento de 100X y con un aumento de 500X.....116

Figura 4.39 Relación del mecanismo de fractura con ola resistencia a la fatiga.....116



**UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECÁNICA**

CERTIFICADO DE APROBACIÓN

Los abajo firmantes, miembros del jurado asignado para estudiar el trabajo de grado titulado: **EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 SOMETIDO A UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DURANTE 10 HORAS PARA LAS TEMPERATURAS DE 167°C Y 177°C, BAJO UN MEDIO CORROSIVO DE CLORURO DE SODIO NaCl AL 3%**, realizado por los bachilleres, **Briceño C. Maria Alejandra C.I.-17.425.207** y **Pérez S. Rafael A. C.I.-18.060.642**, hacemos constar que hemos revisado y aprobado dicho trabajo.

Tutor: Prof. Eleazar Díaz

Jurado: Prof. Donato Romanello

Jurado: Prof. Laura Sáenz

BARBULA, NOVIEMBRE DEL 2008



DEDICATORIA

A lo largo de este camino lleno de aprendizajes y de muchas dificultades siempre tuve a mi lado a personas especiales quienes me brindaron su apoyo incondicionalmente. A ellos quiero dedicar este logro.

A DIOS: por guiar mis pasos y por brindarme siempre las herramientas adecuadas para el cumplimiento de mis objetivos, y muy especialmente por llenar mi vida de personas muy especiales que tienen influencia directa en mi vida.

A MIS PADRES: Por hacer posible este logro, por su apoyo, dedicación, sacrificio, esfuerzo, constancia y por su inmenso amor que día a día me demuestran y me llena de fuerza para seguir adelante en mis objetivos. Gracias por ser mis padres. Mi amor por ustedes es mucho más de lo que pueda demostrar.

A MIS HERMANAS: Por su apoyo y comprensión en los momentos difíciles de esta etapa, muy especialmente a mi hermana menor Adriana Carolina quien me acompaña siempre incondicionalmente en todos los caminos que emprendo.

A ADRIANA GONZÁLEZ quien me acompaña desde hace ya varios años y quien me ha enseñado que ser mejor no es suficiente. Por su apoyo incondicional por su ayuda en todo momento, por hacerme feliz y darme las fuerzas necesarias para superar los obstáculos. Te amo.

A MI TIA YOLY quien forma parte importante de este logro por su apoyo en momentos difíciles, por su colaboración y amor que me permitieron y permiten seguir adelante ante las dificultades de cada etapa de mi vida.

A todos mis amigos, esos verdaderos amigos que aun me acompañan, por su apoyo y colaboración durante el desarrollo de mi carrera.

Rafael Pérez



DEDICATORIA

Alcanzar esta meta es uno de los grandes logros que me he propuesto, y por eso quiero dedicar a todas las personas que aportaron para que se cumpliera uno de mis grandes sueños.

A DIOS: por ser mi fiel acompañante y que con su amor y bondad fue el gran causante de este logro.

A MIS PADRES: Por ser el pilar fundamental, unos modelos ejemplares llenos de sabiduría y perseverancia.

A MIS HERMANOS: Jesús Manuel, por ser mi ángel y mi estímulo constante y Leyla por ser una persona espontánea llena de voluntad en todo momento.

A MI ABUELA UNA MUJER EMPRENDEDORA: por poner en mi los conocimientos que hoy llevo conmigo.

A MI TIA OLGUITA: por ser como una madre incondicional, abnegada y por estar en todos los momentos importantes de mi vida.

A CESAR AUGUSTO: a quien admiro por su inteligencia y su empeño en lograr lo que se propone, por todo el apoyo que me brindó en este recorrido.

A MARIA LUISA, MARIOLGA Y FRANKLIN: porque juntos hemos construido y aprendido experiencias llenas de satisfacción.

Maria Alejandra



AGRADECIMIENTOS

En la elaboración de este trabajo especial de grado queremos agradecer a todas aquellas personas que nos brindaron su apoyo incondicional.

A DIOS: quien hoy mañana y siempre será nuestro guía en todos los sueños que emprendamos. Gracias por enseñarnos el camino correcto.

A NUESTROS PADRES: quienes han sido coparticipes en la elaboración de este proyecto y por su confianza en nosotros para descubrir que si se pueden alcanzar los sueños.

A NUESTROS HERMANOS: por ser nuestra compañía en todos los momentos de este gran recorrido brindado siempre su cariño.

A EL PROFESOR ELEAZAR DIAZ por servir de guía y darnos sus conocimientos para culminar con éxito este proyecto.