



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

Fuguet Michelle
Poleo José

Naguanagua, Noviembre del 2009



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

Trabajo especial de grado presentado ante la Ilustre Universidad de Carabobo para optar al título de Ingeniero Mecánico

Autores.
Fuguet Michelle.
Poleo Jose.

Naguanagua, Noviembre del 2009

Dedicatoria

A mi madre Elizabeth, a mi padre Agustín, a mi hermana María Gloria que con su apoyo y ánimo han logrado ayudarme a conquistar este objetivo, a mis amigos más cercanos que han estado conmigo a lo largo del camino universitario con quienes he compartido momentos buenos y malos.

José Poleo

Dedicatoria

Primero que todo quiero dedicar este logro a mi Dios por siempre estar presente aun en los momentos más duros para mi familia y para mí sobre todo en este año.

Dedico este logro a mi mama que aparte de ser mi madre es mi mejor amiga quien con mucho sacrificio y dedicación a permitido que llegue aquí sin pasar trabajo alguno, quien además de brindarme apoyo económico me brindo apoyo moral, sentimental y es la persona que mas admiro por su sentido de responsabilidad, humanidad.

Dedico este también a mi tío Ángel Fuguet que solo dios sabe cuanto lo quiero y extraño que por supuesto espero que en este momento me este viendo donde quiera que se encuentre por haber sido tan especial e incentivarme a su manera para que no decayera además por haber sido un excelente ejemplo de tío, hijo, padre, hermano, amigo y trabajador.

A mis amigas quienes a pesar del tiempo hemos permanecido juntas y de alguna forma siempre hemos estado apoyándonos cuando mas necesitamos y en ocasiones especiales.

No puedo dejar de agradecer a mi compañero de tesis José poleo y familia quienes han sido muy amables al abirme las puertas de su casa haciéndome sentir parte de la familia y brindarme un apoyo incondicional.

A mis vecinos que se volvieron parte de la nuestra haciendo mi familia mas grande y a mis compañeros por darme ánimo y apoyo.

A mi madrina Pastora Arcia y familia por estar en los momentos mas importantes de mi vida por que a pesar de la distancia ocupan un lugar en mi corazón.

A mi negro bello José Freddy por que me a demostrado que realmente las personas pueden cambiar siempre y cuando así lo quieran por que con amor todo es posible.

Al Prof. David Ojeda por demostrar que aun existen profesores con interés de enseñar y que también se preocupe por el bienestar de sus alumnos siendo un ejemplo a seguir por su humildad y sinceridad.

Michelle Fuguet

Agradecimiento

Ante que todo le agradecemos a Dios por darnos salud para culminar con nuestro trabajo de grado presente y a la vez brindarnos la oportunidad de lograr con esta meta personal para ambos como es la de culminar exitosamente nuestro carrera.

Seguidamente le agradecemos y le dedicamos la presente a nuestros respectivos padres por siempre estar presente en todo momento.

A las secretarias que nos brindaron su apoyo incondicional y vivieron con nosotros la desesperación de querer culminar exitosamente la presente pero sobre todo a Gribel secretaria de Coordinación Académica, Arelys secretaria del Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación, a la Sra Cira y a la Técnico del Departamento de Materiales Yosmary.

A Los profesores que dejaron una huella en nuestras vidas debido a su interés en hacer de nosotros buenos profesionales gracias por los consejos y enseñanzas brindadas. Sobre todo al Prof. David Ojeda por siempre estar pendiente de nosotros.

A nuestro Tutor por brindarnos la oportunidad de realizar este trabajo de investigación

A los Jurados por ayudarnos con buena disposición y desinteresadamente

A todas las personas que formaron parte de esta familia universitaria que de alguna u otra forma nos tendieron la mano e hicieron de nosotros unas mejores personas.



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA



CERTIFICADO DE APROBACIÓN

Quienes suscriben, Miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para examinar la Tesis de Pregrado titulada **“Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas”**, presentada por los bachilleres: **José Poleo y Michelle Fuguet**, portadores de la Cédula de Identidad N°: **18.179.126 y 16.765.926**, respectivamente; hacemos constar que hemos revisado y aprobado el mencionado trabajo.

Prof. Tutor, Ing. *Eleazar Díaz*
Presidente del jurado

Prof, Ing. Gennifer Aparicio
Miembro del jurado

Prof, Ing. Franklin Camejo
Miembro del jurado

Naguanagua, Noviembre del 2009

EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA-6061 TRATADA TERMICAMENTE MEDIANTE UN PROCESO DE ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL CON TEMPERATURAS DE 177°C Y 187°C

Fuguet Sanchez, Michelle Krismary

Poleo Tobon, José Agustín

Tutor: Eleazar Díaz

Universidad de Carabobo

Facultad de Ingeniería

Escuela de Ingeniería Mecánica

Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación

Resumen

En el presente trabajo se estudió la resistencia a la fatiga de la aleación AA – 6061. Los ensayos de fatiga se realizaron en condiciones de flexión rotativa. Se utilizaron barras de media pulgada (1/2") mecanizadas bajo la norma ASTM-E-606. Se realizaron ensayos a 66 probetas de las cuales 30 envejecidas a 177°C, 30 envejecidas a 187°C sometidas a fatiga, de las 6 restantes se dividieron en: 2 solubilizadas, 2 envejecidas a 177°C y 2 envejecidas a 187°C las cuales fueron sometidas a tracción y mediante el método offset se determinó el esfuerzo de fluencia promedio de cada condición. Por medio del esfuerzo de fluencia se determinó el momento flector variando a 90%, 80%, 70%, 60% y 50% lo cual permitió determinar el comportamiento a fatiga. Se evaluaron otros elementos como dureza y microdureza y se determinó la variación de sus propiedades en las condiciones originales, solubilizada, envejecida artificialmente a 177°C y envejecida a 187°C durante 12 horas. Mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB) se analizó la superficie de fractura de fatiga de una probeta a 90% y a 50% de carga para cada condición, también se realizó un ensayo de EDX en una muestra solubilizada y una muestra envejecida a 187°C para determinar los elementos formados después del tratamiento térmico.

Índice general

Índice general	i
Índice de figuras	v
Índice de tablas	ix
INTRODUCCIÓN	
CAPÍTULO 1 El Problema	1
1.1 Situación problemática	1
1.2 Objetivos de la Investigación	2
1.2.1 Objetivo General	2
1.2.2 Objetivos Específicos	3
1.3 Justificación	3
1.4 Alcance	4
1.5 Limitaciones	4
1.6 Antecedentes de la Investigación	4

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

CAPÍTULO 2	Marco Teórico	8
2.	Bases Teóricas	8
2.1	El Aluminio	8
2.2	Aplicaciones del Aluminio en el área automotriz	9
2.3	Aleación de Aluminio	10
2.4	Aportación de los elementos aleantes	10
2.5	Aleación Normalizada	11
2.5.1	Aleaciones de Aluminio forjado sin Tratamiento Térmico.	11
2.5.2	Aleaciones de Aluminio forjado con Tratamiento Térmico.	12
2.6	Aleación de aluminio para fundición	13
2.7	Principales propiedades mecánicas del AA-6061 bajo T6	14
2.8	Tratamiento Térmico	14
2.8.1	Designaciones por condición de Tratamiento Térmico	16
2.8.2	Endurecimiento por envejecimiento	17
2.8.2.1	Tratamiento por solubilización	18
2.8.2.2	Templado	18
2.8.2.3	Envejecimiento	19
2.9	Grupo Al-Si-Mg	19
2.10	Ensayo de los materiales	21
2.11	Ensayo de la Dureza Rockwell	22
2.11.1	Conversión de la Dureza	22
2.12	Ensayo de Tracción	23

2.13 Fractura	26	
2.14 Ensayo de Fatiga	27	
2.14.1 Diagrama de Tensión- Número de ciclos (s-n)	32	
2.14.2 Factores que afectan a la Fatiga	34	
2.15 Fractografía	35	
CAPÍTULO 3	Marco Metodológico	38
3. Procedimiento de la Investigación		38
3.1 Tipo y nivel de investigación		38
3.2 Composición Química		38
3.3 Mecanizado de las probetas		39
3.4 Tratamiento Térmico		41
3.5 Ensayo de tracción		43
3.6 Medición de Dureza		44
3.7 Ensayo de Microdureza		45
3.8 Metalografía		45
3.8.1 Preparación de las probetas		45
3.8.2 Ataque químico		47
3.9 Pulido, Medición y Control de la Rugosidad		48
3.10 Ensayo de Fatiga		49
3.11 Microanálisis por Espectroscopia de Rayos X por dispersión en energía (EDX o EDS)		50
3.12 Fractografía		51

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

3.13 Diagrama de actividades	53	
CAPITULO 4	Análisis de Resultados	54
4. Procedimiento de la investigación		54
4.1 Composición química		54
4.2 Ensayo de Tracción		57
4.3 Ensayo de Metalografías		59
4.4 Ensayo de Microdureza		61
4.5 Ensayo de Dureza		65
4.6 Medición de Rugosidad		66
4.7 Ensayo de Fatiga		68
4.8 Fractografía		79
4.9 Microanálisis Espectroscopia de los Rayos X por Dispersión en la Energía (EDX o EDS).		83
4.10 Relación de los ensayos realizados.		90
CAPITULO 5	Conclusiones y Recomendaciones	91
Referencias		94

Índice de figuras

2.1 Diagrama de equilibrio Al-Mg-Si.	21
2.2 Conversión de la Dureza.	23
2.3 Curva de Tracción de la aleación del aluminio.	25
2.4 Variación de la tensión con la carga de fatiga.	28
2.5 Evolución de la falla	30
2.6 Diagrama de Tensión vs Número de ciclos.	32
3.1 Probeta de tracción (medida en mm).	39
3.2 Probeta de fatiga (medida en mm).	40
3.3 Detalle del entalle de la probeta de fatiga.	40
3.4 Diagrama esquemático de realización de los Tratamiento Térmicos.	42
3.5 Máquina de tracción marca Galdabini.	44
3.6 Micro durómetro marca Buelher.	45
3.7 Cortadora metalografico marca Buelher.	46

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un vi envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

3.8 Banco de pulido.	47
3.9 Microscopio marca Panasonic modelo MC 86762.	47
3.10 Torno donde se realizó el pulido del entalle de la probeta de fatiga.	48
3.11 Detalle de pulido del entalle de la probeta para fatiga.	49
4.1 Diagrama de la aleación Pseudobinaria Al + Mg ₂ Si	56
4.2 Comparación de las curvas de tracción de condición solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C primer ensayo	58
4.3 Comparación de las curvas de tracción en condición solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C segundo ensayo.	59
4.4 Condición Original aumento 1.000 x.	60
4.5 Condición solubilizada aumento 1.000 x.	61
4.6 Condición envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas aumento 1.000 x.	61
4.7 Condición envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas aumento 1.000 x.	61
4.8 Valores de microdureza de la matriz para cada condición.	63
4.9 Valores de microdureza del precipitado para cada condición.	64
4.10 Condición envejecida artificialmente a 187°C, huella de la indentación sobre precipitado aumento a 1.000 x.	64
4.11 Valores de dureza realizados a la aleación de aluminio AA-6061 a condición original, solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C.	66
4.12 Gráfica de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.	70
4.13 Gráfica de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas linealizadas.	71

4.14	Gráfica de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas.	73
4.15	Gráfica de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas linealizadas.	73
4.16	Gráfica de comparación de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas.	74
4.17	Gráfica de comparación de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas linealizadas.	75
4.18	Gráfica de comparación de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas con la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 8 horas.	77
4.19	Gráfica de comparación de la resistencia a la fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas con la condición envejecida artificial de 187°C durante 8 horas linealizadas.	78
4.20	Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) con aumento de 30X y Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X.	79
4.21	Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X y Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 30X.	80
4.22	Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187°C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 200X y Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177°C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 200X.	81
4.23	Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X.	82

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un ^{viii} envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

4.24 Fototomografía de la probeta envejecida a 187°C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 2000X, estudio de EDX sobre la inclusión.	82
4.25 Análisis de EDX de la condición solubilizada a 533°C durante 2 horas.	85
4.26 Análisis de EDX de la condición solubilizada a 533°C durante 2 horas	86
4.27 Análisis de EDX de la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.	87
4.28 Análisis de EDX de la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.	88
4.29 Análisis general de EDX de la muestra envejecida solubilizada durante 2 horas a 533°C.	89
4.30 Análisis general de EDX de la muestra envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.	89

Índice de tablas

4.1 Tabla comparativa de la composición química de la aleación AA-6061, resultados obtenidos en Alucasa y valores fijos por Aluminium Association.	54
4.2 Tabla del compuesto y del elemento sobrante existente entre la combinación de los rangos teóricos de Mg y Si.	56
4.3 Valores obtenidos en el ensayo de tracción para cada condición.	57
4.4 Valores de microdureza de la matriz para cada elemento en cada condición.	62
4.5 Valores de microdureza de los precipitados para cada elemento de cada condición.	62
4.6 Valores de dureza Rockwell F realizados a la aleación de aluminio AA-6061 a condición original, solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C.	65
4.7 Medición de rugosidad a la condición de 187°C.	67
4.8 Medición de rugosidad a la condición de 177°C	67
4.9 Ensayo de fatiga a la condición de 187°C.	68

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas. X

4.10 Ensayo de fatiga a la condición de 177°C.	72
4.11 Comparación de la desviación estándar entre ambas condiciones envejecidas a 177°C y 187°C.	76
4.12 Estudio de EDX en una inclusión en la zona de fractura sometida a altas cargas envejecidas artificialmente a 187°C.	83
4.13 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.	86
4.14 compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.	86
4.15 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.	87
4.16 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.	88

Introducción

La presente investigación trata de un estudio realizado al aluminio, el cual es el elemento metálico más abundante de la corteza terrestre. Sus aleaciones la componen elementos como: cobre, silicio, manganeso, magnesio, entre otros; los cuales hacen del aluminio un material de uso muy común en la industria por su alta resistencia y bajo costo comparado con otros materiales metálicos.

La aleación del aluminio AA-6061 se destaca en el grupo de las aleaciones tratadas térmicamente en donde prevalecen los elementos aleantes magnesio y silicio, lo cual hace de esta aleación una de las más utilizadas para fines estructurales de carácter general.

En esta investigación se determinará la variación de las propiedades mecánicas tales como: dureza, esfuerzo de fluencia y resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 bajo un tratamiento térmico de envejecimiento artificial a diferentes temperaturas. La descripción de esta variación está basado en la revisión y análisis de estudios previos, de documentación científica, de ensayos realizados sobre: dureza, fatiga y tracción a ciertas condiciones como son: a condición solubilizada y envejecimiento artificial (tratamientos térmicos aplicados).

Este Trabajo Especial de Grado se estructuró en cinco Capítulos, los cuales se refieren a continuación:

Capítulo 1. El Problema, contiene la descripción y formulación del problema, objetivos, justificación, alcance y limitaciones de la investigación.

Capítulo 2. Marco Teórico: contenido de los fundamentos o bases conceptuales del tópico tratados y de los antecedentes de la investigación, relacionado con el problema en estudio.

Capítulo 3. Marco Metodológico: apartado donde se describen las bases metodológicas; entre ellas el diseño de investigación, que comprende el tipo y área de investigación, además se especifica el método y cantidad de ensayos realizados, los materiales y procedimientos utilizados y las técnicas de análisis de los resultados.

Capítulo 4. Análisis de los Resultados: se muestra el análisis e interpretación de los resultados obtenidos en los ensayos realizados.

Capítulo 5. Conclusiones y Recomendaciones: que se muestran las conclusiones a las cuales llegamos con la realización de este trabajo de grado y las posibles recomendaciones que puedan ser desarrolladas en un futuro.

Como aspecto final, se encuentra contenida las referencias bibliográficas.

CAPÍTULO I

El Problema

1.1 Situación problemática

Uno de los parámetros más difíciles y más delicados para definir en un proyecto de ingeniería es sin duda la selección del material, ya que una selección errónea puede traer múltiples complicaciones, desde que la pieza falle antes de que se cumpla su vida útil o que falle una pieza de vital importancia que pueda poner en peligro vidas humanas. Por estas razones ingenieros y científicos han estudiado maneras de mejorar el comportamiento mecánico de distintos materiales para la industria en general.

El aluminio es uno de los materiales de mayor uso en la industria terrestre, marítima y aérea. Este material tiene baja densidad $2,7 \text{ gr/cm}^3$ es decir es la tercera parte de la densidad del acero, además de alta resistencia a la corrosión. Estas características permiten que los fabricantes realicen piezas de mejor calidad y pueden trabajarse con gran facilidad además que reducen los costos de manufacturas; lo cual a permitido sustituir en gran parte del mercado al acero, con dichas condiciones, se ha convertido en uno de los principales materiales ha utilizar en el diseño industrial.

Las aleaciones de aluminio se dividen en dos grandes grupos de gran importancia: para forja y para fundición, dependiendo del método de manufactura. Las aleaciones para forja que se conforman mediante deformaciones plásticas tienen composiciones y microestructuras significativamente distintas de las creadas para fundición. Las aleaciones de forja en aluminio se pueden dividir en dos subgrupos los Tratados Térmicamente y los no Tratados Térmicamente; Los Tratados Térmicamente se denotan con la letra T seguido de uno o dos dígitos, estos indican el método utilizado para conseguir las propiedades estables.

Entre las aleaciones de aluminio Tratado Térmicamente los más comunes son AA-6063, AA-7075 Y AA-6061.

El propósito fundamental de este proyecto es realizar un estudio del comportamiento de la aleación AA-6061 bajo un tratamiento térmico de envejecimiento artificial y luego sometido a fatiga, que permita determinar la resistencia de este material, mediante la evaluación de las propiedades que se generan en los ensayos efectuados. Siendo este un aspecto importante ya que permite la mejora de las aplicaciones y el perfeccionamiento de las piezas a fabricar. Además constituye un aporte significativo creando una data importante sobre el comportamiento mecánico sometido a este tratamiento térmico.

1.2 Objetivos de la Investigación

1.2.1 Objetivo General

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

1.2.2 Objetivos Específicos:

- Analizar la metalografía de la aleación AA-6061 en condición original, solubilizada y con envejecimiento artificial a 177°C y 187°C.
- Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 con envejecimiento artificial a 177°C y 187°C.
- Realizar la fractografía de la aleación AA-6061 sometido a fatiga con envejecimiento artificial 177°C y 187°C mediante el uso de un microscopio de barrido.
- Determinar la dureza y microdureza de la aleación AA-6061 en condición original, solubilizada y con envejecimiento artificial a 177°C y 187°C.
- Relacionar el comportamiento de la fatiga de la aleación AA-6061 con los resultados de metalografía, fractografía, dureza y microdureza.

1.3 Justificación

En la búsqueda de realizar piezas de mejor calidad y más económicas, los ingenieros se han dado a la tarea no sólo de mejorar los diseños y los procesos de fabricación, sino que también han estudiado los materiales con la finalidad de determinar el más indicado dependiendo de la aplicación a la cual será sometida la pieza.

El aluminio tiene un amplio campo de aplicación en la industria marítima, terrestre y aeronáutica. Es de gran utilidad estudiar las características del aluminio 6061 tratado térmicamente mediante un envejecimiento artificial y posteriormente sometido a fatiga, ya que permitirá crear una data y observar cómo se comportan las propiedades mecánicas dependiendo del tratamiento térmico de envejecimiento artificial que se le

aplique, en este estudio intervienen tanto el tiempo como la temperatura de envejecimiento.

1.4 Alcance

La siguiente investigación correspondió a la realización de ensayos a 66 probetas de las cuales 30 probetas se ensayaron en condición de envejecimiento artificial a 177°C, 30 probetas con envejecimiento artificial a 187°C, ambos ensayos se realizaron con un tiempo de envejecimiento 12 horas y fueron sometidas a fatiga; Se les realizaron a las 6 restantes ensayos de tracción 2 en condición solubilizada, 2 envejecidas a 177°C y 2 envejecidas a 187°C, con la finalidad de determinar cómo se comportó mecánicamente el material; adicionalmente a estas 66 probetas se estudio el comportamiento de 10 probetas a 187°C con un tiempo de envejecimiento de 8 horas.

1.5 Limitaciones

Para lograr llevar a cabo los objetivos de esta investigación fue necesario realizar ciertos ensayos de tracción, dureza, microdureza, rugosidad, fatiga y fractografía pero los equipos para realizar dichos ensayos se encuentran en el Laboratorio de Materiales y Proceso de Fabricación de la Universidad de Carabobo, la cual cuenta con una limitante de tiempo debido a la gran demanda estudiantil

1.6 Antecedentes de la Investigación

Se procedió a realizar una revisión bibliográfica de aquellos trabajos relacionados con respecto al estudio de la aleación del aluminio AA-6061 a través de ensayos, que sirvieron de base referencial para el desarrollo de la

investigación. Entre las investigaciones que fungen como antecedentes al presente estudio se encuentran las siguientes:

Pereira (2.007), en su trabajo titulado **COMPORTAMIENTO MECANICO A TORSION DE LA ALEACION AA-6061 TRATADA TERMICAMENTE**. Esta tuvo como finalidad determinar los comportamientos mecánicos de los materiales no ferrosos.

En esta se le aplicó a la probeta de aluminio tres diferentes tipos de tratamientos térmicos los cuales son: Recocido (O), Envejecimiento Natural (T4) y Envejecimiento Artificial (T6). Las probetas eran macizas de sección transversal cilíndricas y de extremos rectangulares para facilitar el agarre entre la mordaza y la probeta al momento de hacer el ensayo a torsión, la velocidad de giro se mantuvo constante durante todo el ensayo y fue una revolución por minuto a partir de esto se obtuvieron las curvas de esfuerzo al corte Vs deformación angular al corte para cada tratamiento térmico. Luego de realizar los ensayos de tracción y torsión se compararon los resultados obtenidos en ambos ensayos, obteniendo así la relación experimental entre el esfuerzo de fluencia a tracción y el esfuerzo de fluencia al torque en torsión.

Esta analogía disminuyen en magnitud con la aplicación de los tratamientos térmicos de endurecimiento, esto nos arroja un punto de referencia sobre los resultados que debemos obtener al finalizar nuestros ensayos.

Se relaciona con este trabajo de investigación, en aspectos de mejorar las condiciones del aluminio aplicando envejecimiento artificial y ensayos de tracción a las probetas que además son igualmente maciza, utilizando dicha información como datos de referencias.

Forn, A., Baile, M., (2002), En su trabajo titulado **OPTIMIZACION DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO EN MATERIALES COMPUESTOS BASE ALUMINIO**. Esta tuvo como finalidad la selección de las temperaturas de solubilización y de envejecimiento artificial para la aleación AA-6061.

Para lograr este resultado se realizaron pruebas para diferentes condiciones de temperatura, tiempo y posteriores tratamientos de envejecimiento artificial. Para determinar las condiciones óptimas del tratamiento térmico se recurrió al análisis de los resultados de dureza y ultramicrodureza para cada material. Este ensayo arrojó que el máximo endurecimiento se alcanza entre 6 y 10 horas para una solubilización de 560°C durante 2 horas y una temperatura de envejecimiento de 175°C.

Su aporte con la investigación es que en ambas se busca mejorar las condiciones del aluminio AA-6061 aplicando envejecimiento artificial y nos sirve de comparación en cuanto a los resultados de los ensayos.

Díaz, (2007), en su trabajo titulado **ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE LA ALEACION AA-6061 SOMETIDA A ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL**, esta tuvo como finalidad el estudio de la aleación del aluminio AA-6061 ensayando con fatiga.

Se estudiaron setenta probetas de fatiga sin concentrador de esfuerzo distribuida en tres condiciones envejecidas durante tres horas, durante una hora y sin tratar térmicamente; en el caso de fatiga fueron aplicados seis niveles de esfuerzos para esto se determinó el método de la escalera. El resultado más importante que se obtuvo que al aplicar una carga entre 130 y 150Mpa, la condición original resiste un 43% de la resistencia a la fatiga para

la aleación envejecida durante tres horas y un 79% en la condición de envejecimiento durante una hora.

Este trabajo nos brinda la metodología del trabajo para la obtención del endurecimiento, además nos da una referencia en cuanto a los resultados que debemos esperar.

Katsuyoshi, K., Ritsuko, T., y Eiji, Y., (2005) en una investigación titulada **TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM MATRIX COMPOSITE ALLOYS DISPERSED WITH Mg₂Si PARTICLES**, debido a que las aleaciones de magnesio tienen una baja resistencia al desgaste producto de su baja dureza, esta investigación estudió el comportamiento de las aleaciones de aluminio de magnesio con Mg₂Si, estos precipitados de Siliciuro de Magnesio Mg₂Si aumenta la dureza del material, comparada con la de los aceros, pero con un menor peso. Esta investigación nos aportó el valor de microdureza del precipitado de Mg₂Si, estos valores nos sirven como referencia para nuestros ensayos.

Ipohorski, M., (2004), realizó una publicación en la revista SAM de la asociación Argentina de materiales denominada **FRACTOGRAFIA ELECTRÓNICA: SU CONTRIBUCIÓN AL ANÁLISIS DE FALLAS**, en esta publicación se observa la micrografía electrónica de barrido la cual permite observar la superficie de fractura a altas magnificaciones, esta es una herramienta muy valiosa para científicos e ingenieros de los materiales. Este estudio nos permitió identificar las principales características de la superficie dúctil y frágil, tal como se observó en el microscopio de barrido, así como también la contribución de la fractografía electrónica en la superficie de fractura.

CAPÍTULO II

Marco Teórico

2- Bases Teóricas

2.1- El Aluminio:

El elemento metálico más común encontrado en la superficie terrestre es el aluminio, es un metal no ferroso de símbolo Al y número atómico 13, constituye el 8% de la porción sólida de la corteza terrestre, y se encuentra presente en la mayoría de las rocas.

En 1807 Humphrey Davy propuso el nombre aluminum, pero más tarde decidió cambiarlo por aluminium por coherencia con la mayoría de los nombres de elementos que usan el sufijo -ium. El aluminio metálico fue obtenido de forma pura por primera vez en 1825 por Oersted, quien calentó el cloruro de aluminio con una amalgama de potasio y mercurio siendo el principal inconveniente para su obtención la elevada cantidad de energía eléctrica que requiere su producción.

En 1886, Charles Hall produjo el primer aluminio por el proceso actual, a gran escala; esto es la electrólisis de la alumina en un baño de criolita fundida. En 1893, la producción de aluminio había aumentado ya tan rápidamente por el método de Hall que el precio se había desplomado hasta

4,40 dólares el Kg. La industria creció en forma segura, basada firmemente en los mercados nuevos y en aumentos creados, sobre todo, por sus propios estudios sobre las propiedades del aluminio y las rutas de consumo económico de este nuevo metal.

Según lo señalado, por Hufnagel, (1992), el aluminio es un metal no ferroso de gran importancia, dada su combinación poco usual de ligereza y resistencia por lo que tiene muchos usos en los que otros metales no son adecuados. El aluminio tiene buena conductividad térmica y también tiene una alta ductilidad a temperaturas elevadas y por lo general esta aleado con otros metales como son: Mg, Zn, Si, Cr y Mn, lo que permite que aumente su utilidad.

2.2 - Aplicaciones del aluminio en el área automotriz:

Se usan en la industria del transporte de carrocerías, tanques o escaleras; son ideales para la fabricación de carros de ferrocarril de trenes urbanos y en general para aplicaciones estructurales.

El aluminio es un elemento ideal para el transporte gracias a que es ligero, fuerte y fácil de moldear. El gasto inicial de energía es totalmente recuperable ya que el vehículo ahorrará gran cantidad de combustible y requerirá menor potencia para desplazarse, también reduce ruido y vibraciones. Gracias al aluminio muchas partes de los vehículos son recicladas, además, el aluminio adsorbe energía cinética lo cual evita, que en un accidente, la reciban los pasajeros.

El aluminio no se oxida como el acero; esto significa que los vehículos, en zonas climatológicas de gran humedad tengan una vida mas larga. Los

autos con cuerpos de aluminio duran de tres a cuatro veces más que los que tienen chasis de acero.

Al aplicarle tratamientos térmicos a las aleaciones de aluminio estas adquieren ciertas propiedades que permiten mejorar la resistencia, al ser comparada la resistencia adquirida por el aluminio con la resistencia del acero resulta que su comportamiento es muy similar, la cual permite un mayor uso y aplicación de este elemento en diferentes áreas.

2.3 - Aleaciones de Aluminio

Según Hufnagel, (1992), Las aleaciones de aluminio son aleaciones obtenidas a partir de aluminio y otros elementos, generalmente cobre, zinc, manganeso, magnesio o silicio, las cuales forman parte de las aleaciones ligeras, con una densidad mucho menor que la de los aceros, pero no tan resistente a la corrosión como el aluminio puro. Los aleantes del aluminio tienen como objetivo fundamental mejorar la dureza y la resistencia del aluminio ya que en estado puro es un metal muy blando.

2.4 - Aportaciones de los elementos aleantes:

Cromo (Cr): Aumenta la resistencia mecánica cuando esta combinado con otros elementos Cu, Mn, Mg.

Cobre (Cu): Incrementa las propiedades mecánicas pero reduce la resistencia a la corrosión

Hierro (Fe): Incrementa la resistencia mecánica

Magnesio (Mg): Tiene alta resistencia tras el conformado en frío

Manganeso (Mn): Incrementa las propiedades mecánicas y reduce la calidad de embutición

Silicio (Si): Combinado con Mg tiene mayor resistencia mecánica

Titanio (Ti): Aumenta la resistencia mecánica

Zinc (Zn): Reduce la resistencia a la corrosión

2.5 - Aleaciones Normalizadas:

El autor Baile, (2005) señala que: Las aleaciones de aluminio forjado se dividen en dos grandes grupos, las que no reciben tratamiento térmico y las que reciben tratamientos térmicos que además se designan con un número de 4 dígitos de acuerdo con el sistema adoptado por la Aluminium Association. El primer dígito indica el tipo de aleación, de acuerdo con el elemento principal, el segundo indica las aleaciones específicas en la aleación, los dos últimos indican la aleación específica de aluminio o la pureza de éste.

2.5.1 - Aleaciones de aluminio forjado sin tratamiento térmico:

Las aleaciones que no reciben tratamiento térmico solamente pueden ser trabajadas en frío para aumentar su resistencia. Hay tres grupos principales de estas aleaciones según norma AISI-SAE que son los siguientes:

Aleaciones 1xxx. Son aleaciones de aluminio técnicamente puro, al 99,9% siendo sus principales impurezas el hierro y el silicio como elemento aleante. Se le aporta un 0,12% de cobre para aumentar su resistencia. Tienen una resistencia aproximada de 90MPa. Se utilizan principalmente para trabajos de laminados en frío.

Aleaciones 3xxx. El elemento aleante principal de este grupo de aleaciones es el manganeso (Mn) que está presente en un 1,2% y tiene como objetivo reforzar al aluminio. Tiene una resistencia aproximada de 110MPa en condiciones de recocido. Se utilizan en componentes que exijan buena mecanibilidad.

Aleaciones 5xxx. En este tipo de aleaciones el magnesio es el principal componente aleante su aporte varía del 2 al 5%. Esta aleación se utiliza para conseguir reforzamiento en soluciones sólidas. Tiene una resistencia aproximada de 193MPa en condiciones de recocido.

2.5.2 - Aleaciones de aluminio forjado con tratamiento térmico:

Algunas aleaciones pueden reforzarse mediante tratamiento térmico en un proceso de precipitación. El nivel de tratamiento térmico de una aleación se presenta mediante la letra T seguida de un número, hay tres grandes grupos de este tipo de aleaciones.

Aleaciones 2xxx. El principal aleante de este grupo de aleaciones es el cobre (Cu), aunque también contienen magnesio Mg. Estas aleaciones con un tratamiento T6 tiene una resistencia a la tracción aproximada a 442MPa y se utiliza en la fabricación de estructuras de aviones.

Aleaciones 6xxx. Los principales elementos aleantes de este grupo son magnesio y silicio. Con unas condiciones de tratamientos térmicos T6 alcanza una resistencia a la tracción de 290MPa y es utilizada para perfiles y estructuras en general.

Aleaciones 7xxx. Los principales aleantes de este grupo de aleaciones son zinc, magnesio y cobre. Con un tratamiento T6 tiene una resistencia aproximada de 504MPa y se utiliza para fabricar estructuras de aviones.

2.6 - Aleaciones de Aluminio para fundición

Según Baile, (2005), las aleaciones de aluminio para fundición han sido desarrolladas debido a que proporcionan calidades de fundición idóneas, como fluidez y capacidad de alimentación, así como valores optimizados para propiedades como resistencia a la tensión, ductilidad y resistencia a la corrosión. Difieren bastante de las aleaciones para forja. El silicio en un rango entre el 5 al 12 % es el elemento aleante más importante porque promueve un aumento de la fluidez en los metales fundidos. En menores cantidades se añade magnesio, o cobre con el fin de aumentar la resistencia de las piezas.

Las aleaciones de aluminio son fundidas principalmente por tres procesos: fundición de arena, molde permanente y fundición en coquilla. Existen seis tipos de aleaciones de aluminio para la fundición como son:

- Aluminio – Cobre.
- Aluminio – Silicio.
- Aluminio – Zinc – Magnesio.
- Aluminio – Cobre – Silicio.
- Aluminio – Magnesio.
- Aluminio – Estaño.

2.7 Principales propiedades mecánicas del aluminio 6061 bajo T6.

- Resistencia a la tensión: 310,26 MPa
- Resistencia a la elongación : 275,79 MPa
- Dureza : 95 Brinell
- Conductividad térmica 4 veces mayor a la del acero.
- Excelente maquinabilidad.
- Altas propiedades mecánicas.
- No necesita tratamientos superficiales.
- Más ligero que el acero.

2.8 - Tratamiento Térmico:

Refiere Rodríguez, (2005), que: “para obtener las propiedades óptimas del aluminio y sus aleaciones, generalmente es necesario someterlas a tratamientos térmicos.”

Se puede decir que un tratamiento térmico es un proceso industrial de mejora de propiedades mediante el control de las temperaturas, los tiempos de permanencia y las velocidades de enfriamiento. Cuando se aplica a aleaciones de aluminio, el término tratamiento térmico se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de forja o de moldeo endurecibles por precipitación.

Para determinar el tiempo que tarda la pieza en calentarse hasta su centro geométrico se utilizan ecuaciones de transferencia de calor como las siguientes:

$$-\psi_{,t} = Ln * \frac{(T - T_{\infty})}{(T_0 - T_{\infty})} \quad \text{Si Bi} < 0,1 \quad (2.1)$$

$$Bi = \frac{h * L_C}{k} \quad (2.2)$$

$$L_C = \frac{\text{Volumen}}{A.\text{Superficial}} \quad (2.3)$$

$$h = \frac{N_{UD} * K_{AIRE}}{D} \quad (2.4)$$

$$\psi = \frac{h * A}{m * C_e} \quad (2.5)$$

$$T = \frac{25 + 273 + 543 + 273}{2} = 557K$$

Propiedades del aire a temperatura promedio T

K=0,0422 W/mK

Pr=0,69

v = 47,2E-6 m²/s

$$Ra = \frac{\beta \Delta g D^3 Pr}{v^2}$$

$\Delta = (543 - 25)K = 518K$

D = 6,35E-3 m

$$R_{aD} = \frac{(1 / 557K)(518K)(9,81 \text{ m}^2 / \text{s}) (0,0127\text{m})^3 (0,69)}{(47,2E - 6 \text{ m}^2 / \text{s})^2}$$

$R_a = 5787,88$

$$N_u = 0,36 + \frac{0,518R_a^{1/4}}{\left[1 + \left(0,559 / Pr \right)^{9/16} \right]^{4/9}} \quad (2.6)$$

Sustituyendo los valores en la ecuación (2,6) se tiene:

$$N_u = 3,7663$$

$$h = \frac{N_u K_{aire}}{D}$$

$$h = \frac{(3,7663)(0,0422)}{0,0127}$$

$$h = 12,57 \text{ Kw/m}^2\text{K}$$

$$C_e = 2420 \text{ Kj / m}^2\text{K}$$

$$m = \rho V$$

$$m = \left(27 \frac{\text{Kg}}{\text{m}^3} \right) (0,02760 \text{m}^3) = 0,7454 \text{Kg}$$

$$A = 0,02760 \text{ m}^2$$

Sustituyendo los valores en la ecuación (2,5) se tiene:

$$\varphi = 6,5041E - 5s$$

$$\text{Con } T = 533^\circ\text{C}, T_o = 25^\circ\text{C}, T_{\infty} = 543^\circ\text{C}$$

Sustituyendo los valores en la ecuación 3.1 y despejando t se obtiene:

$$t = 94,40 \text{ minutos.}$$

Donde:

- A = Área Superficial.
- m = Masa.
- C_e = Calor Especifico.
- h = Coeficiente de convección.
- Bi = Numero de Biot.
- k = Conductividad térmica.
- Nud = Numero de nusselt para convección natural de un cilindro en posición horizontal.
- T_o = 27°C
- T_∞ = 543°C
- T = 533°C

2.8.1- Designaciones por Condiciones de Tratamiento Térmico

Según Rodríguez, (2005), La W y la T son designaciones que se aplican a las aleaciones de aluminio forjadas y fundidas que son termotratables (es decir, las que se endurecen por tratamiento térmico o procesamiento térmico). La W indica una condición inestable y ordinariamente no se utiliza. La designación T va seguida de un número, del 1 al 10, que indica el procesamiento aplicado a la aleación forjada o fundida. A continuación se exponen las designaciones de temple con explicaciones breves de los procesamientos:

- T1, enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad.
- T2, enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad.
- T3, térmicamente tratado por disolución, trabajado en frío y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad.
- T4, térmicamente tratado por disolución y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad.
- T5, enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y envejecido de una forma artificial.
- T6, térmicamente tratado por disolución y envejecido en forma artificial.

Esta designación se aplica a productos que no se trabajan en frío después de un tratamiento térmico por disolución, y cuyas propiedades mecánicas, o su estabilidad dimensional, o ambas cosas, han sido mejoradas en grado importante por envejecimiento artificial (esto es, endurecimiento por

precipitación a temperaturas superiores al ambiente). Esta designación también se aplica en productos en los que los efectos del trabajo en frío impartido por aplanado o rectificado no se tienen en cuenta en los límites de propiedades específicas.

- T7, térmicamente tratado por disolución y sobreenvejecido o estabilizado.
- T8, térmicamente tratado por disolución, trabajado en frío y envejecido de forma artificial.
- T9, térmicamente tratado por disolución, envejecido artificialmente y trabajado en frío.
- T10, enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y envejecido en forma artificial.

Las características mecánicas de un material dependen tanto de su composición química como de la estructura cristalina que tenga. Los tratamientos térmicos modifican esa estructura cristalina sin alterar la composición química, dando a los materiales unas características mecánicas concretas.

2.8.2 - Endurecimiento por Envejecimiento

Sobre este punto Baile, (2008), plantea que el endurecimiento por envejecimiento, es el tratamiento térmico más importante que se aplica a las aleaciones de aluminio. Este tratamiento eleva notablemente la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio endurecibles por tratamiento térmico. Se produce por una secuencia de transformaciones de fase que conducen a una dispersión uniforme de precipitados coherentes de tamaño fino en una matriz más blanda y dúctil. Se conocen dos tipos de envejecimiento, artificial y natural; el envejecimiento artificial se produce al calentar el material para

producir la precipitación. El envejecimiento natural se produce a temperatura ambiente, este requiere de largos periodos de tiempo para alcanzar la resistencia máxima. Sin embargo, la resistencia máxima es superior al obtenido en el envejecimiento artificial, y no ocurre sobre-envejecimiento. La evolución microestructural en el endurecimiento por envejecimiento artificial, en una aleación *A-B*, se divide en tres pasos:

2.8.2.1- Tratamiento por solubilización:

En este tratamiento, primero se calienta la aleación por encima de la temperatura del *solvus* y se mantiene así hasta que se produzca una solución sólida 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.

2.8.2.2- 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 que contiene un exceso de β y que no es una estructura en equilibrio; es una estructura meta estable.

2.8.2.3- Envejecimiento:

Es la tercera etapa básica del proceso del endurecimiento por envejecimiento en donde la solución α sobresaturada se calienta a una temperatura por debajo de la del *solvus*. A esta temperatura de envejecimiento, los átomos sólo pueden difundirse a cortas distancias. Debido que la solución α sobresaturada es metaestable, los átomos de β 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 $\alpha + \theta$. De esta manera se produce la fase θ en forma de partículas ultra finas de precipitado de segunda fase uniformemente dispersas.

Al envejecimiento de la aleación a temperatura ambiente se le denomina envejecimiento natural, mientras que al envejecimiento a elevadas temperaturas se le denomina envejecimiento artificial. La mayoría de las aleaciones requieren envejecimiento artificial y la temperatura de dicho envejecimiento, usualmente se encuentra entre el 15% y el 25% (aproximadamente) de la diferencia de temperatura entre la temperatura ambiente y la temperatura de termotratamiento de la solución.

2.9 Grupo Al-Si-Mg

Con la adición de pequeños porcentajes de Mg, las aleaciones Al-Si consiguen valores de resistencia y dureza considerablemente mayores y mejoran la maquinabilidad. El tratamiento térmico tiene lugar sobre la pieza moldeada antes de ser mecanizada.

El conocimiento de los límites de solubilidad en este sistema aleado tiene gran importancia debido al hecho de que en estado sólido se produce una notable disminución de la solubilidad del soluto con la temperatura, esta permite que las aleaciones sean susceptibles a tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas.

Las aleaciones de aluminio 6061 están compuestas básicamente por Si (6,5-7,5%) y Mg (0,2-0,6%) y se corresponde con la AC- $AlSi_7Mg$. Son aleaciones comunes para la fundición, con buenas características de colada y buenas propiedades mecánicas, aceptable maquinabilidad y con posibilidades de ser tratadas térmicamente.

El Si se adiciona a las aleaciones de fundición para mejorar las condiciones de colada. El límite elástico y la resistencia a tracción se ven poco afectados con el incremento de silicio, pero la ductilidad del material decrece al aumentar el porcentaje de fase eutéctica.

El Mg se adiciona para producir la formación de precipitados coherentes precursor del componente intermetálico Mg_2Si . El grado de endurecimiento depende de la cantidad de elementos endurecedores en solución sólida y de su forma de precipitación. El Fe reacciona con el Al, Si y Mg para formar intermetálicos insolubles que actúan en detrimento de la resistencia y la ductilidad del material. La cantidad de Mg disponible para el endurecimiento por envejecimiento decrece con la precipitación de intermetálicos de Fe.

En la fig. 2.1 se muestra el diagrama de equilibrio Al-MgSi, el cual es conocido también como el diagrama Pseudobinario; la letra B se encuentra

ubicado en un fase β donde el Mg y el Si se encuentran dispersos en la matriz de forma sólida, al producirse el temple (enfriamiento rápido) la probeta se encuentra en una solución sobresaturada la cual no permite la formación de precipitados, al calentar nuevamente hasta una temperatura inferior a la línea de solvus durante un tiempo determinado (envejecimiento artificial), denotadas con las letras E, D se forman precipitados de siliciuro de magnesio Mg_2Si junto a la presencia de la fase β . El valor máximo de %WMg₂Si es a 1,85 debido a que para un valor mayor nos encontramos con β + líquido.

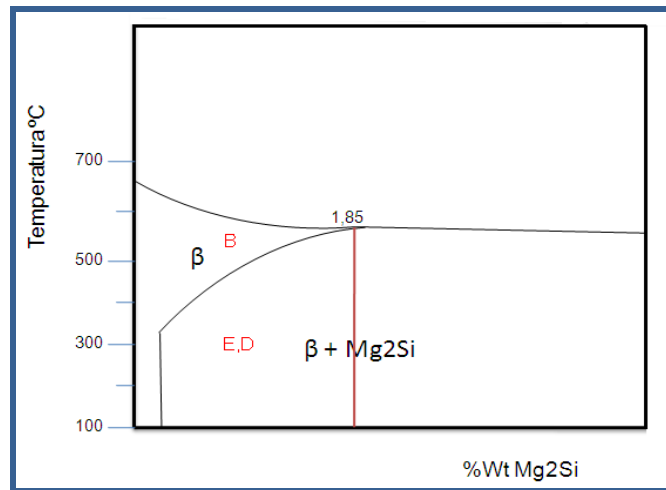


Fig. N° 2.1 Diagrama de Equilibrio Al-MgSi

2.10 - Ensayos de los Materiales:

García, (2004), establece que el ensayo de los materiales se logra determinar los valores de resistencia, verificar las propiedades y establecerse el comportamiento de aquellos bajo la acción de las influencias externas. El factor económico juega un rol de importancia en el campo de la fabricación en general, imponiendo un perfecto conocimiento de los materiales a utilizar, de manera de seleccionarlos para cada fin y poder hacerlos trabajar en el límite

de sus posibilidades, cumpliendo con las exigencias de menor peso, mejor calidad y mayor rendimiento.

En los ensayos físicos se determinan generalmente la forma y dimensiones de los cuerpos, su peso específico y densidad, contenido de humedad, etc., y en los mecánicos la resistencia, elasticidad y plasticidad, ductilidad, tenacidad y fragilidad, etc.

2.11 - Ensayo de Dureza Rockwell:

El ensayo de dureza Rockwell constituye el método más usado para medir la dureza debido a que es muy simple de llevar a cabo y no requiere conocimientos especiales. Se pueden utilizar diferentes escalas que provienen de la utilización de distintas combinaciones de penetradores y cargas, lo cual permite ensayar virtualmente cualquier metal o aleación desde el más duro al más blando.

Se aplica a materiales más duros que la escala Brinell. En este ensayo se usan penetradores de carburo de tungsteno como bolas de 1/16 de pulgada, 1/8, 1/4 y 1/2 de pulgada, este último para materiales más blandos y un cono de diamante cuyo ángulo en la base es de 120°.

2.11.1- Conversión de la Dureza

Siguiendo con lo planteado por Baile, (2008), con respecto a la conversión de la dureza, considera que sería interesante y muy conveniente disponer de métodos para convertir la dureza de una escala a otra. Sin embargo, puesto que la dureza no es una propiedad del material muy bien

definida, y debido a las diferencias experimentales de cada técnica, no existe un método general para convertir las durezas de una escala a otra. Los datos de conversión han sido determinados experimentalmente y se ha encontrado que son dependientes del tipo de material y de las características. La escala de conversión más fiable que existe es la que corresponde a aceros, cuyos datos se representan en la figura 2.2 para las durezas Knoop, Brinell y de las dos escalas Rockwell; también se incluye la escala de Mohs.

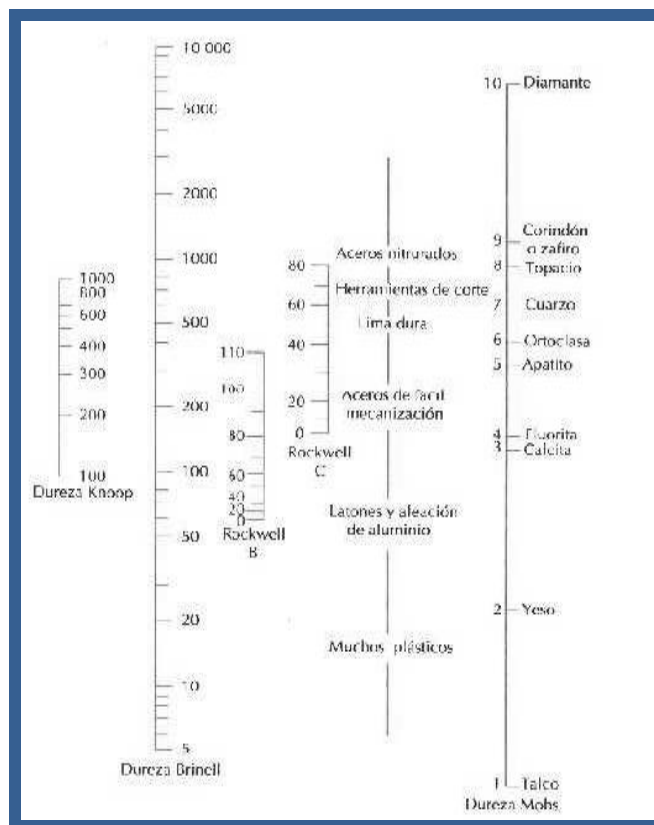


Fig. N° 2.2 Conversión de la Dureza (Callister. 1995)

2.12 - Ensayo de tracción:

El ensayo de tracción de un material consiste en someter a una probeta normalizada realizada con dicho material a un esfuerzo axial de tracción

creciente hasta que se produce la rotura de la probeta. Este ensayo mide la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente. Las velocidades de deformación en un ensayo de tensión suelen ser muy pequeñas ($\dot{\epsilon}=10^{-4}$ a 10^{-2} s⁻¹).

Los significantes valores característicos que se obtienen en el ensayo de tracción para juzgar las propiedades resistentes de los materiales metálicos en general, son aplicables a los materiales de aluminio. Generalmente estos valores son el límite elástico 0,2%, la resistencia máxima a la tracción, el alargamiento a la rotura, así como la estricción de ruptura.

En general, la resistencia aumenta con el aumento en elementos de aleación. Los dominios de la resistencia en cada aleación surgen, ante todo, como consecuencia de los aumentos de resistencia que se consiguen por deformación en frío o endurecimiento por tratamiento térmico. Los distintos elementos de aleación actúan de modo muy diferente en cuanto al aumento de resistencia.

Al aumentar la resistencia, aumenta el límite 0,2% a una velocidad mayor que la resistencia a la tracción, independientemente del mecanismo que motive el aumento de la resistencia. Este aumento se nota especialmente cuando el aumento de resistencia tiene lugar por deformación en frío. En general no se desean altas relaciones entre los límites elásticos (límite 0,2% y resistencia máxima) ya que expresan un comportamiento relativamente quebradizo del material, razón fundamental por la que no se puede aumentar de forma arbitraria la resistencia de un material metálico como se observa en la figura 2.3.

Para determinar las propiedades mecánicas de resistencia se emplearon las siguientes ecuaciones:

$$e = \frac{(I_f - I_o)}{I_o} \quad (2.7)$$

$$\sigma_i = \frac{P}{A_o} \quad (2.8)$$

$$\sigma_r = \sigma_i(1+e) \quad (2.9)$$

$$\varepsilon = Ln(1+e) \quad (2.10)$$

Donde:

σ_i .: Esfuerzo Ingenieril

P .: Carga

A_o .: Area Inicial

e .: Deformacion Ingenieril.

I_o .: Longitud Inicial.

ε .: Deformacion Real.

I_f .: Longitud Final.

σ_r .: Esfuerzo Real.

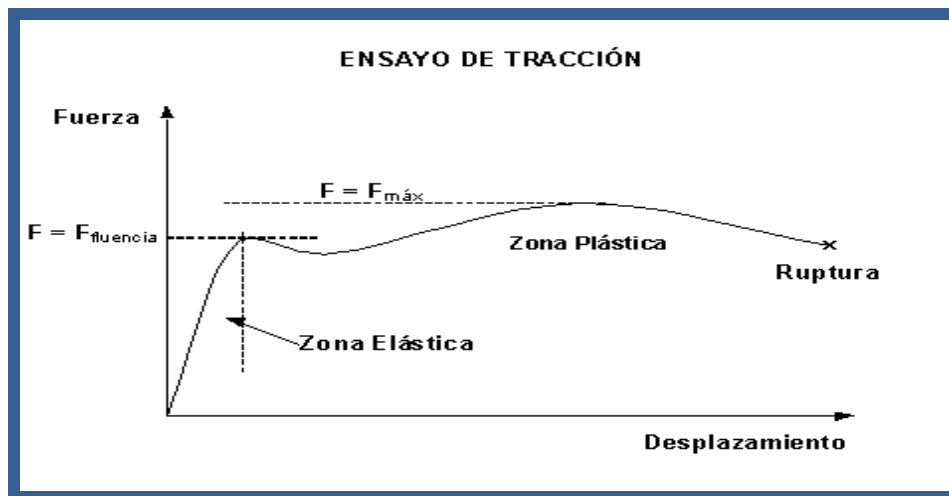


Fig. N° 2.3 Curva de tracción de la aleación de aluminio (Callister. 1995)

2.13 Fractura

La fractura de materiales es casi siempre un hecho indispensable, las que influyen: la seguridad de vidas humanas, perdidas económicas, y la interferencia con la disponibilidad de productos y servicios.

Las típicas clases de Fractura son: fractura dúctil, fractura frágil, fractura por fatiga y fracturas debido al medio ambiente.

- Fractura Frágil

La fractura frágil contempla una particularidad de los materiales que tienen estructura cristalina cúbica de cuerpo centrado (BCC) y hexagonal. Estos materiales tienen suficiente ductilidad alrededor de la temperatura ambiente, pero se vuelven frágiles como un vidrio o un cerámico a bajas temperaturas. Este fenómeno se llama fractura frágil.

- Fractura Dúctil

La fractoténacidad de un material está relacionada con su capacidad de deformar plásticamente y absorber energía durante el proceso de fractura por el mecanismo de deslizamiento de dislocaciones. Esta deformación plástica puede variar con cada microestructura y estado de tensiones, pero en todos los casos presenta una superficie de fractura fácilmente reconocible mediante las técnicas fractográficas modernas

La fractura dúctil ocurre bajo una intensa deformación plástica. Pueden reconocerse tres estados distintos en la fractura dúctil: la muestra forma un cuello y se forman cavidades dentro de la región de estrangulamiento otros estado es cuando las cavidades en el cuello se fusionan en una grieta en el centro de la muestra en una dirección perpendicular a la tensión aplicada

y por ultimo cuando la grieta se acerca a la superficie, la dirección de la grieta cambia a 45° respecto del eje de tensión y resulta una fractura de cono y embudo.

- Fractura por clivaje

El clivaje es el mecanismo responsable de la mayoría de las roturas rápidas. Se produce por la separación de planos cristalográficos bien definidos, característicos de cada estructura. En materiales policristalinos las superficies de fractura originadas por clivaje están constituidas por facetas planas, cada una de ellas correspondiente a una familia de planos de clivaje de los granos cristalinos. La alta reflectividad óptica de estas facetas es la que caracteriza macroscópicamente una fractura frágil.

2.14 - Ensayo de Fatiga:

Una de las causas más comunes de falla de los materiales, se debe a la Fatiga del material. Los materiales sometidos a cargas fluctuantes o repetidas tienden a desarrollar un comportamiento característico que difiere fundamentalmente del comportamiento bajo cargas constantes. Este “comportamiento diferente” se llama Fatiga.

En consecuencia, se puede llamar fatiga al “fenómeno que afecta la resistencia de las piezas cuando se las somete a un número más o menos grande de solicitaciones repetidas de una cierta amplitud”. La idea clave es que la solicitación (carga o deformación) debe variar en el tiempo para obtener fatiga como posible causa de falla. Podemos definir a la fatiga de los materiales como el “deterioro que se desarrolla bajo la acción de ciclos repetidos de carga o deformación de cierta amplitud, en una determinada pieza”; este deterioro se manifiesta en fisuración y eventualmente rotura.

Es sabido que un material sometido a tensiones repetidas o fluctuantes fallará a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la fractura con una sola aplicación de carga. Esto se debe a la Fatiga, que se produce principalmente tres efectos: pérdida de resistencia, pérdida de ductilidad, y aumento en la incertidumbre en cuanto a la resistencia y a la duración (vida en servicio) del material.

El autor Callister, (1995), expresa que las Normas ASTM definen a la fatiga como: “Término general usado para describir el comportamiento de materiales sometidos a ciclos repetidos de tensión o deformación que ocasiona un deterioro del material que causa una fractura progresiva”. Las fracturas que resultan de la fatiga están entre las más difíciles de prever debido a la dificultad de reconocer las condiciones que las producen. La fatiga puede ocurrir a tensiones dentro del rango elástico; a veces ocurre bajo cargas intermitentes que a primera vista no parecen haberse repetido un número suficiente de veces como para causar fatiga.

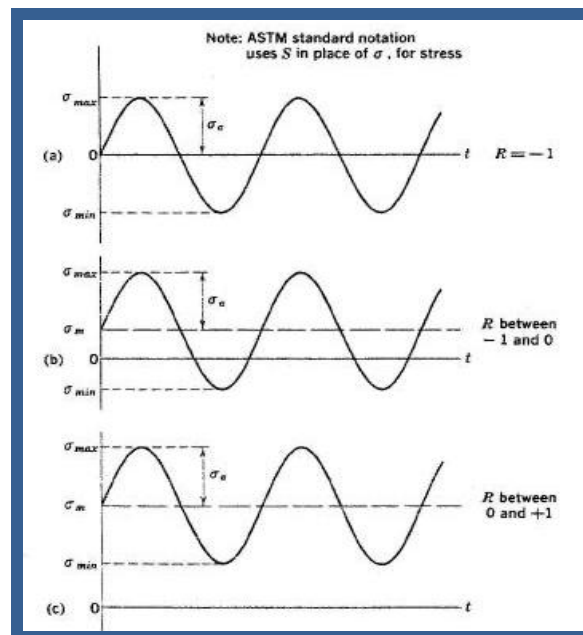


Fig. N° 2.4 Variación de la tensión con las cargas de fatiga (Callister.1995)

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, como se observa en la figura 2.5 las cuales 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):** 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 son 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.

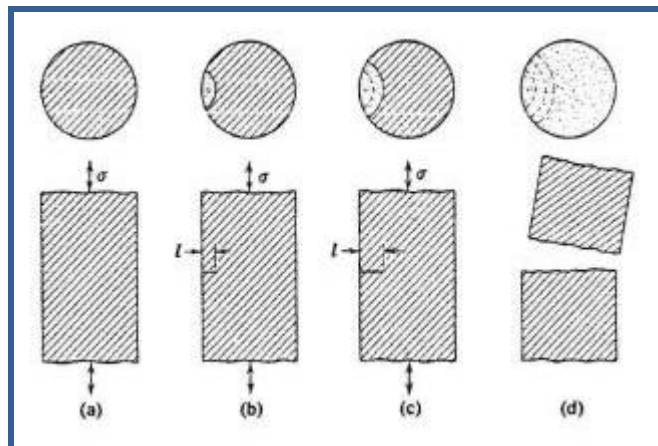


Fig. N° 2.5 Evolución de la falla (Callister. 1995)

La superficie de la fractura tiene dos zonas características:

- **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 cierto momento de su desarrollo, sin embargo, coalescen quedando estas líneas radiales como huellas de las diferencias de nivel iniciales.

- **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 sano, demasiado pequeño para aguantar un ciclo más de sollicitación, que termina rompiéndose frágilmente.

La amplitud de la tensión varía alrededor de un valor medio σ_m , definido como el promedio de las tensiones máximas y mínimas en cada ciclo, esta se puede calcular a partir de la ecuación 2.10:

$$\sigma_M = \frac{\sigma_{\min} + \sigma_{\max}}{2} \quad (2.10)$$

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (2.11)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (2.12)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.13)$$

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

2.14.1- Diagrama Tensión - Número de Ciclos (s-n):

El diagrama s-n es la forma fundamental de representar los datos de la duración de una probeta a la fatiga, ilustra la variación de vida media en fatiga con la tensión. Se la suele llamar curva de fatiga o curva S-N (Stress-Number of Cycles (N)), e indica la duración de la probeta expresada en números de ciclos hasta la rotura para la máxima tensión aplicada como se indica en la figura 2.6.

Representa en ordenadas las tensiones máximas que producen la rotura por fatiga; y en abscisas, su duración en ciclos (suele representarse log N en lugar de N). Proviene de someter a ensayos una serie de probetas para determinar el número de ciclos (N) que soporta el material a distintos esfuerzos, es un modelo simplificado de la manera en que trabaja una pieza bajo cargas de fatiga en general.

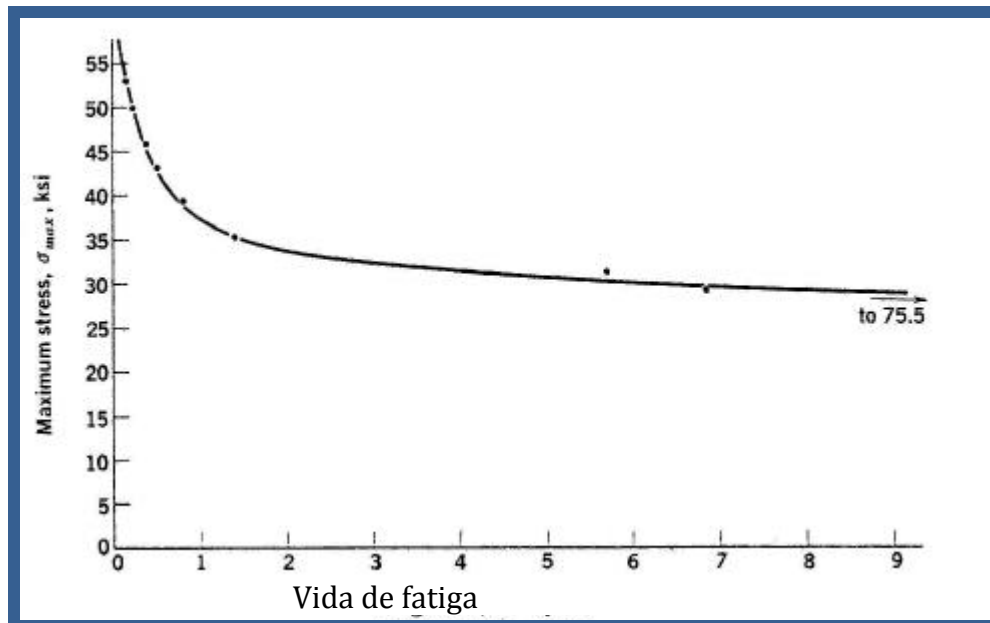


Fig. N° 2.6 Diagrama Tensión vs Numero de Ciclos (Callister. 1995)

En esta curva pueden distinguirse 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.

De todas maneras la porción inferior tiende hacia la horizontal, y en ciertos materiales realmente llega a ser horizontal para todos los propósitos prácticos. Cuando la curva S-N se acerca asintóticamente a la horizontal, la tensión correspondiente suele llamarse límite de aguante o duración, y la vida en fatiga a tensiones más bajas se presume ser infinita.

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 (fatigue limit), valor por debajo del cual se presume que el material durará un número infinito de ciclos sin romper.

Debido a estas características el Límite de Fatiga (sf) 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.

2.14.2- Factores que afectan a la fatiga:

Estos factores se pueden clasificar en dos grandes grupos: factores externos y factores internos, a continuación se describen unos de los más importantes.

- **Factores externos:**

Ambiente: El ambiente al cual se encuentra expuesto el material también tiene que tomarse en cuenta. Este puede ser un ambiente inerte como el vacío; la situación más común es que el ambiente de servicio sea moderadamente corrosivo como el aire o muy corrosivo como el agua de mar. Entre más corrosivo sea el medio, menor resistencia a la fatiga y para ambientes muy agresivos el límite de fatiga desaparece.

Temperatura: la temperatura es un factor que varía las propiedades mecánicas de cualquier material en general, el aumento de temperatura favorece la deformación plástica y las temperaturas bajas favorecen la fractura.

Estado superficial: el estado de la superficie determina la facilidad con que se inician las grietas y la magnitud de la concentración de esfuerzos, entre más rugosa sea la superficie del material; menor será la resistencia a la fatiga.

- **Factores internos:**

Microestructura: la microestructura de un material determina las propiedades mecánicas del mismo, por lo que a su vez también determina el modo de deformación plástica que ocurre en la punta o inicio de la grieta, la trayectoria de la fractura y el modo final de fractura. La menor resistencia a la fatiga viene

dada por los metales puros, comportamiento que se debe a que son muy susceptibles a la corrosión y también por ser más fácil el deslizamiento entre ellos, es decir, las grietas por fatiga se propagan por deslizamiento. Las soluciones sólidas presentan una mayor resistencia a la fatiga, esto debido a principalmente a su mayor resistencia mecánica. Las mezclas de fases son más resistentes que las soluciones sólidas, porque oponen mayor resistencia a la iniciación y propagación de grietas lo que genera un elevado límite de fatiga. Por último se tienen los materiales endurecidos por dispersión de partículas los cuales representan la mayor resistencia a la fatiga ya que en su composición presentan combinaciones de elementos aleantes (endurecedores) que hacen el material más resistente.

2.15 - Fractografía:

Según Rodríguez, (2005), el objeto final de un análisis de falla es la determinación de las causas de rotura de un componente en servicio y la manera de evitarla en el futuro, sea mediante un nuevo diseño de la pieza o el reemplazo del material utilizado originalmente.

La observación de la superficie de fractura puede proporcionar información sobre los siguientes parámetros que caracterizan la rotura de un componente en servicio:

- Mecanismo de propagación de la fisura
- Fractoténacidad del material
- Configuración de las tensiones actuantes
- Medio químico
- Origen de la fractura

Una fractografía es tanto más útil cuanto mayor sea la información que permita obtener. El análisis resulta particularmente efectivo si se puede determinar el punto origen o comienzo de la fractura.

La propagación de una fisura por el mecanismo de fatiga se produce en varias etapas, según cuales sean las tensiones aplicadas, las propiedades mecánicas del material y la geometría de la probeta o componente. La etapa de iniciación se extiende sobre una pequeña porción del total de la superficie de fractura. Si el nivel de tensiones cíclicas es bajo, en esta etapa inicial la extensión de la fisura es pequeña, aunque puede corresponder a un tiempo apreciable de la vida del componente. En esta etapa la fractura es originada por la repetición cíclica de los mecanismos de deslizamiento del material. No se observan en general estrías de fatiga en esta etapa. Cuanto mayor es la amplitud del ciclo de fatiga, mayor es la extensión de la fisura correspondiente a esta etapa.

La etapa siguiente es la de propagación de la fisura bajo condiciones de deformación plana, y se caracteriza por la formación de estrías. Estas aparecen en zonas relativamente planas, normales a la máxima tensión de tracción, y están separadas entre sí por bordes de desgarramiento.

La superficie de fractura de un componente fallado por fatiga es generalmente plana, sin evidencias de grandes deformaciones plásticas macroscópicas. Puede ser normal o estar orientada a 45° respecto de la tensión aplicada. Si el espesor de la muestra es grande respecto de las dimensiones de la zona plástica en el extremo de la fisura, la fractura se propaga en un plano normal a la tensión aplicada. Cuando la zona plástica es comparable al espesor de la muestra, la fisura se propaga en un plano orientado a 45° de la tensión aplicada y de la superficie libre.

Es necesario tener en cuenta que algunas características de una superficie de fractura pueden confundirse con estrías de fatiga. Pueden existir ondulaciones debidas a una gran deformación plástica (ripples) que a primera vista parecen estrías, o también si la tensión cíclica aplicada tiene una componente de compresión, se suelen observar marcas de frotamiento. Éstas ciertamente indican un mecanismo cíclico, pero no corresponden a estrías de fatiga.

De esta manera se muestra cómo el análisis de la superficie a mayores aumentos, como los que proporciona el microscopio electrónico de barrido, permite la caracterización del proceso microscópico de propagación de la fisura, y es por lo tanto una valiosa contribución al problema complejo de un análisis de fallas.

CAPÍTULO III

Marco Metodológico

3- Procedimiento de la Investigación

3.1- Tipo y Nivel de Investigación

El presente Trabajo de Investigación es de tipo experimental debido a que se realizaron ensayos que permitieron a través de la observación realizar una toma de data bajo ciertos requerimientos especificados mas adelante conforme a los objetivos de la investigación se determinó que los niveles de investigación son de carácter descriptiva debido a que se describió como se llevaron a cabo los ensayos y explicativa debido a que se explicó cada uno de los procedimientos

3.2- Composición Química

Al material estudiado, la aleación de aluminio AA-6061 adquirida en la Compañía **SUMINDU C. A** de 12,70mm de diámetro se le verificó la cantidad de sus principales elementos, como el Magnesio (Mg) y Silicio (Si). Estos aleantes se deben encontrar entre los rangos recomendados por la norma

COVENIN 1281-80, para estos se acudió a la empresa ALUCASA (CVG) para realizar un estudio por espectrofotometría, este estudio consiste en realizar chispeos individuales sobre la cara plana de material para así compararlos con los valores suministrados de la Aluminium Association

3.3- Mecanizado de las probetas

Se realizaron ensayos a un total de 66 probetas de las cuales 60 de ellas fueron destinadas para los ensayos de fatiga y las 6 probetas restantes fueron destinadas para los ensayos de tracción adicionalmente a eso se tomaron 10 probetas de otros trabajo de grado con las mismas dimensiones.

Estas probetas se mecanizaron bajo la Norma **ASTM B557** para tracción como se observa en la figura 3.1 y **ASTM E606** para la fatiga recomendadas para el Aluminio y las Aleaciones de Aluminio apreciada en la figura 3.2.

La realización de todas las probetas a ensayar se hicieron en un torno de control numérico **CNC** bajo las normas ya establecidas para cada ensayo.

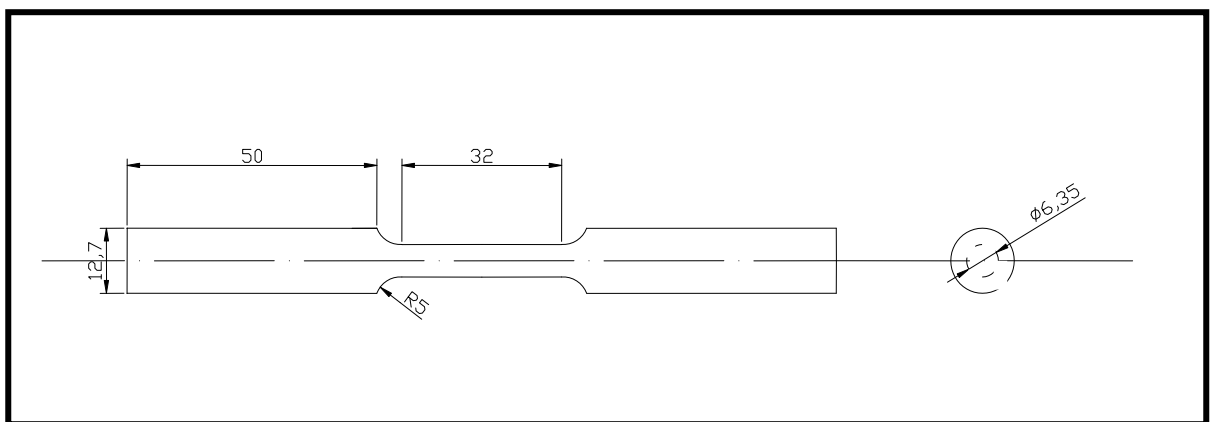


Fig. N° 3.1 Probeta de tracción (medidas en milímetros) Fuente: Norma ASTM B557

Las probetas para los ensayos de fatiga fueron consultadas de la norma **ASTM-E606**; esta norma recomienda las dimensiones de la sección de ensayo las cuales para este ensayo tiene que cumplir con las siguientes dimensiones: para tracción 6,35mm de diámetro de entalle 12,70mm de diámetro total y de 142mm de largo; este entalle forma parte de las probetas cilíndrica ensayadas a fatiga que tienen las dimensiones de 12,70mm de diámetro y de 215,90mm de largo total con las dimensiones del entalle de la probeta mostrada en la figura 3.3.

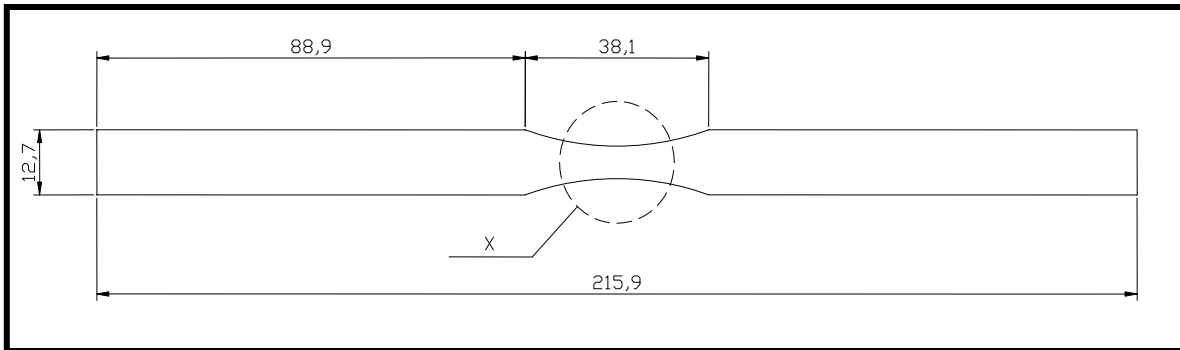


Fig. N°3.2 Probeta de Fatiga (medidas en milímetros) Fuente: Norma ASTM-E606

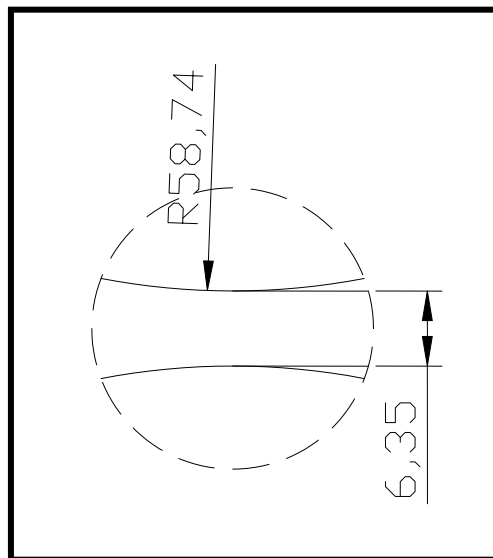


Fig. N°3.3 Detalle del entalle de la probeta de Fatiga (medidas en milímetros)

3.4 Tratamientos Térmicos

Los tratamientos térmicos de envejecimiento artificial se realizaron en varias etapas que se estudiarán con detalle a continuación:

- **Solubilización (tratamiento térmico):** En esta etapa se calentaron 73 probetas a una temperatura de 533°C por un tiempo de estabilización de 2 horas esto se realiza para que la pieza se caliente por encima de la línea de solvus para así mantenerla hasta que se produzca una solución α homogénea, la cual permite obtener una estructura uniforme de la solución sólida.

Esta temperatura está normalizada para aleaciones de aluminio en función del diámetro de la probeta por el manual de la Aluminum Association denominado Aluminum Standard And Data 1988.

También se realizó un cálculo de transferencia de calor en régimen transitorio, con esto se determinó el tiempo que tarda la pieza en calentarse hasta su centro geométrico a una temperatura de 533°C.

Al sustituir los valores en las ecuaciones 2.1 a la 2.5 se obtuvo que el tiempo necesario para que las probetas alcancen la temperatura de 533°C en su centro geométrico sea de 40 minutos por lo que 2 horas es tiempo suficiente para alcanzar la solubilización.

- **Temple:** En esta etapa se extrajeron las probetas del horno y fueron sumergidas en agua rápidamente para que se produjera en las probetas un enfriamiento rápido hasta la temperatura ambiente y de esta manera mantener la solución sólida sobresaturada.

- **Envejecimiento Artificial:** En esta etapa se procedió a introducir nuevamente las probetas en el horno para que las mismas alcancen una temperatura establecida de 177°C la cual fue aplicada a un primer lote de 32 probetas y luego se aplicó el mismo procedimiento para un segundo lote de 32 probetas a otra temperatura previamente establecida de 187°C ambas alcanzaron una duración en el horno de 12 horas. El objetivo de este paso fue obtener la formación de unos precipitados finos y dispersos los cuales actuaron como obstáculos, lo que trajo como consecuencia una restricción del movimiento de las dislocaciones y así reforzar la aleación tratada térmicamente para de esta manera endurecer el material.

En la figura 3.4 se observa el tratamiento térmico de este estudio.

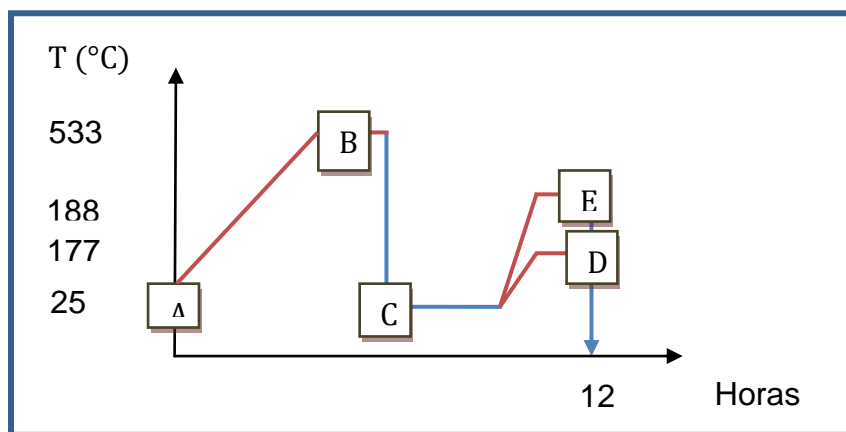


Fig. N°3.4 Diagrama esquemático de realización de los Tratamientos Térmicos.

- A: Probeta de Aluminio AA-6061 en condición original.
- B: Probeta solubilizada a 533°C durante 2 horas.
- C: Probetas templadas a temperatura ambiente (25°C aproximadamente).
- D: Probeta envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas.
- E: Probeta envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.

Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno de convección modelo Sole-N2-100 del cual se dispone en el laboratorio de materiales.

3.5 Ensayo de Tracción

En este ensayo se sometieron probetas de aluminio AA-6061 mecanizadas bajo la norma **ASTM B557** a un esfuerzo axial de tracción creciente hasta que en las mismas se produjeran la ruptura.

El objetivo fundamental de este ensayo fue crear la curva tensión-deformación de cada condición de estudio es decir: condición original, solubilizada, envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas y envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas de esta manera se obtuvo diversas propiedades mecánicas del material como deformación elástica, esfuerzo de fluencia, esfuerzo de ruptura.

Con la curva de tensión-deformación se determinó el esfuerzo de fluencia mediante el método offset.

Estos ensayos se realizaron en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo en la Máquina de Tracción Galdabini mostrada en la figura 3.5



Fig. N°3.5 Maquina de Tracción Marca Galdabini.

3.6 Medicion de Dureza

Esta medición se llevó a cabo en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, con la ayuda del durómetro existente marca BUHLER el procedimiento que se siguió fue el siguiente:

- La medición de dureza se le realizó a un total de 4 muestras una muestra para cada condición a cada muestra se le realizó un total de 4 indentaciones y luego se promediaron los valores resultantes se le realizó el ensayo a la condición original (sin ningún tipo de tratamiento térmico), solubilizada, envejecidas artificialmente a temperaturas de 177°C y 187°C. Para este ensayo la escala utilizada fue Rockwell F con una carga de 60Kg con un indentador de diamante, el tamaño de la probeta fue de aproximadamente un centímetro de altura y estas muestras fueron cortadas con la cortadora metalográfica.

3.7 Ensayo de Microdureza

Este ensayo se realizó a una muestra por cada condición: en condición original, en condición solubilizada, envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas y envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas. La norma ASTM E-18 recomienda un mínimo de 3 penetraciones y a este material le corresponde el ensayo de dureza Rockwell F (recomendado por la norma ASTM para ensayos con aluminios y materiales suaves) el cual posee un penetrador de bola de 1/16 pulgada para una carga de 0,001Kg.

Este ensayo se realizó con la ayuda del microdurometro que se encuentra en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo marca BUEHLER modelo Indetamed 1100 mostrado en la figura 3.6.



Fig. N°3.6 Microdurometro Marca BUEHLER

3.8 Metalografía

3.8.1 Preparación de las probetas

- Las probetas para el pulido se cortaron mediante la cortadora metalográfica que se encuentra ubicado en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, marca BUELHER modelo SAMPLMET mostrado en la figura 3.7, las probetas se cortaron de aproximadamente 1 centimetro de altura y el diametro se mantuvo constante de ½ pulgada.



Fig. N°3.7 Cortadora Metalografica Marca BUELHER

- A cada probeta se le realizó un desbaste con el papel de esmeril de: 160,240,320,400 hasta 600 hasta obtener una superficie pulida.
- Luego se paso al banco de pulido mostrado en la figura 3.8 donde se aplicaron paños para pulido grueso marca BUELHER modelo Billiard Cloth y paños para pulido finos marca BUELHER modelo Microcloth.



Fig. N°3.8 Banco de Pulido

- Se observó en el microscopio marca Panasonic Modelo MC 86762 de la figura 3.9, para verificar que no existieran algún tipo de rayas no deseadas en la superficie de la probeta.



Fig. N°3.9 Microscopio Marca Panasonic Modelo MC 86762

3.8.2 Ataque Químico

- El reactivo químico que se usó es conocido como Keller (95% H_2O , 1% HF , 1.5% HCL y 2.5% HNO_3) recomendado por el Handbook.

3.9 Pulido, Medición y Control de la rugosidad.

A todas las probetas que fueron sometidas a tratamientos térmicos de envejecimiento artificial se les realizó un pulido al entalle de la probeta, esto con la finalidad de disminuir la rugosidad superficial y proporcionando así un mejor acabado de esta zona, disminuyendo así cualquier porosidad o grieta que acelere la fractura de la misma. Luego de realizar el pulido se midió la rugosidad a una población de 10 probetas para cada condición con la ayuda del rugosímetro marca MITUTOYO MODELO SJ-201P, de apreciación $0,01\mu\text{m}$ ubicado en el Laboratorio de Metrología Dimensional de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo. La metodología para realizar el pulido fue la siguiente:

- En un torno del taller metalmecánico de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería mostrado en las figuras 3.11 y 3.12 se colocó cada probeta.
- Mientras las probetas giraban al entalle se le aplicaban lijas de 1000, 1200 y 1500 y cada lija se aplicaba en un tiempo aproximado de 3 a 4 minutos.



Fig. N°3.10 Torno donde se realizó el pulido del entalle de la probeta de fatiga.



Fig. N°3.11 Detalle de pulido del entalle de la probeta para fatiga.

3.10 Ensayo de Fatiga

Este ensayo se realizó en la máquina de fatiga de flexión rotativa FATIGUE DINAMICS que se encuentra en el Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, modelo RBF-200. Esta máquina posee un contador de ciclos y un variador de velocidad.

Las probetas ensayadas fueron sólo las envejecidas artificialmente a 177°C durante 12 horas en esta condición se fatigaron 30 probetas y las envejecidas artificialmente a 187°C durante 12 horas en esta condición se fatigaron 30 probetas.

El esfuerzo al cual fueron sometidas las probetas fue calculado a través del método Staircase (método de la escalera). El método antes mencionado se aplicó de la siguiente manera:

- Se calculó el esfuerzo de fluencia para cada condición a la cual fue sometida la fatiga.
- Con este valor de esfuerzo se calculó el momento flector mediante la ecuación 2.9.
- Luego al valor de momento flector se le calculó el 90%,80%,70%,60%,50%,45%,40% y para cada porcentaje se observó a que valor de ciclos la probeta fracturaba este proceso se realizó hasta alcanzar un valor de 1.500.000 ciclos para el cual se considera el valor máximo de vida de este ensayo.

Mediante las ecuaciones 3.1 y 3.2 se calculó el momento torsor:

$$M = S * \frac{I}{C} \quad (3.1)$$

$$I = \frac{\pi * D^4}{64} \quad (3.2)$$

Donde:

M = Momento Flector en Lbf-pulg.

S = Esfuerzo a flexión aplicado a la sección transversal de la probeta Lbf/pulg².

I = Momento de inercia polar.

D = Diámetro de la mínima sección transversal de la probeta en pulgs.

C = Es la distancia de la fibra más alejada del eje de inercia C=D/2.

3.11 Microanálisis por Espectroscopía de Rayos X por Dispersión de Energía (EDX ó EDS).

Fue indispensable para el estudio que se le realizó al aluminio AA-6061 conocer los elementos que se encontraron presentes en la

microestructura de las muestra para cada condicion tratada: condicion de solubilizacion y 187°C. Tales muestras del material se sometieron a un ensayo EDX, en el laboratorio de Microscopía Óptica y Metalografía de FUNDATEC (Fundación para la Asesoría en Tecnología), Institucion ubicada en Los Teques, Edo Miranda.

Para la realizacion de dicho ensayo el procedimiento fue el siguiente:

- Se tomaron las muestras las cuales fueron preparadas metalográficamente en las instalaciones de FUNDATEC nuevamente.
- Una vez preparadas las muestras se introdujeron en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB).
- Se observaron cada una de las muestras por separadas a diferentes aumentos a: 30X, 50X, 200X y 2000X para así lograr una mejor precision de los microconstituyentes del material realizando el estudio puntual a zonas mas oscuras respecto al color de la matriz; obteniendo de esta manera la composición química de estos.

3.12 Fractografía.

En este ensayo se estudió la superficie de ruptura de la aleacion con el fin de analizar la condicion del falla del mismo, mediante la observacion de la superficie, esto se logró mediante la ayuda de un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB).

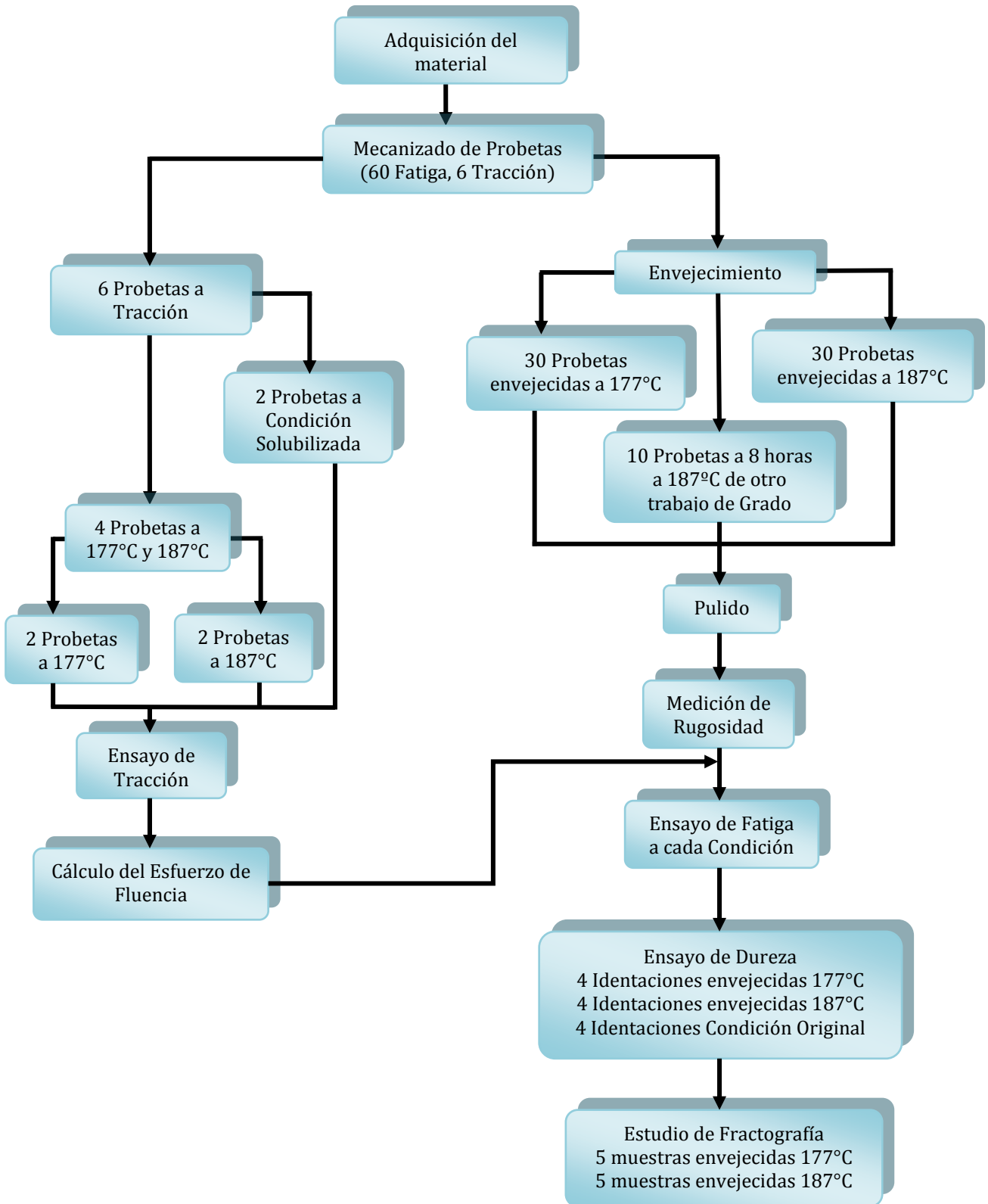
El procedimiento para realizar el ensayo fue el siguiente:

- Se seleccionaron 4 probetas: 2 probetas para la condición de 177°C y 2 probetas para la condición de 187°C, una probeta a carga baja de 50% y una probeta a carga alta a 90% para cada condición.

- Se cortaron las muestras para que se pudiera hacer el ensayo en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) marca Hillips XL 30 encontrado en FUNDATEC y se observaron las fracturas de dichas muestras con los aumentos de 30X, 50X, 200X Y 2000X realizados.

Lo que se buscó fue determinar el origen o inicio de la fractura, además de conseguir los diferentes mecanismos de fracturas como lo son: dimples, clivajes y marcas de playas; lo que nos indicó si las muestras tratadas obtuvieron fractura frágil o fractura dúctil.

3.13 Diagrama de Actividades



CAPÍTULO IV

Análisis de Resultados

4.- Procedimientos de la Investigación

4.1 Composición Química

En la tabla 4.1 se observan algunos elementos de la aleación con sus respectivos porcentajes en peso tanto máximo como mínimo y se muestra a modo comparativo los resultados del análisis de espectrofotometría suministrado por Alucasa, este análisis indica que efectivamente se estudió la aleación correcta, ya que, los valores de la aleación se encuentra dentro del rango de todos los elementos menos el cobre el cual obtuvo un valor menor al mínimo establecido por la Asociación de Aluminio (Aluminium Association).

Tabla 4.1 Tabla comparativa de la composición química de la aleación AA-6061 resultados obtenidos en Alucasa y valores fijados por Aluminium Association.

Elemento	Composición Química % (Alucasa)	Aluminium Association	
		Rango% Min	Rango% Max
Si	0,625	0,4	0,8
Mg	0,8094	0,8	1,2
Fe	0,252		0,7
Cu	0,135	0,15	0,4

A partir de la relación de porcentaje en peso del Mg_2Si el cual es Mg/Si 1,73:1 y a partir de las cantidades de Mg y Si (teóricas) se calcularon los límites del porcentaje en peso que debe poseer una aleación de aluminio AA-6061 y se ubicaron sobre el diagrama Pseudobinario $Al + Mg_2Si$ el cual se observa en la figura 4.1, una vez establecido esto, se pudo observar que el límite superior es 1,89% Mg_2Si pero para ese valor en el diagrama no se puede crear una solución sólida ya que el valor máximo para la cual se forma esta composición es a 595°C y 1,85% Mg_2Si , esto quiere decir que puede existir una aleación del aluminio AA-6061 que contenga cierto porcentaje en peso de Mg y Si que aunque se encuentren dentro de los límites establecidos por la Aluminium Association no puedan solubilizar, debido a que la fase que encuentra antes de 1,85% Mg_2Si es líquido + β y si continua decreciendo la temperatura, encontramos la fase β la cual es la que se desea obtener en el tratamiento de solubilización, mientras que si se excede de 1,85% Mg_2Si la fase presente es líquido + β y al disminuir la temperatura nos encontramos en fase $\beta + Mg_2Si$, esta explicación se puede observar en la figura 4.1. Al realizar el cálculo según la cantidad de Mg y Si que contiene la muestra estudiada se observa en el diagrama que se puede solubilizar a la temperatura de 533°C.

En la tabla 4.2 observan los valores límites de los elementos de % Mg y % Si y el porcentaje de peso de Mg_2Si límite debe tener la aleación de aluminio 6061.

Tabla 4.2 Tabla del compuesto y del elemento sobrante existentes entre la combinación de los rangos teóricos de Mg y Si.

Magnesio (Mg) % Peso	Silicio (Si) % Peso	Elemento Sobrante % Peso	Compuesto %Wt(g/g)
0,8	0,4	0,11 Mg	1,09Mg ₂ Si
0,8	0,8	0,34 Si	1,26Mg ₂ Si
1,2	0,4	0,51 Mg	1,09Mg ₂ Si
1,2	0,8	0,11 Si	1,89Mg ₂ Si

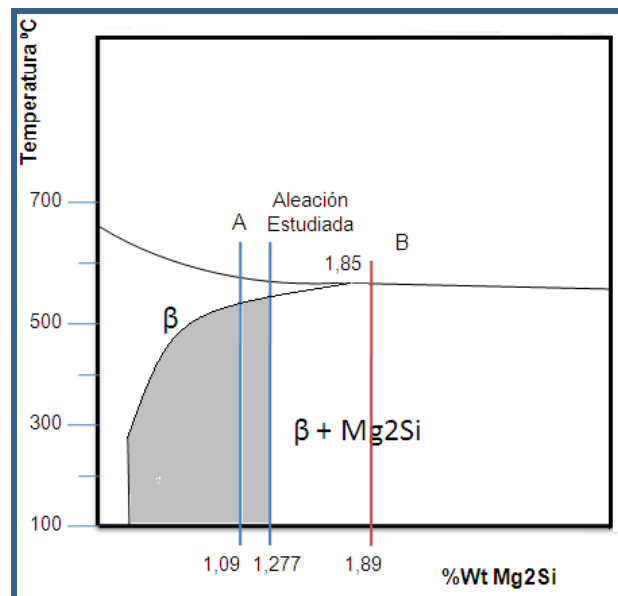


Figura 4.1 Diagrama de la aleación Pseudobinaria Al + Mg₂Si

Ahora calculamos el % en peso del Mg y el Si de la siguiente manera:

$$W_x = N^{\circ} \text{ de moles} \cdot \text{Peso Atómico} \quad (4.1)$$

$$N^{\circ} \text{ de moles del Mg} = (2/3) \text{ mol}$$

$$N^{\circ} \text{ de moles del Si} = (1/3) \text{ mol}$$

$$W_{Mg} = 0,666 \text{ mol} \times 24,312 \text{ (gr/mol)} = 16,208 \text{ gr}$$

$$W_{Si} = 0,333 \text{ mol} \times 28,080 \text{ (gr/mol)} = 9,362 \text{ gr}$$

$$W_{total} = W_{Mg} + W_{Si} = 25,57 \text{ gr}$$

$$\%W_{Si} = (W_{Si}/W_{total}) \times 100\% = 36,613\%$$

$$\%W_{Mg} = (W_{Mg}/W_{total}) \times 100\% = 63,386\%$$

Con el 36,613% en peso del silicio y 63,386% en peso del magnesio se obtiene una relación de 1,73:1

$$\%W_{Mg}/\%W_{Si} = 63,386\%/36,613\% = 1,73:1$$

W_x: masa del elemento (gr)

Peso Atómico: Único para cada elemento se encuentra en la tabla periódica.

4.2 Ensayo de Tracción

En la tabla 4.3 se observa que para la condición envejecida artificialmente a 177°C se obtuvo un valor promedio de esfuerzo de fluencia de 281 MPa; para la condición envejecida artificialmente a 187°C se obtuvo un valor promedio de esfuerzo de fluencia de 313 MPa, mientras que en la condición solubilizada el ensayo arrojó un valor promedio de esfuerzo de fluencia de 113 MPa.

Tabla N° 4.3 Valores obtenidos en el ensayo de tracción para cada condición.

Condición	Sy (MPa) Primer ensayo	Sy (MPa) Segundo ensayo	Sy Promedio (MPa)	Desviación Estándar
Env. 187°C	311,67	314,32	313	1,87
Env. 177°C	278,93	283,08	281	2,93
Solubilizada	116,14	109,85	113	0,75
T6	----	-----	275,79	-----

En la condición solubilizada se obtuvo una menor resistencia a la tracción debido a que en esta etapa del tratamiento térmico los elementos que conforman la aleación se encuentran disueltos en toda la matriz lo que

disminuye la resistencia a la tracción, entre las condiciones envejecidas artificialmente, en la que se obtuvo mayor resistencia a la tracción fueron las muestras envejecidas a 187°C esto se debe a que posiblemente la diferencia de 10°C de temperaturas influya en la cantidad de precipitados que se forman los cuales aumentan la resistencia a la tracción.

Estos valores se obtuvieron mediante la aplicación del método Offset a cada condición de las figuras 4.2 y 4.3.

Según Aluminium Standards and Data, (1988) el ensayo de tracción de la aleación de aluminio AA – 6061 bajo un tratamiento térmico T6 a una temperatura de 175°C, este ensayo dio como resultado una resistencia de 275,79 MPa, este valor nos aporta una referencia del comportamiento del ensayo.

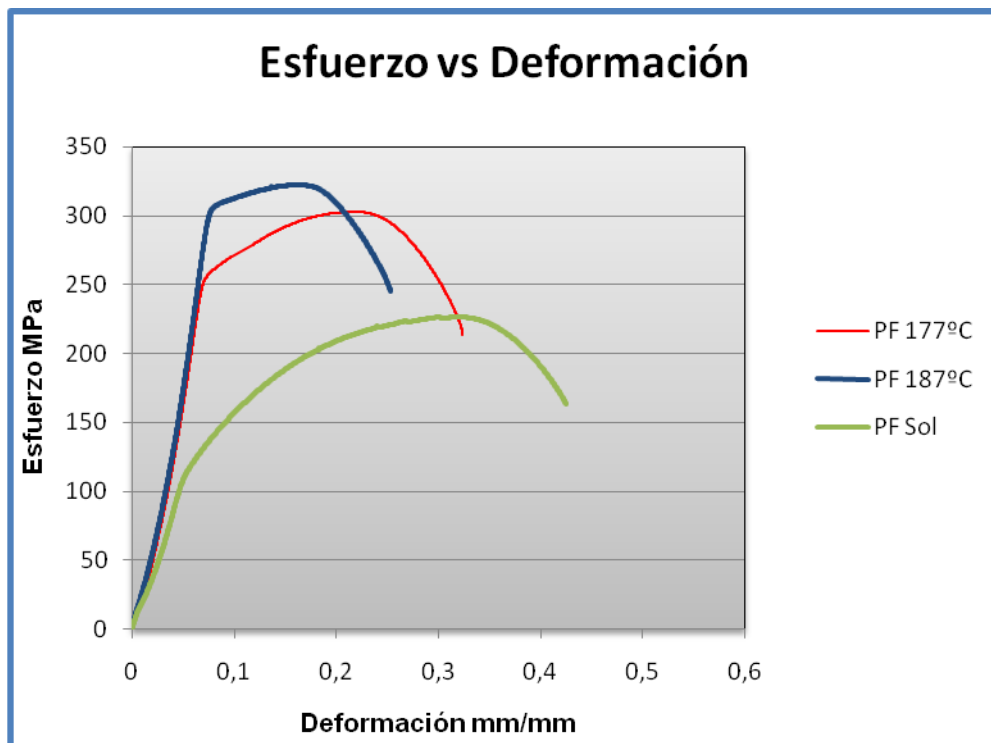


Fig. N° 4.2 Comparación de las curvas de tracción en condición solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C primer ensayo.

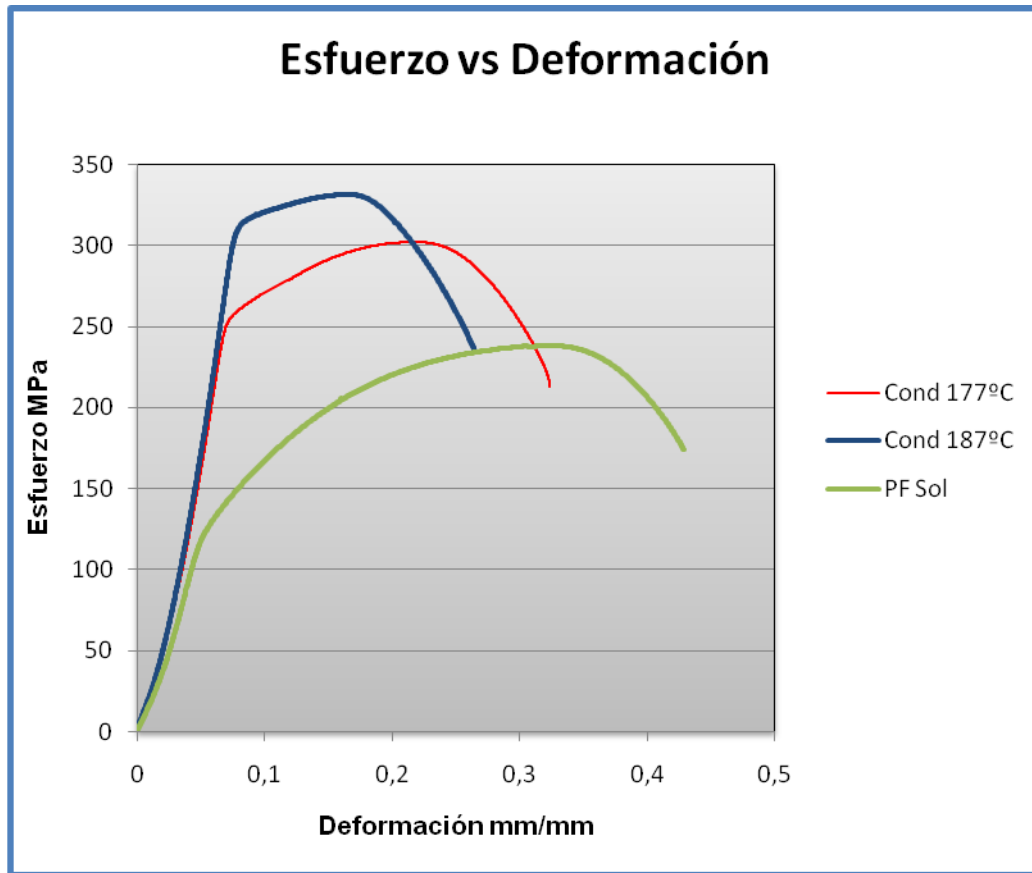


Fig. N° 4.3 Comparación de las curvas de tracción en condición solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C segundo ensayo.

4.3 Ensayo de Metalografía.

Este ensayo es quizás uno de los más importantes ya que la correcta preparación de las muestras influye en la observación de los precipitados que se generan de la coalescencia de los elementos de la aleación mediante el tratamiento térmico, y al diferenciarlos se puede medir el valor de la microdureza tanto de la matriz como de los precipitados de una manera más sencilla.

Esta preparación se le realizó a cada condición de estudio, condición original, solubilizada, envejecida a 177°C durante 12 horas y envejecida a 187°C durante 12 horas.

En la figura 4.4 del lado izquierdo se observa la metalografía de la condición original, en la figura 4.4 del lado derecho se observan unos posibles precipitados y la cantidad de aéreas grises que simulan precipitados es de 6,48% esto fue determinado mediante el uso un varios software como son Corel Draw y Autocad , en la figura 4.5 del lado izquierdo se observa la muestra solubilizada tomada del microscopio y en la 4.5 del lado derecho se observa la muestra solubilizada la cual posee un área gris de 2,83% de formación de supuestos precipitados, la figura 4.6 del lado izquierdo se observa la muestra envejecida a 177°C tomada del microscopio, en la 4.6 del lado derecho se muestra un área de color gris los cuales se presumen que son precipitados y ocupan un 14,06%, para la figura 4,7 del lado izquierdo se observa la muestra envejecida a 187°C tomada del microscopio, en la figura 4.7 del lado derecho se observa un 21.32% de área gris de supuestos precipitados, este aumento en el área gris (área de supuestos precipitados) puede ser debido a la diferencia de 10°C en el tratamiento de envejecimiento artificial.

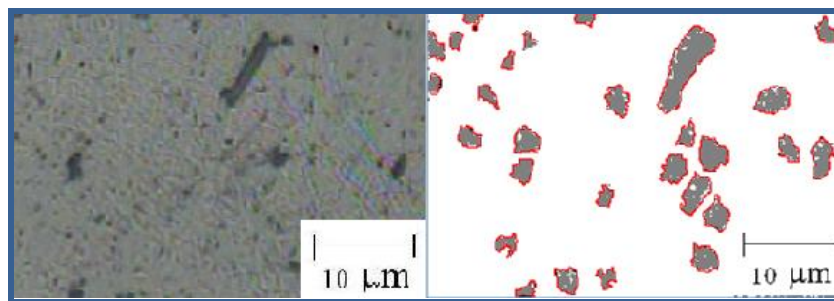


Fig. N° 4.4 Condición Original Aumento 1.000X

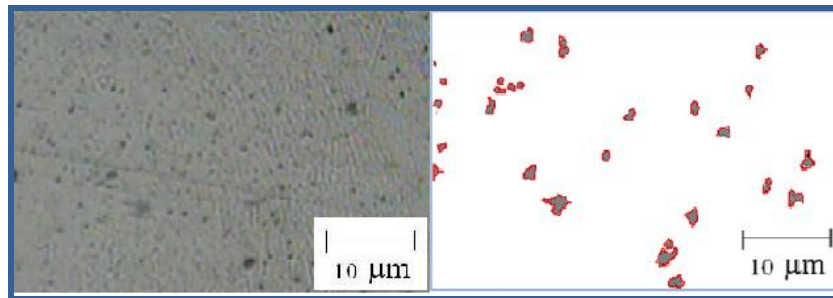


Fig. N° 4.5 Condición Solubilizada Aumento 1.000X

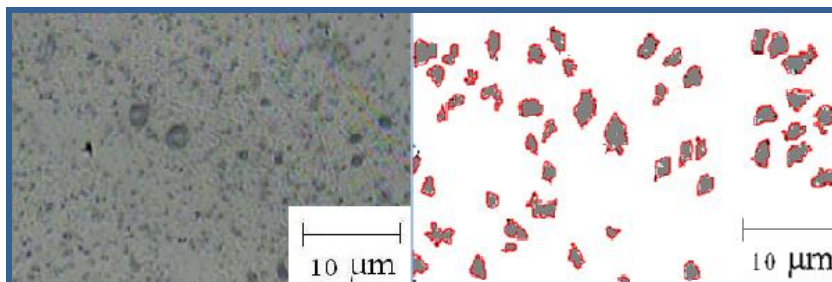


Fig. N° 4.6 Condición Envejecida Artificialmente a 177°C durante 12 horas 1000X

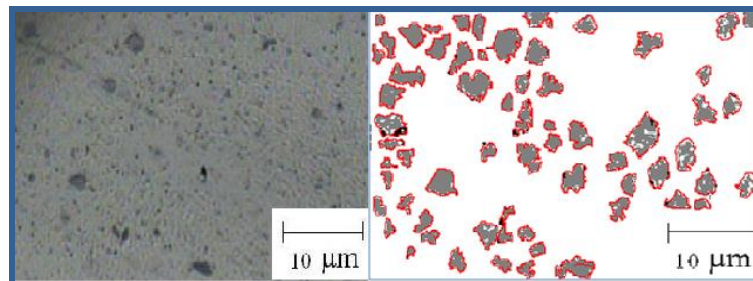


Fig. N° 4.7 Condición Envejecida Artificialmente a 187°C durante 12 horas 1000X

4.4 Ensayo de Microdureza.

En las tablas (4.4 y 4.5) se presentan los valores que resultaron de los ensayos de microdureza que se les realizó tanto a la matriz como a los precipitados de cada condición, el objetivo fundamental de este ensayo es observar como varia la microdureza de las condiciones de estudio como lo

son: condición original, condición solubilizada, envejecidas artificialmente a 177°C durante 12 horas y envejecidas artificialmente a 187°C durante 12 horas.

Tabla N° 4.4 Valores de Microdureza de la matriz en cada condición.

	Muestras	Cond. Original	Cond. Solubilizada	Envejecidas 177°C	Envejecidas 187°C
	1	93,4	102,5	100,3	102,5
	2	98,2	114,1	113,2	104,8
Matriz	3	92,6	105,6	98,8	106,4
	4	100,2	107,2	109,7	107,2
	5	110,8	108,9	107,2	108,1
Desviación Estándar		7,3	4,3	6,15	2,2
Promedio		99,04	107,66	105,84	105,8

Tabla. N° 4.5 Valores de Microdureza de los precipitados para cada condición.

	Muestras	Cond. Original	Envejecidas 177°C	Envejecidas 187°C
	1	112,5	289,8	256,7
	2	138,3	201,2	253,7
Precipitado	3	129,7	269,2	279,2
	4	127,1	209,9	293,4
	5	134,5	223,9	269,2
Desviación Estándar		9,98	38,71	16,38
Promedio		128,42	238,8	270,44

El gráfico mostrado en la figura N° 4.8 se observa que la microdureza de la matriz aumentó a partir de la condición original, en la condición solubilizada aumentó un 8,70%, en la condición envejecidas artificialmente a 177°C aumentó en 6,86% con respecto a la original y en la condición envejecidas artificialmente a 187°C aumentó un 6,86% con respecto a la original, este aumento no es significativo, se puede decir que la microdureza de la matriz permanece constante al aplicarle un T6. Una razón por la cual la

microdureza de la matriz es mayor en el tratamiento de solubilización que en el tratamiento de envejecimiento, es debido, a que cuando se solubiliza los elementos se encuentran disueltos en toda la matriz, y a medida que se encuentre mayor cantidad de magnesio, mayor será la microdureza de la matriz, mientras que cuando se realiza el envejecimiento artificial los compuestos de la aleación precipitan, esto trae como resultado que la cantidad de magnesio que se encuentra en la matriz disminuya por la cohesencia de los compuestos.

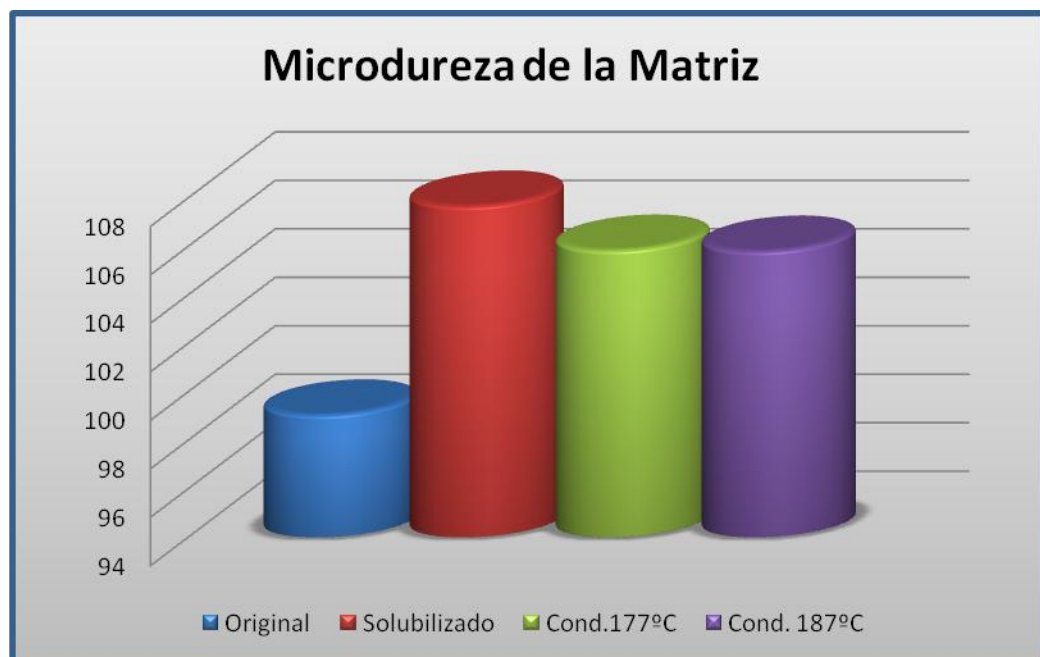


Fig. N° 4.8 Valores de Microdureza de la matriz cada condición

Al observar los valores promedios de microdureza de los precipitados para las condiciones de envejecimiento artificial a 177°C y 187°C los cuales se presentan en el gráfico de la figura 4.9 se encuentran cercanos al límite inferior del rango de 350 HV – 700 HV (valor de Mg_2Si), este valor fue aportado por una investigación dirigida por Katsuyoshi (2005), es posible que el precipitado estudiado para ambas condiciones envejecidas sea Siliciuro de Magnesio Mg_2Si . Los valores de las condiciones envejecidas no son iguales al

de referencia debido a que cuando se realiza la indentación se penetra tanto matriz como precipitado lo que disminuye la microdureza del mismo.



Fig. N° 4.9 Valores de Microdureza del Precipitado para cada Condición

En la figura 4.10 se observa la muestra envejecida artificialmente a 187°C, el cuadro de color amarillo permite apreciar que la huella del penetrador toca tanto al precipitado (que se presume que sea Mg_2Si) como a una parte de la matriz

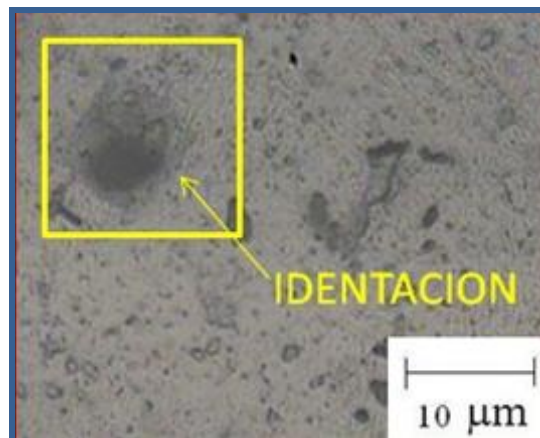


Fig. 4.10 Condición envejecida artificialmente 187°C, huella de la indentación sobre el precipitado a 1000X.

4.5 Ensayo de Dureza

En la tabla 4.6 se observa la variación de la dureza en diferentes condiciones: original, solubilizada, envejecida a 177°C y a 187°C.

Tabla N° 4.6 Valores de dureza Rockwell F realizados a la aleación de aluminio AA – 6061 a condición original, solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C.

Condición	Identación 1	Identación 2	Identación 3	Identación 4	Desviación Estándar	Promedio
Original	77,1	82,3	85,8	86,5	4,29	82,92
Solubilizada	57,9	60,0	59,7	59,6	0,94	59,30
177°C	90,4	90,5	90,7	90,9	0,22	90,62
187°C	87,5	88,1	89,1	88,6	0,68	88,32

Además se observa que la muestra en condición solubilizada arrojó el menor valor de los ensayos ya que en esta etapa del tratamiento térmico los compuestos de la aleación se encuentran disueltos en toda la matriz, esto trae como consecuencia que la dureza disminuya, mientras que la dureza de las condiciones envejecidas aumentó debido a la presencia de precipitados que aumentan la dureza de la aleación.

La dureza de la aleación de aluminio AA-6061 bajo T6 es de 95 HB (87,2 Rockwell F) según ensayos realizados por Aluminium Data 1988, el valor de dureza promedio de las muestras envejecidas tanto a 177°C como a 187°C los cuales se encuentran en la tabla 4.6 fue muy similar al patrón de comparación. Este valor de dureza de referencia indica que los resultados son confiables.

El valor de dureza Rockwell F de la muestra envejecida artificialmente a 187°C fue menor a la dureza de la muestra envejecida artificialmente a 177°C,

sin embargo la dureza para ambas condiciones es muy cercano al valor teórico, la diferencia de la condición de 177°C respecto al valor de referencia fue de 3,92% y la diferencia de la condición de 187°C respecto al valor de referencia es de 1,28% el hecho de que los valores sean muy similares se pudo originar al momento de realizar el ensayo para la condición de 177°C para el cual se seleccionó un área con mayor cantidad de precipitados respecto al área seleccionada en el ensayo a 187°C lo que originó el aumento registrado de dureza.

En el grafico 4.11 se muestra la variación de la dureza de las muestras de la aleación de aluminio AA – 6061 en sus diferentes condiciones.



Fig. N° 4.11 Valores de dureza realizados a la aleación de aluminio AA – 6061 a condición original, solubilizada, envejecida a 177°C y envejecida a 187°C

4.6 Medición de Rugosidad

Se evaluaron 10 probetas por cada condición, 10 probetas envejecidas artificialmente a 177°C y 10 probetas envejecidas artificialmente a 187°C. Debido a que contábamos con un rugosímetro diseñado para medir rugosidad

sobre una superficie recta y la superficie del entalle de la probeta es curva se midió en un tramo corto para adaptarla lo más posible a una recta.

En las tablas 4.7 y 4.8 se observan los valores de la medición de rugosidad para las condiciones que van a ser sometidas a fatiga se logro producir un valor promedio de rugosidad alrededor de 0,51 micras lo que disminuye la probabilidad de que existan grietas superficiales que produzcan una fractura en una etapa prematura en el ensayo de fatiga.

Tabla N° 4.7 medición de rugosidad Condición 187°C

Probeta	Muestra 1 µm	Muestra 2 µm	Muestra 3 µm	Promedio µm	Desviación Estándar
1	0,50	0,49	0,52	0,50	0,01
2	0,45	0,47	0,51	0,47	0,03
3	0,42	0,40	0,38	0,40	0,02
4	0,49	0,53	0,52	0,51	0,02
5	0,49	0,50	0,49	0,49	0,0057
6	0,51	0,51	0,52	0,51	0,0057
7	0,49	0,40	0,36	0,41	0,06
8	0,26	0,26	0,28	0,26	0,01
9	0,46	0,41	0,45	0,44	0,02
10	0,49	0,52	0,50	0,50	0,01
Promedio General				0,45	0,01

Tabla N° 4.8 Medición de Rugosidad Condición 177°C.

Probeta	Muestra 1 µm	Muestra 2 µm	Muestra 3 µm	Promedio µm	Desviación Estándar
1	0,50	0,55	0,53	0,52	0,02
2	0,52	0,49	0,51	0,50	0,01
3	0,55	0,52	0,54	0,53	0,01
4	0,65	0,50	0,64	0,59	0,08
5	0,51	0,48	0,50	0,49	0,01
6	0,52	0,51	0,50	0,51	0,01
7	0,48	0,50	0,48	0,48	0,01

Probeta	Muestra 1 µm	Muestra 2 µm	Muestra 3 µm	Promedio µm	Desviación Estándar
8	0,50	0,48	0,49	0,49	0,01
9	0,53	0,52	0,51	0,52	0,01
10	0,50	0,51	0,50	0,50	0,0057
Promedio General				0,51	0,022

4.7 Ensayo de fatiga

Este ensayo se realizó para las condiciones envejecidas artificiales a 177°C y 187°C, se fue variando el valor de la carga aplicada de manera descendente hasta conseguir que la probeta no falle.

Cálculo tipo del momento flector

$$M = \frac{\pi \cdot S \cdot D^3}{32} \quad (4,2)$$

$$M = \frac{\pi * (36810,57 \text{ Lbf}/\text{in}^2) * (0,25\text{in})^3}{32}$$

$$M = 57,14 \text{ Lbf}/\text{in} = 57 \text{ Lbf}/\text{in}$$

Este último valor fue el que se introdujo en la máquina de fatiga (para el 90% del esfuerzo de fluencia para la condición de 177°C), para obtener el número de ciclos que la probeta puede soportar.

En la tabla 4,9 se muestran los valores obtenidos del ensayo de fatiga para la condición de 187°C.

Tabla N° 4.9 Ensayo de Fatiga Condición 187°C.

	Díámetro (mm)	Esfuerzo (MPa)	Esfuerzo (Lbf/in2)	Momento Flector Aprox.	CICLOS
90	6,35	282,82	41.019,57	63	13.200

	Diámetro (mm)	Esfuerzo (MPa)	Esfuerzo (Lbf/in²)	Momento Flector Aprox.	CICLOS
90	6,35	282,82	41.019,57	63	7.900
90	6,35	282,82	41.019,57	63	17.100
90	6,35	282,82	41.019,57	63	10.600
80	6,32	251,40	36.462,48	56	37.100
80	6,35	251,40	36.462,48	56	22.400
80	6,35	251,40	36.462,48	56	38.600
80	6,32	251,40	36.462,48	56	27.500
70	6,35	219,97	31.903,95	49	66.700
70	6,35	219,97	31.903,95	49	68.200
70	6,35	219,97	31.903,95	49	94.800
70	6,35	219,97	31.903,95	49	179.100
70	6,35	219,97	31.903,95	49	91.500
60	6,35	188,55	27.346,86	42	220.800
60	6,35	188,55	27.346,86	42	273.000
60	6,37	188,55	27.346,86	42	212.700
60	6,37	188,55	27.346,86	42	451.200
60	6,35	188,55	27.346,86	42	202.600
60	6,35	188,55	27.346,86	42	197.500
50	6,37	157,12	22.788,32	35	823.300
50	6,35	157,12	22.788,32	35	690.600
50	6,35	157,12	22.788,32	35	1.078.100
50	6,35	157,12	22.788,32	35	563.500
50	6,35	157,12	22.788,32	35	636.800
50	6,35	157,12	22.788,32	35	1.159.700
50	6,35	157,12	22.788,32	35	779.200
45	6,35	141,41	20.510,07	32	1.650.000
45	6,35	141,41	20.510,07	32	1.570.500
45	6,35	141,41	20.510,07	32	1.530.600
45	6,35	141,41	20.510,07	32	1.610.500

Mediante el modelo matemático de Basquin se linealizarón las curvas de Esfuerzos Vs Numero de ciclos de todas las condiciones (envejecidas artificialmente a 177°C y 187°C las cuales corresponden a las figuras 4.12 y 4.14, estas curvas son llamadas curvas Wohler y se observan en las figuras 4.13 y 4.15.

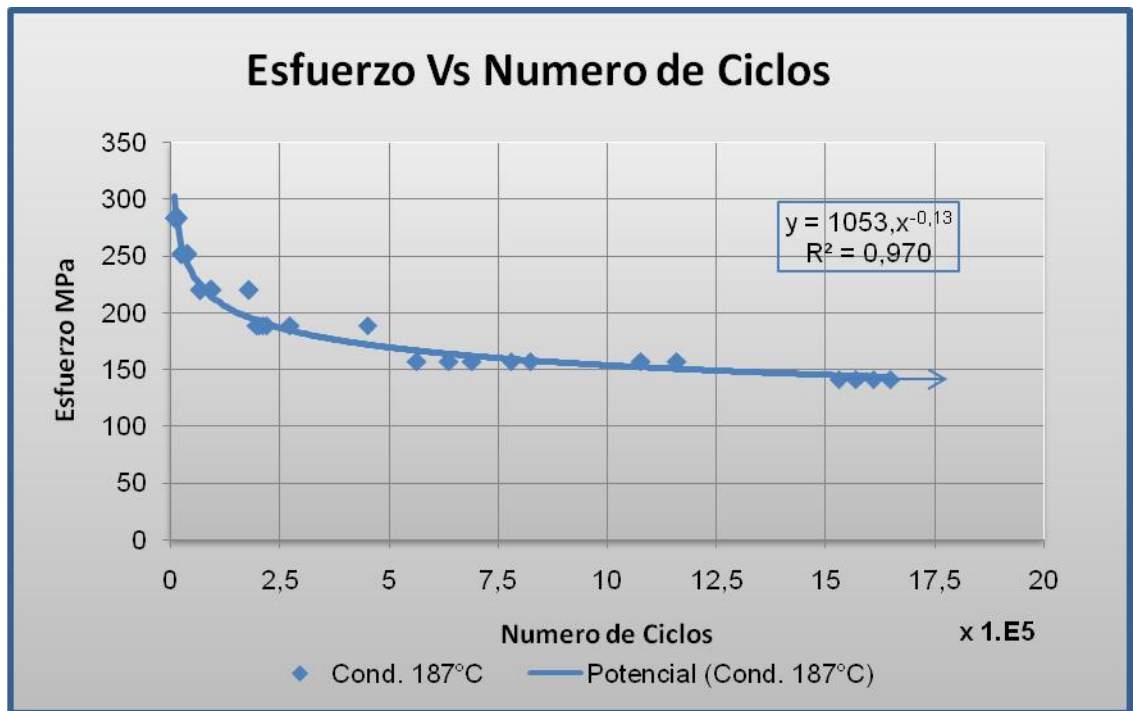


Fig. N° 4.12 Grafica de la Resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.

De la curva de la condición de 187°C tenemos que la ecuación que describe la tendencia de los puntos es $y = 1053 \cdot X^{-0.13}$, esta ecuación tiene la forma de $S = A \cdot N^K$ donde S representa el esfuerzo, N el numero de ciclos y K una constante.

A partir de Basquin:

$$S = A \cdot N^K \quad (4.3)$$

$$\ln(S) = \ln(A) + K \ln(N)$$

$$\ln(S) = Y$$

$$\ln(A) = b$$

$$\ln(N) = x$$

$$K = m$$

Después de realizar el cambio de variable la ecuación queda de la siguiente manera:

$$Y = mx + b \quad (4.4)$$

Aplicando la ecuación x a nuestros valores tenemos:

$$Y = -28,3\ln(x) + 543,6$$

$$R^2 = 0,972$$

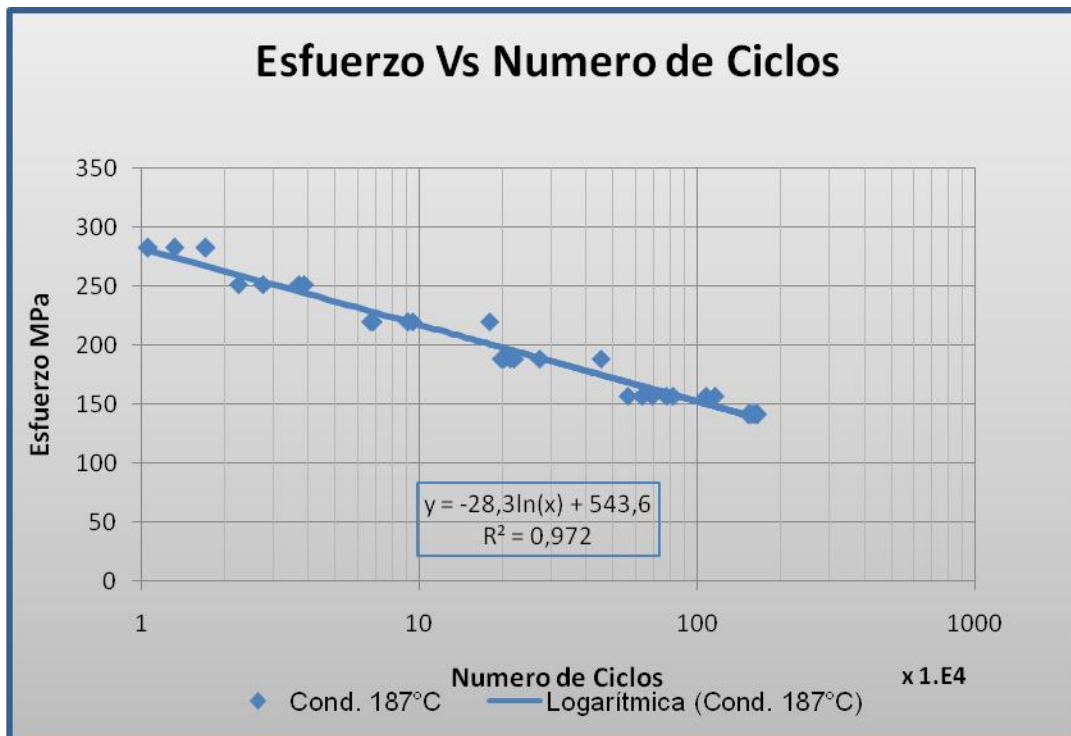


Fig. N° 4.13 Grafica de la Resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas linealizada.

En la tabla 4.10 se muestran los valores obtenidos del ensayo de fatiga para la condición de 177°C.

Tabla N° 4.10 Ensayo de Fatiga Condición 177°C.

%	Diámetro (mm)	Esfuerzo (MPa)	Esfuerzo (Lbf/in2)	Momento Flector Aprox.	CICLOS
90	6,35	253,87	36.810,57	57	24.400
90	6,35	253,87	36.810,57	57	19.200
90	6,35	253,87	36.810,57	57	18.000
80	6,35	225,65	32.720,51	57	28.500
80	6,32	225,64	32.720,51	50	36.500
80	6,35	225,65	32.720,51	50	37.800
80	6,35	225,65	32.720,51	50	41.800
70	6,32	197,48	28.631,03	50	95.500
70	6,35	197,48	28.631,03	44	149.900
70	6,35	197,48	28.631,03	44	70.200
70	6,35	197,48	28.631,03	44	128.400
70	6,35	197,48	28.631,03	44	76.100
60	6,35	169,20	24.540,38	44	217.000
60	6,35	169,20	24.540,38	39	137.000
60	6,35	169,20	24.540,38	39	310.500
60	6,37	169,20	24.540,38	39	228.100
60	6,37	169,20	24.540,38	39	313.200
60	6,35	169,20	24.540,38	38	196.400
50	6,35	141,00	20.450,75	38	639.100
50	6,37	141,00	20.450,75	32	589.200
50	6,35	141,00	20.450,75	32	610.601
50	6,35	141,00	20.450,75	32	765.400
50	6,35	141,00	20.450,75	32	764.400
50	6,35	141,00	20.450,75	32	775.300
45	6,35	126,90	18.405,68	32	1.097.200
45	6,35	126,90	18.405,68	32	1.168.300
45	6,35	126,90	18.405,72	25	1.532.600
45	6,35	126,90	18.405,72	25	1.317.600
45	6,35	126,90	18.405,68	25	1.040.000
45	6,35	126,90	18.405,68	25	1.385.000

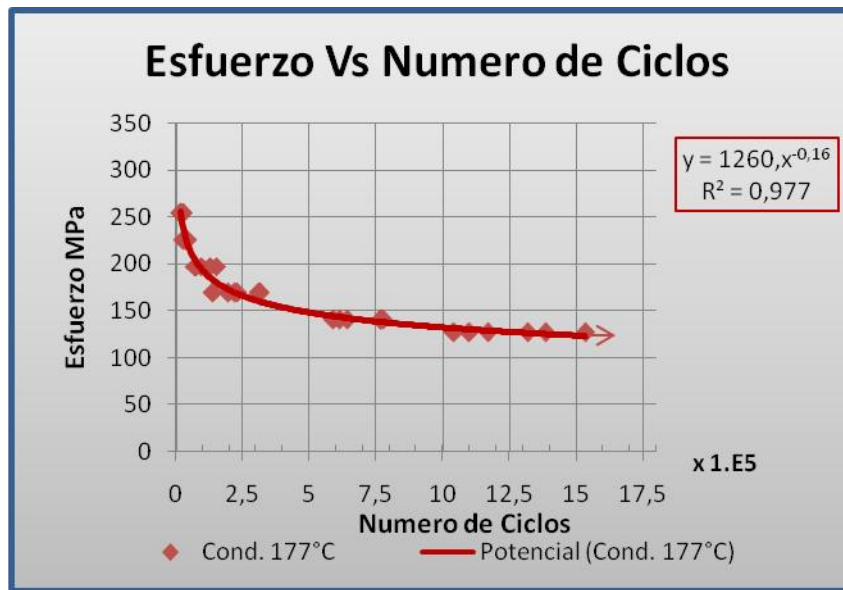


Fig. N° 4.14 Grafica de la Resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas.

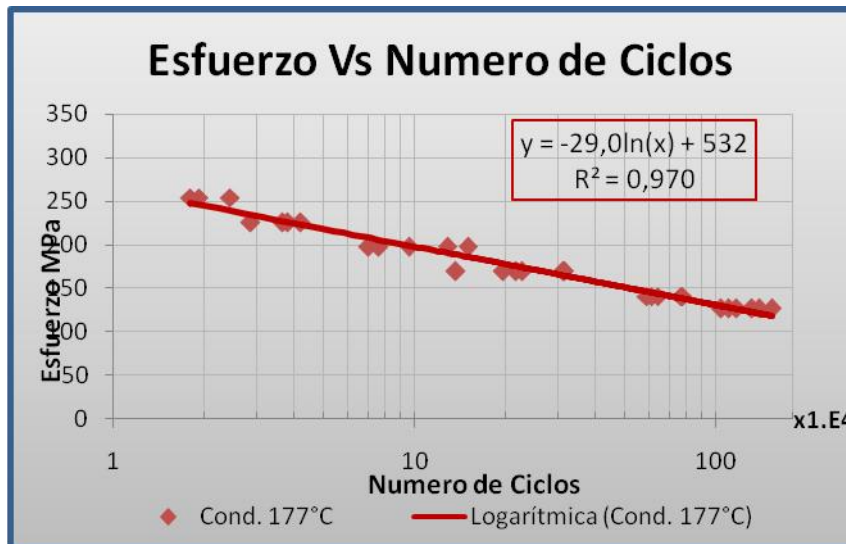


Fig. N° 4.15 Grafica de la Resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C durante 12 horas linealizada.

En la grafica 4.16 se observa el comportamiento de resistencia a la fatiga para las condiciones envejecidas artificialmente tanto a 177°C como 187°C durante 12 horas, en la figura 4.16 destaca el hecho que a 500.000 ciclos resistencia a la fatiga de la condición envejecida a 187°C a soportó un 10,25% más de esfuerzo respecto a la condición envejecida a 177°C, además a

1.500.000 ciclos la condición a 187°C soportó un 10,28% más de esfuerzo que la condición envejecida a 177°C, esto fenómeno evidencia que la diferencia de temperatura influye en la resistencia a la fatiga.

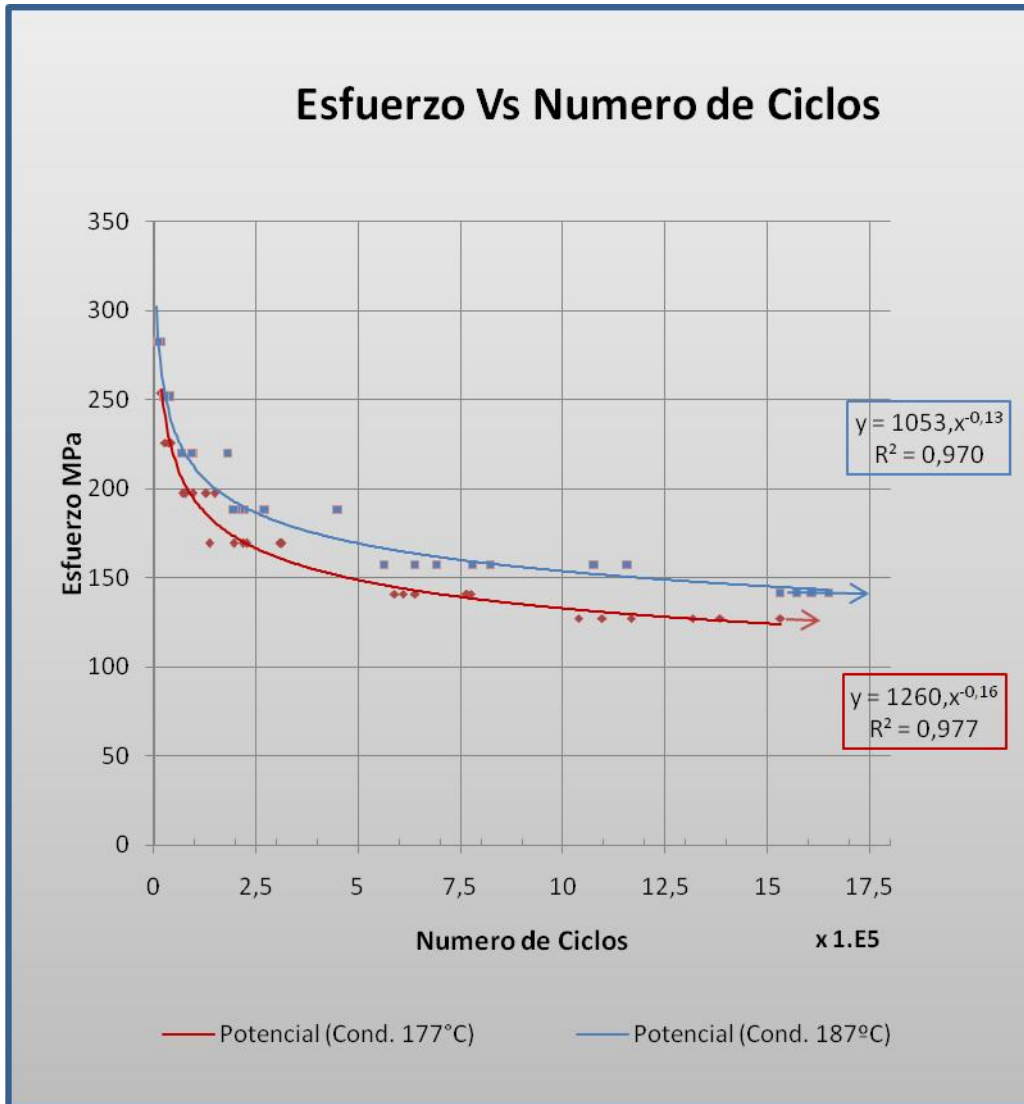


Fig. N° 4.16 Grafica de comparación de la resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas.

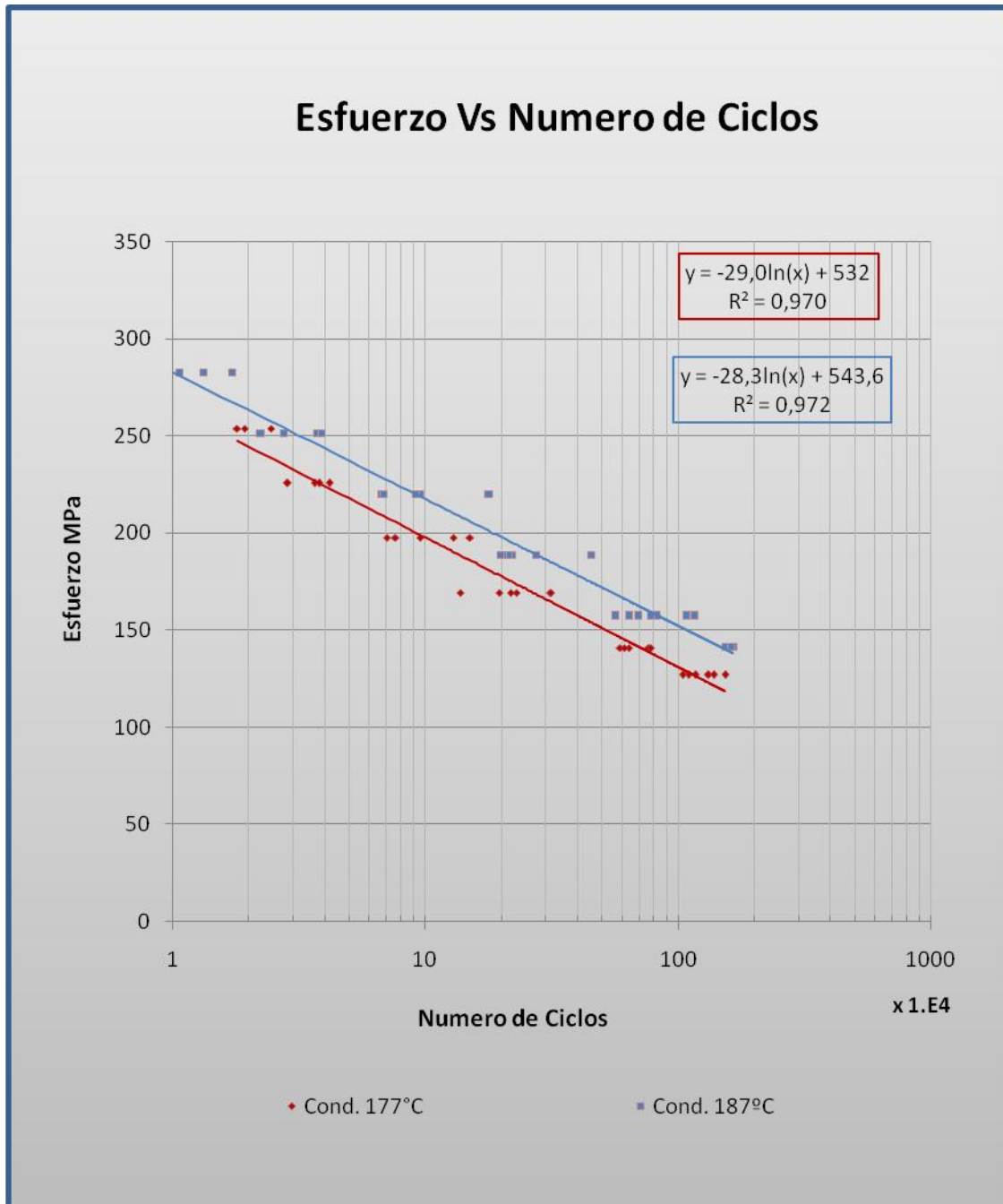


Fig. N° 4.17 Grafica de comparación de la resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas linealizadas

En la tabla N° 4.11 se observó que para valores altos de esfuerzos la dispersión es muy similar, se puede decir que para cargas altas el comportamiento de la aleación no presenta una diferencia significativa con

respecto a resistencia a la fatiga; para cargas medias se observa que la condición de 187°C soporta mayores niveles de esfuerzos que la condición de 177°C, estos valores se observan gráficamente en la figura 4.16.

Tabla N° 4.11 Comparación de la desviación estándar entre ambas condiciones, envejecidas a 177°C y 187°C.

Probetas Envejecidas a 187°C durante 12 Horas		Probetas Envejecidas a 177°C durante 12 Horas	
% Teórico	Desviación Estándar	% Teórico	Desviación Estándar
90	3.918,33	90	3.401,96
80	7.757,57	80	26.977,89
70	46.033,17	70	39.177,07
60	97.673,51	60	68.221,58
50	223.522,93	50	86.659,78
45	51.407,58	45	18.7885,16

En la figura 4.18 se observa que a 500000 ciclos la curva envejecida a 187°C durante 12 horas soportó un 9,89% más esfuerzos que la condición envejecida a 187°C durante 8 horas, mientras que a 1.500.000 ciclos a 12 horas soportó 19,90% más esfuerzo que la condición de 8 horas, lo cual deja en evidencia que la diferencia de tiempo en el envejecimiento artificial tiene relación con la resistencia a la fatiga.

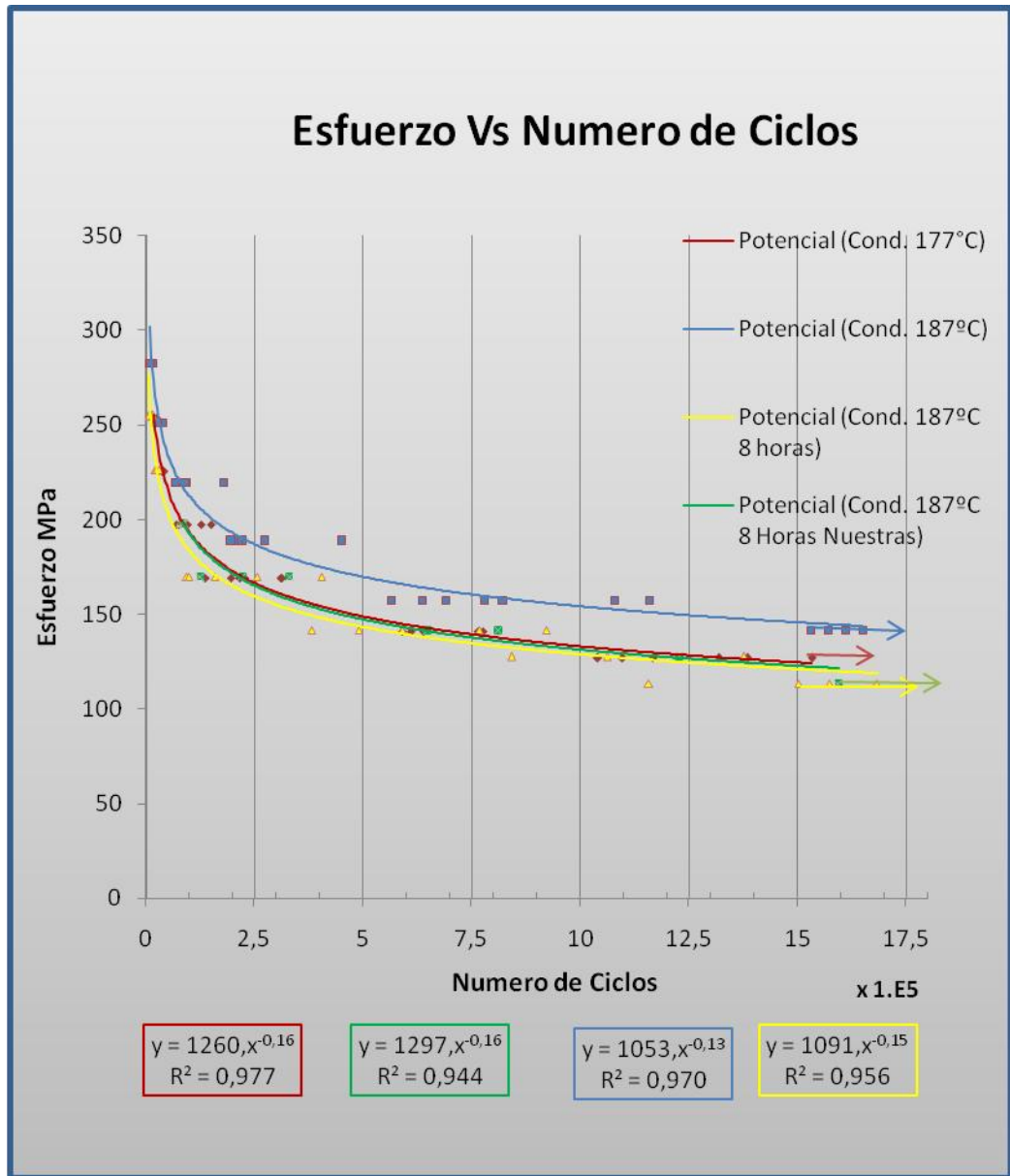


Fig. N° 4.18 Grafica de comparativa de la resistencia a la Fatiga de la aleación estudiada.

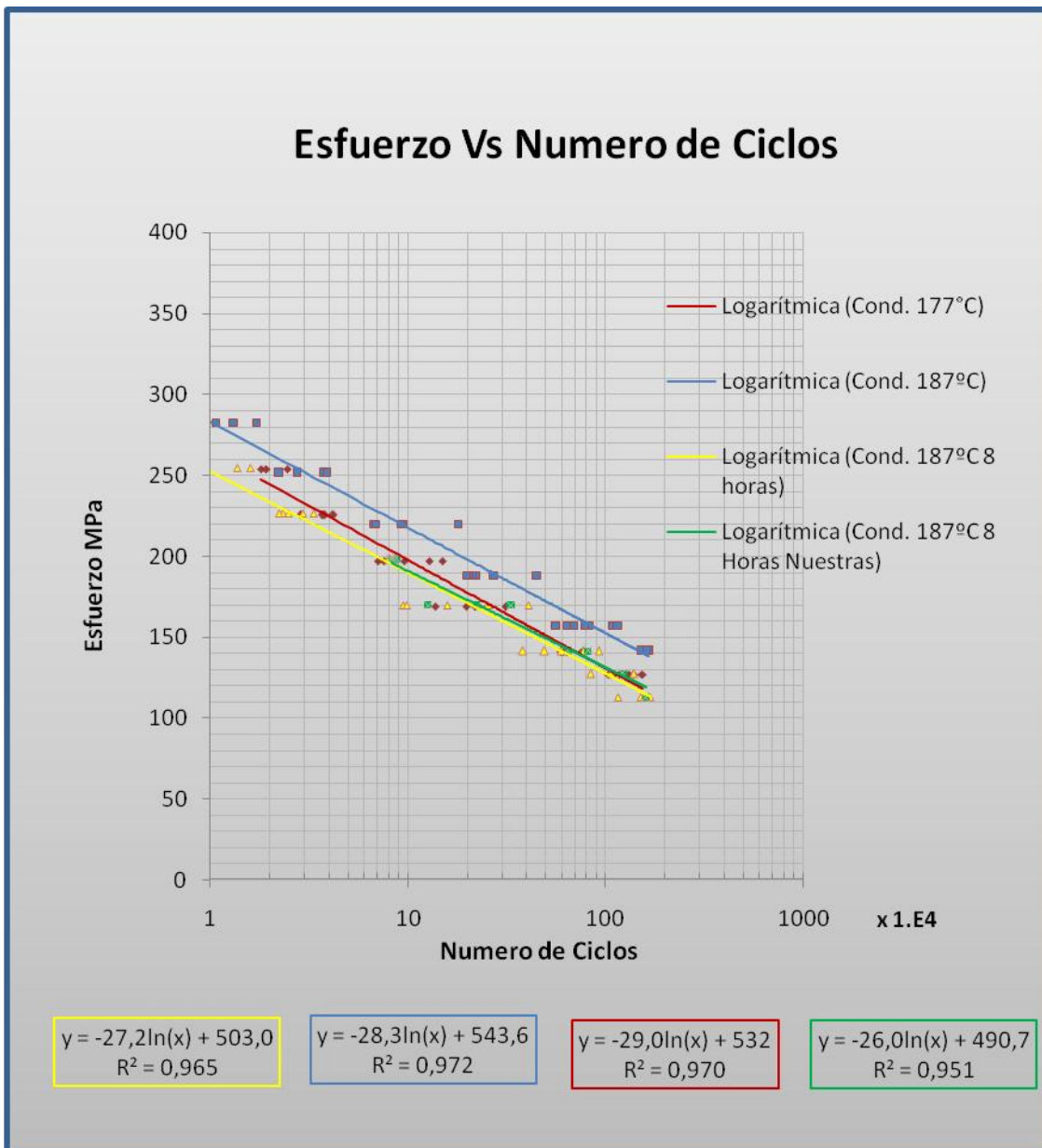


Fig. N° 4.19 Grafica de comparación de la resistencia a la Fatiga de la aleación envejecida artificialmente a 177°C y 187°C durante 12 horas con la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 8 horas linealizadas.

4.8 Fractografía

En la figura 4.20 (a) que se encuentra ubicada a la izquierda se observa una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187 °C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) con aumento de 30X y (b) que se encuentra ubicada a la derecha una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187 °C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X. Se observó una probeta que fracturó a 1.159.700 ciclos a un esfuerzo de 157,12 MPa, en la muestra se diferencian dos zonas, una de fractura dúctil y la otra de fractura frágil. En una zona se observa clivajes lo cual referencia a una fractura de tipo frágil. Las diferentes imperfecciones cristalinas, los bordes de granos y precipitados influyen en la propagación de una fisura por clivaje, una ruptura por clivaje avanza por medio de la propagación simultanea de fisuras sobre planos paralelos entre sí, cuando estas fisuras se superponen o se acercan lo suficiente se forman escalones más pronunciados, cuando estos se observan en el microscopio de barrido se observan como los ríos de una cuenca por esta razón se denominan ríos de clivaje. En la otra zona observamos Dimples u hoyuelos estos se forman debido una concentración de esfuerzos en la zona.

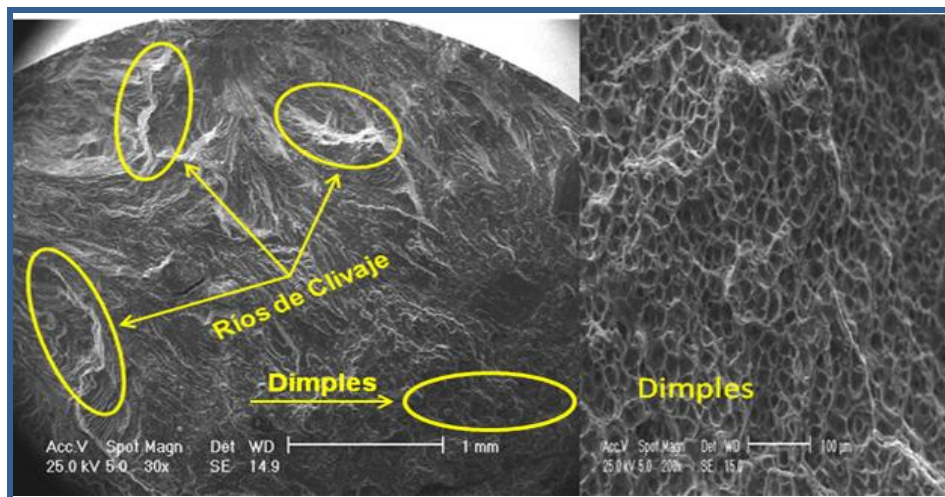


Fig. 4.20 (a) (b)

En la figura 4.21 donde (a) que se encuentra ubicado a la izquierda se observa una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177°C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X y (b) que se encuentra ubicado a la derecha encontramos una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177 °C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 30X. Se observó la probeta envejecida a 177 °C durante 12 horas a cargas bajas (50% del esfuerzo de fluencia), en esta figura ubicada en el lado derecho de la imagen se diferencian dos zonas, una es la zona de Dimples la cual se encuentra en la parte inferior derecha y se reconoce ya que posee una zona oscura u opaca e indica el mecanismos de fractura como una fractura dúctil, y la otra se encuentra ubicada en la parte media izquierda y adquiere una forma denomina marcas de playa las cuales indican la dirección de propagación de la fractura. La figura ubicada en el lado izquierdo de la imagen muestra las mismas marcas de playas del lado derecho pero con un aumento de 200X logrando así una mejor apreciación de la muestra sometida a 141MPa durante 1.168.300 ciclos, estas marcan van indicando el camino de la fractura en la parte superior lleva una trayectoria defina y luego cambia la trayectoria hacia la parte inferior derecha.

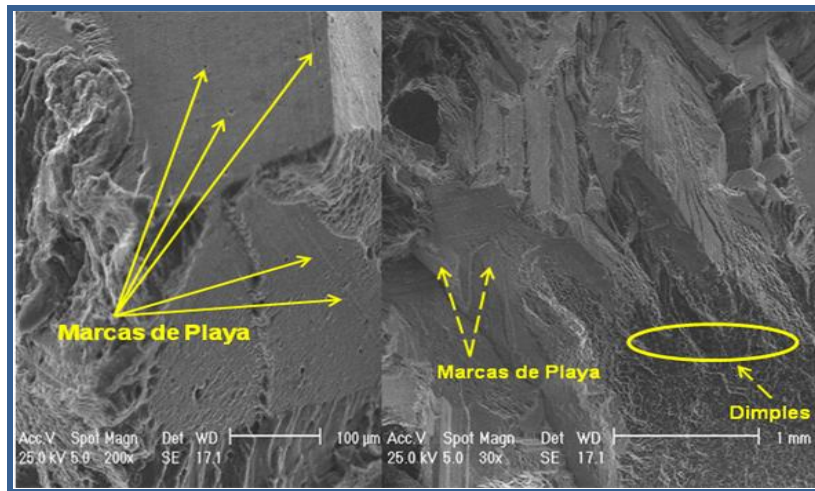


Fig. 4.21 (a)

(b)

En la figura 4.22 donde (a) que se encuentra ubicado a la izquierda observamos una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187 °C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 200X y (b) ubicado a la derecha encontramos una Fotomicrografía de la probeta envejecida a 177 °C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 200X. ambas probetas envejecidas una a 187°C y la otra a 177°C durante 12 horas y sometidas a altas cargas las dos, se observan Dimples u hoyuelos en la mayor parte de las superficies de fractura, lo cual nos indica la presencia de una fractura dúctil, esta se produce por la coalescencia de microcavidades, originada por una concentración de esfuerzos y un aumento local de la deformación plástica, también se observan grietas, esta es una característica de que la fractura lo que indica que se originó de manera violenta es decir muy rápida producto de una carga alta de trabajo. Ambas condiciones presentan características muy similares en la superficie de fractura.

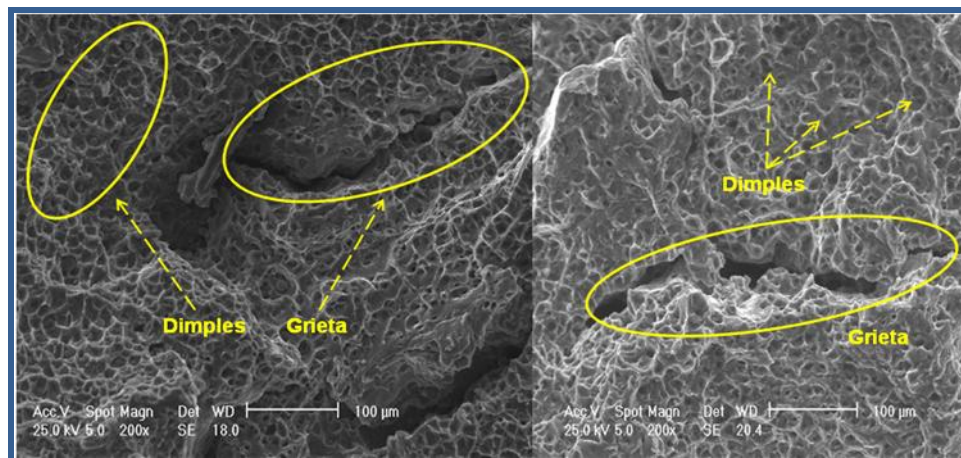


Fig. 4.22 (a)

(b)

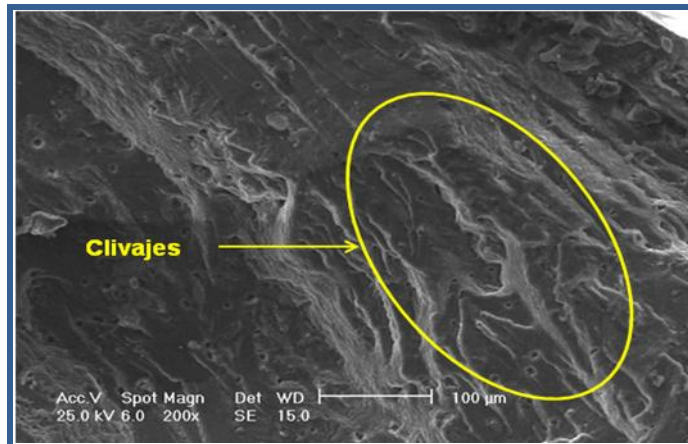


Fig. 4.23 Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187 °C durante 12 horas a bajas cargas (50% de la carga) a 200X.

En la figura 4.24 se observó una inclusión a 2000X, esta se presentó durante un ensayo a cargas altas y se le realizó un estudio de EDX para determinar qué elementos formaban ese compuesto.

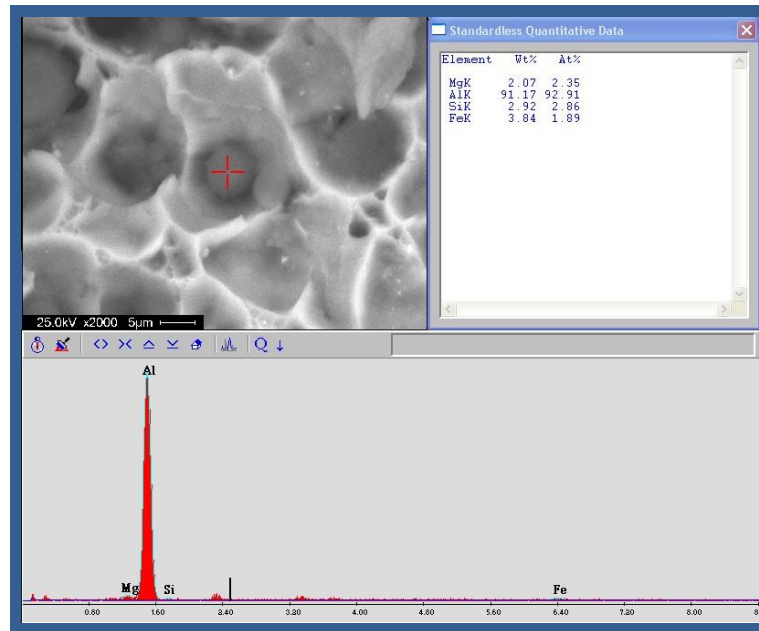


Fig. 4.24 Fotomicrografía de la probeta envejecida a 187 °C durante 12 horas a altas cargas (90% de la carga) a 2000X, estudio de EDX sobre la inclusión.

En la tabla 4.12 se observan los compuestos y la cantidad en porcentaje en peso presentes en la inclusión de la figura 4.24.

Tabla 4.12 Estudio de EDX en una inclusión en la zona de fractura sometida a altas cargas envejecidas artificialmente a 187°C.

Elemento	% Wt	N	Compuesto	%Mg	%Si	%Fe	%Wm	Elemento Sobrante	% Wt Sobrante
Mg	2,07	0,08515	Mg ₂ Si	1,172	0,677	0	1,849	Mg	0,898
Si	2,92	0,10395	Fe ₃ SiAl ₁₂	0	0,6432	3,84	4,4832	Si	1,599
Fe	3,84	0,06875							

La inclusión que se observa en la zona de fractura de una probeta envejecida artificialmente a 187°C sometida altas cargas, es un precipitado de siliciuro de magnesio (Mg₂Si) y de de siliciuro de hierro (Fe₃SiAl₁₂) también se observa en el porcentaje en peso del Si es aproximadamente 90,67% menor respecto a las muestras preparadas mediante metalografía, lo que nos indica que el exceso de Si es producto de partículas de carburo de silicio que se adhirieron a la superficie de la muestra.

4.9 Microanálisis Espectroscopía de Rayos X por Dispersión de Energía (EDX o EDS).

En las tablas desde 4.13 hasta 4.16 se observan los porcentajes en peso de los elementos presentes en el estudio y de los compuestos formados.

Ejemplo de cálculo en la determinación de los elementos presentes en las muestras:

Para la muestra # 1 probeta solubilizada a 533°C durante 2 horas.

$$MM_{Mg} = 24,31 \text{ g/Mol}$$

MM = Masa Molar.

$$MM_{Si} = 28,09 \text{ g/Mol}$$

%Wt = Porcentaje en Peso.

$$MM_{Fe} = 55,85 \text{ g/Mol}$$

$$N = \%Wt / MM$$

$$Wt_{Mg} = 1,40 \% \text{ (g/g)}$$

N= Numero de Moles

$$Wt_{Si} = 10,41 \% \text{ (g/g)}$$

$$Wt_{Fe} = 3,64 \% \text{ (g/g)}$$

Las fases comúnmente presente en esta aleación es $(Fe,Cu)_3SiAl_{12}$ y Mg_2Si , partiendo de esto, de la relación en porcentaje en peso es Mg/Si 1,73:1, a partir de esto se calculó el porcentaje en peso del Mg_2Si y mediante la relación en porcentaje en peso Fe/Si 5,98:1 se calculó el porcentaje en peso del Fe_3SiAl_{12} .

El excedente en silicio Si aumenta la resistencia sin perder propiedades para la conformación y la soldabilidad pero, cierta tendencia a la corrosión intergranular.

En la serie 6000 de las aleaciones de aluminio se forman precipitados de Mg_2Si y Fe_3SiAl_{12} , pero cuando la aleación presenta hierro puede formar junto con el exceso de Si precipitados de $FeAl_3$, $FeAl_{12}$, Fe_3SiAl_8 , $FeMg_3Si_6Al_8$.

A las muestras de las figuras 4.26 y 4.27 se le realizó un análisis puntual de EDX en los precipitados de la condición envejecida artificialmente a $187^{\circ}C$ durante 12 horas, para determinar que componentes están presentes, según los valores que arroja el ensayo se observa Mg, Si y Fe para la figura 4.26 y Mg y Si para la figura 4.27, se calcularon los compuestos dando como resultados la presencia de Mg_2Si y Fe_3SiAl_{12} , estas fases eran de esperarse que resultaran, lo inquietante en ambas muestras fue la alta cantidad de Si presente, la razón de este alto contenido puede ser debido a que al realizar la preparación de la probeta con lijas de carburo de silicio se hayan incrustado partes de silicio producto de la lija.

Teóricamente en la solubilización no se deben aparecer precipitados de Mg_2Si según el diagrama de equilibrio de la aleación debido a que solo de aparecer la fase β (Mg y Si dispersos) sin embargo en la práctica esto no sucede ya que en la muestra estudiada existe la presencia de Mg_2Si y de Fe_3SiAl_{12} .

Se realizó un análisis de EDX general a las muestras tanto a la solubilizada figura (4.29) como a la envejecida (figura 4.30), se observó que la cantidad de Mg disminuyó en un 22,52% y la de Si disminuyó 71,64% en la condición envejecida artificialmente a 187°C respecto a la condición solubilizada esto debido a la coalescencia de los elementos que conforman los precipitados.

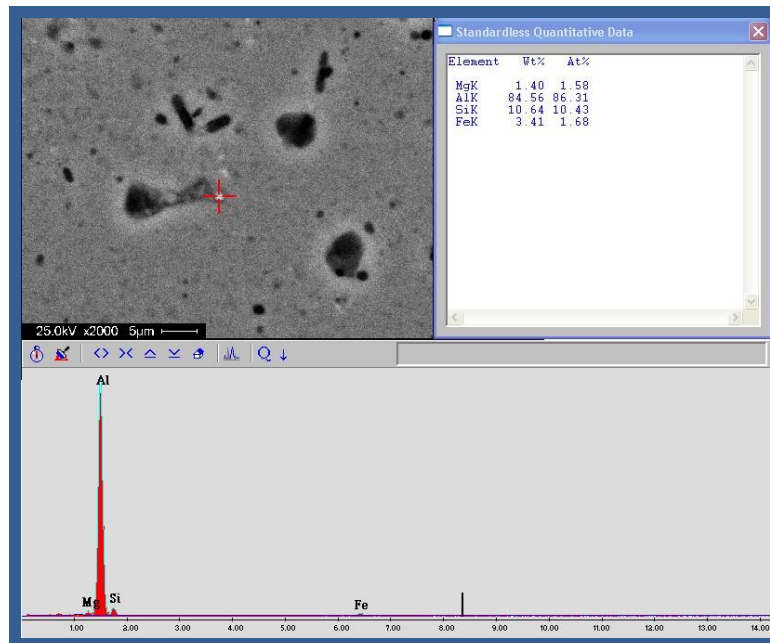


Fig. 4.25 Análisis de EDX de la condición solubilizada a 533°C durante 2 horas

Tabla 4.13 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.

Elemento	% Wt	N	Compuesto	%Mg	%Si	%Fe	%Wm	Elemento Sobrante	% Wt Sobrante
Mg	1,4	0,0576	Mg ₂ S	1,40	0,80	----	2,20	Mg	0
Si	10,64	0,3789	Fe ₃ SiAl ₁₂	---	0,57	3,41	3,98	Si	9,27
Fe	3,41	0,06106	----	----	----	-----	-----	Fe	0

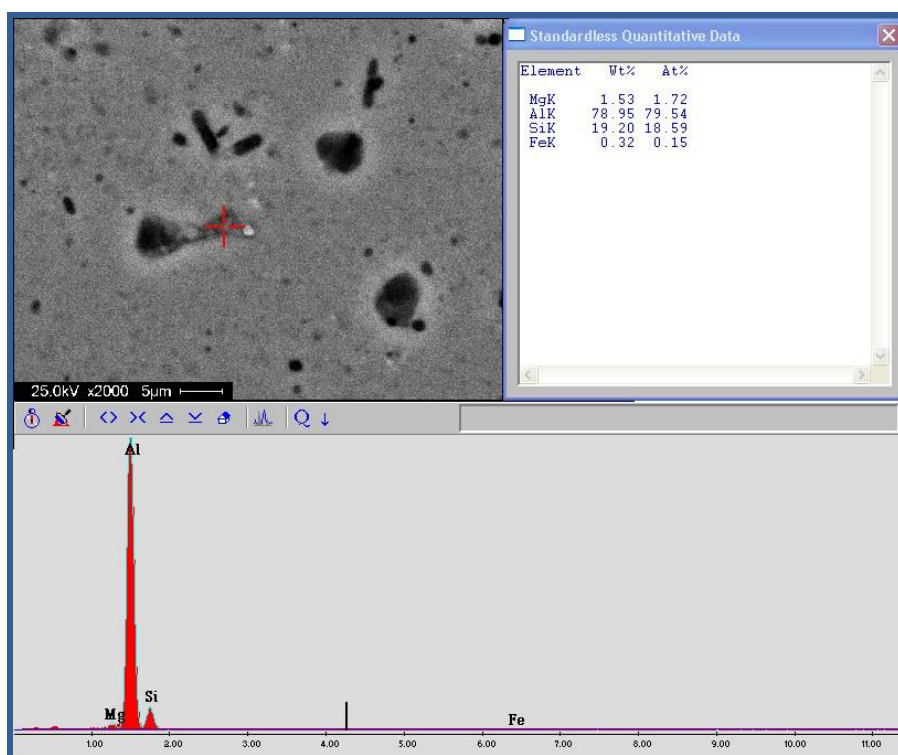


Fig. 4.26 Análisis de EDX de la condición solubilizada a 533°C durante 2 horas.

Tabla 4.14 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.

Elemento	% Wt	N	Compuesto	%Mg	%Si	%Fe	%Wm	Elemento Sobrante	% Wt Sobrante
Mg	1,53	0,0629	Mg ₂ Si	1,53	0,88	0	2,41	Mg	0
Si	19,2	0,683	Fe ₃ SiAl ₁₂	----	0,05	0,32	0,37	Si	18,27

Fe	0,32	0,00573	----	----	---	---	----	Fe	0
----	------	---------	------	------	-----	-----	------	----	---

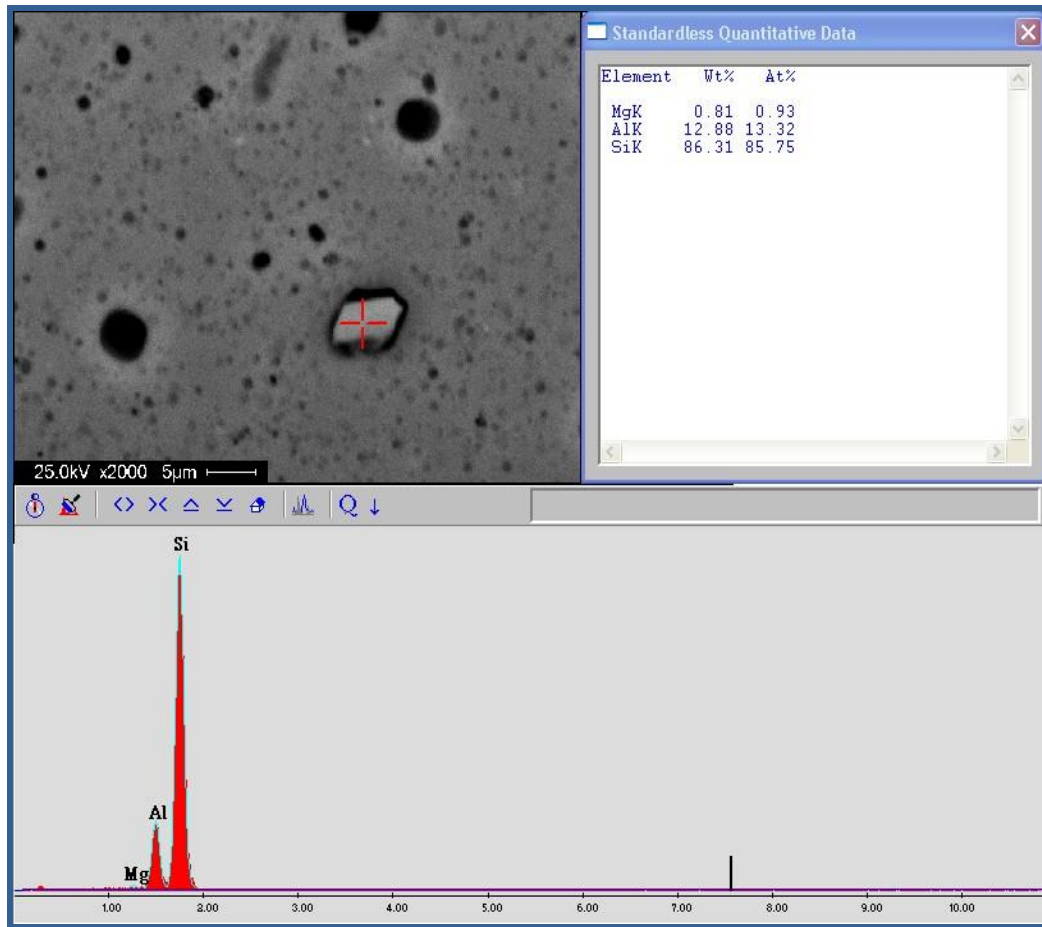


Fig. 4.27 Análisis de EDX de la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.

Tabla 4.15 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.

Elemento	%Wt	N	Compuesto	%Mg	%Si	%Fe	%Wm	Elemento Sobrante	% Wt Sobrante
Mg	0,81	0,033	Mg ₂ Si	0,81	0,46	0	1,27	Si	85,84
Si	86,31	3,073	----	----	----	----		Mg	0

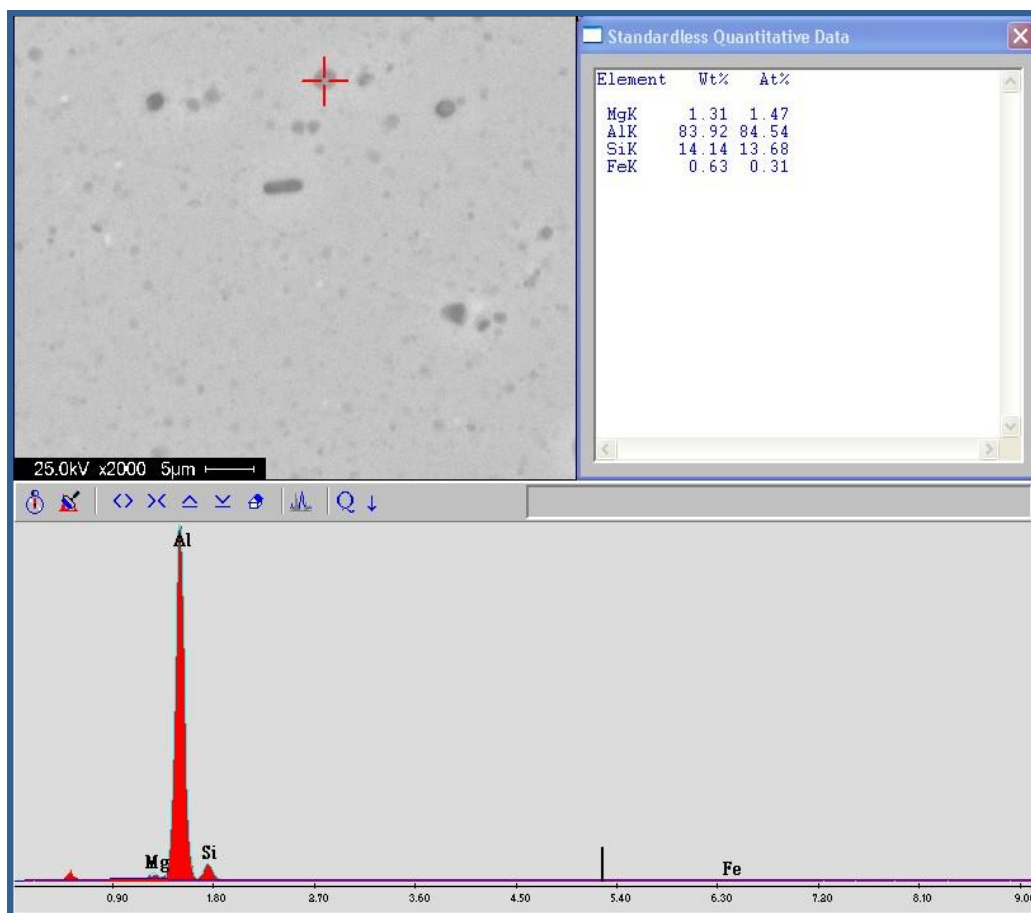


Fig. 4.28 Análisis de EDX de la condición envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.

Tabla 4.16 Compuestos presentes y sobrantes en el precipitado estudiado mediante el análisis EDX para la condición solubilizada durante 2 horas a 533°C.

Elemento	%Wt	N	Compuesto	%Mg	%Si	%Fe	%Wm	Elemento Sobrante	% Wt Sobrante
Mg	1,31	0,0539	Mg ₂ Si	1,31	0,75	0	2,48	Mg	0
Si	14,14	0,5035	Fe ₃ SiAl ₁₂	0	0,10	0,63	0,73	Si	13,29
Fe	0,63	0,0112	-----	-----	-----	-----	-----	Fe	0

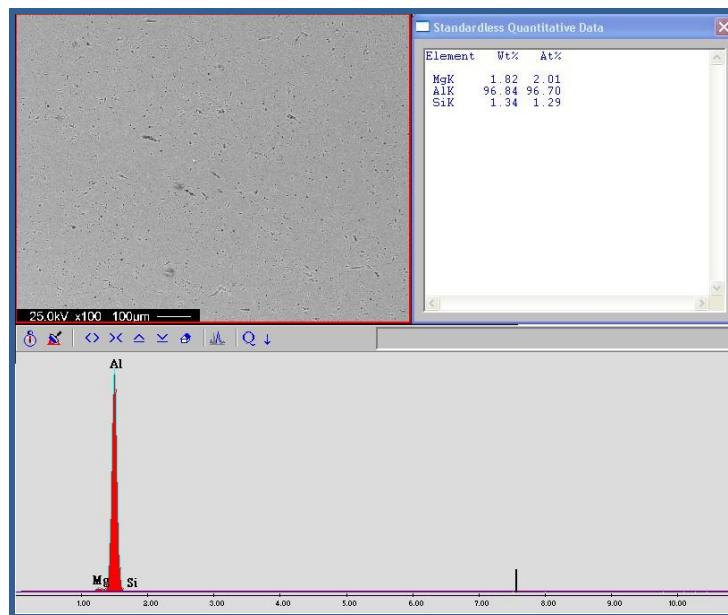


Fig. 4.29 Análisis general de EDX de la muestra envejecida solubilizada durante 2 horas a 533°C.

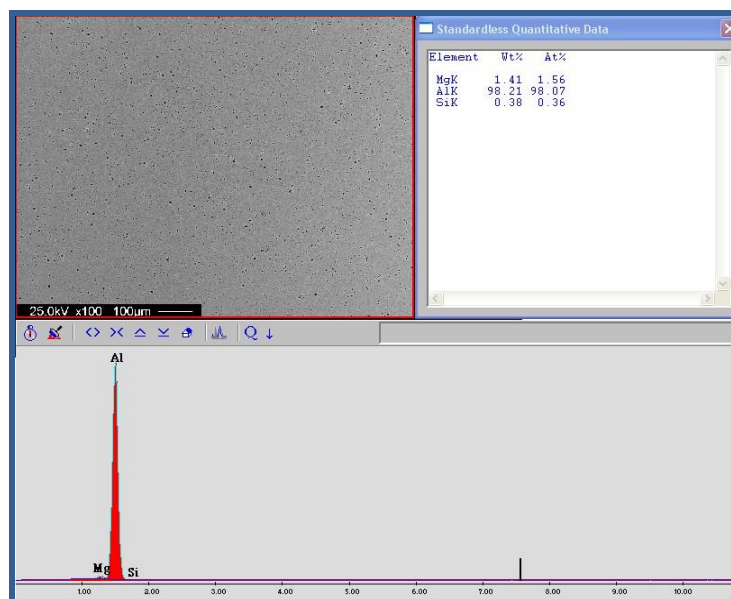


Fig. 4.30 Análisis general de EDX de la muestra envejecida artificialmente a 187°C durante 12 horas.

4.10 Relación de los ensayos realizados

Si se observan las curvas de fatiga, la que soportó mayores niveles de esfuerzos fue la condición envejecida a 187°C y al observar la cantidad de precipitados en la metalografía de esta condición, se observa un mayor número de precipitados que en las otras condiciones, los cuales mediante el estudio de EDX se determinó la presencia de Mg_2Si el cual está relacionado con la resistencia mecánica, ya que se observa que la resistencia a la tracción también fue la mayor en todas las condiciones, si se observa la condición envejecida a 177°C existe una menor cantidad de precipitados y una menor resistencia a la fatiga y a la tracción lo que indica que mientras mayor temperatura mayor cantidad de precipitados. En la condición solubilizada se obtuvo una resistencia mecánica tanto de tracción y de dureza muy baja, debido a que en metalografía se observó una baja cantidad de precipitados.

CAPITULO V

Conclusiones y Recomendaciones

Conclusiones

- La diferencia de 10°C entre las condiciones de envejecimiento es determinante en las propiedades que se obtienen del ensayo de fatiga, ya que la condición de 187°C soportó entre 10% y 12% más esfuerzo que la condición envejecida a 177°C.
- La dureza de la aleación del Aluminio AA – 6061 aumentó en 33,72% en las condiciones envejecidas artificialmente a 177°C y 187°C respecto a la condición solubilizada debido a la presencia de precipitados de Mg_2Si .
- La microdureza de la matriz en la condición solubilizada aumentó un 8,70%, en la condición envejecida artificialmente a 177°C 6,86% y en la condición envejecida artificialmente a 187°C aumentó un 6,86% con respecto a la condición original.
- A través de la evaluación del EDX y la bibliografía consultada se presume que los precipitados observados eran de Mg_2Si y de Fe_3SiAl_{12} .

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas.

- Mediante el análisis de EDX se observó que la cantidad de Mg y Si dispersos en la matriz en la condición solubilizada es mayor que en la condición envejecida a 187°C.
- Se observó que a altas cargas el mecanismo de fractura que se presenta es dúctil, mientras que a bajas cargas presenta un mecanismo de fractura mixto, es decir, una combinación entre frágil y dúctil.

Recomendaciones

- Realizar ensayos de EDX a una misma temperatura pero variando el tiempo de envejecimiento para determinar la evolución del precipitado de Mg_2Si así como también realizar este ensayo a una misma temperatura durante varios tiempos, para comparar cual es la mejor condición de evolución del precipitado.
- Determinar como varía la dureza del aluminio AA-6061 tratado térmicamente a una misma temperatura pero a tiempos variados.
- Realizar evaluación de la zona de fractura en un medio acuoso al aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a $177^\circ C$ y $187^\circ C$ y compararlas con el presente trabajo de investigación para determinar como influye el medio con la resistencia adquirida por el material.

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

FORMATO TG-5 SOLICITUD DE JURADO EXAMINADOR

Naguanagua, 03 de Noviembre de 2009

Ciudadano
Prof. Carmelo Torres
Director-Presidente y demás miembros del
Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica
Presente.-

De acuerdo a lo establecido en el artículo 24 del "Reglamento de Trabajo Especial de Grado", me remito a usted con la finalidad de solicitar se sirva nombrar el Jurado Examinador de la investigación titulada: Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas, realizada por los bachilleres: José Poleo y Michelle Fuguet, portadores de la cédula de identidad: 18.179.126 y 16.765.926, respectivamente; y del cual fui designado como tutor. De igual manera doy fe de que he revisado y bajo mi única responsabilidad solicito la designación del Jurado. Se consignan tres (03) copias provisionales de la monografía de acuerdo a lo establecido en el Artículo 25 del mencionado reglamento.

Profesor Tutor: Eleazar Díaz

Firma

FORMATO TG-5-A DESIGNACIÓN DE JURADO EXAMINADOR

De acuerdo a lo establecido en el Artículo 24 del "Reglamento del Trabajo Especial de Grado", este Consejo designa a los profesores:

_____ (Presidente)
_____ (Miembro del Jurado)
_____ (Miembro del Jurado)

Jurado examinador del Trabajo de Grado propuesto

En Naguanagua, a los ___ días del mes de _____ de _____

Director-Presidente Consejo de Escuela
Ingeniería Mecánica

SIPNOSIS DEL PROYECTO DE GRADO

TITULO DEL TRABAJO

Determinar la resistencia a la fatiga de la aleación del aluminio AA-6061 sometido a un envejecimiento artificial a las temperaturas de 177°C y 187°C con un tiempo de envejecimiento de 12 horas

FECHA DE APROBACIÓN DEL TG-II: _____
FECHA DE EX FINAL: _____
FECHA DE ENTREGA DE EJEMPLARES DEFINITIVOS A DIRECCIÓN DE ESCUELA: _____

SIPNOSIS:

En el siguiente estudio se determinó el comportamiento mecánico de las aleaciones de aluminio AA-6061 bajo un T6 a las temperaturas de 177°C y 187°C durante 12 horas con la finalidad de determinar la resistencia a la fatiga de la aleación bajo estas condiciones, además de estudiar la variación de dureza de las muestras bajo estas condiciones, la microdureza de la matriz como de los precipitados mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB), se observó la zona fracturada y se determinó el mecanismo de fractura el cual resultó.

CEDULA DE IDENTIDAD

18.179.126

16.765.926

NOMBRES

José Poleo

Michelle Fuguet

FIRMA

PROFESOR GUÍA: Eleazar Díaz

JURADO:

JURADO:

Referencias

- ASM Metals Handbook (1972). Atlas of microstructures of industrial alloys. 8th Edición.
- Askeland, D., (1998). Ciencia e Ingeniería de los Materiales. 3ra edición. Colonia Polanco México: International Thompson Editores.
- Baile, M., (2005). Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido. Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Departamento de ciencias de los materiales e Ingeniería metalúrgica. disponible: <http://www.tdx.cbuc.es/TESIS-UPC/AVAILABLE/TDX-0725105-155028/>
- Callister, W., (1995). Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los materiales. Editorial Reverte.
- Cuevas, J., Barona, W., Sánchez, H., Castro, I., (2007). Reforzamiento de la Aleación de Aluminios AA-6061 con Carburos Dobles de Fe-Cr Obtenidos por Aleación Mecánica.
- Díaz, D., Hurtado, J., (2007). Análisis de la resistencia a la Fatiga de la aleación de aluminio AA-6061 sometida a envejecimiento artificial. Trabajo de grado, Universidad de Carabobo. Valencia.
- Forn, A., Baile, M., Rupènez, E., (2002). Optimización del Tratamiento Térmico de Envejecimiento en Materiales Compuestos Base Aluminio. VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Grandia.

- Forn, A., Baile, M., Repenez, E., (2008). Optimización del tratamiento térmico de envejecimiento en materiales compuestos base aluminio. Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña.
- García, R., (2004). Aleaciones de aluminio. Artículo en línea disponible en:
www.juntadeandalucia.es/averroes/~29009272/1999/articulos/articulo18.pdf
- Hufnagel, W., Coca, P., (1992). Aluminium-Taschenbuch. Vol. I. editorial Reverté.
- Ipohorski, M. (2004). Fractografía electrónica: su contribución al análisis de fallas. Revista SAM de la asociación Argentina de materiales. Volumen 1-Nº2. Disponible en: www.materiales-sam.org.ar.
- Pereira, J., Duran, L., Van Deventer, D., Zambrano, J. (2007) Comportamiento Mecánico a Torsión de la aleación AA-6061 Tratada Térmicamente [Trabajo de Especial de Grado no publicado]. Escuela de Ingeniería Mecánica Universidad de Carabobo.
- Rodríguez, I., Da Silva, M., (2005). Estudio del crecimiento de grieta a fatiga en la aleación de aluminio A357 producida mediante new rheocasting. Análisis de mecánica de la fractura Vol. 22. Universidad de Navarra.
- Katsuyoshi, K., Rotsuko, T., Eiji, Y., (2005). Tribological properties of magnesium matrix composite alloys dispersed with Mg₂Si particles. Print form in "Advances in technology of materials processing".
- Disponible en la web: www.aluminiodepanama.com, www.alipso.com, www.monografias.com