



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

---

---

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

**ESTUDIO DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA EN  
CONDICIONES DE FLEXIÓN ROTATIVA CON  
CORROSIÓN ARTIFICIAL DE LA ALEACIÓN DE  
ALUMINIO NOMINACIÓN AISI - SAE 6063 T5.**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

**MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA MECÁNICA**

PRESENTA:

**ING. JORGE LUIS AVILA AMBRIZ.**

**ASESOR:**

**DR. GONZALO M. DOMÍNGUEZ ALMARAZ.**

**CO ASESOR:**

**DR. ERASMO CADENAS CALDERÓN.**

MORELIA, MICH. AGOSTO DEL 2012

---

---



## RESUMEN

El presente trabajo de Maestría describe ensayos de fatiga en condiciones de flexión rotativa de la aleación de aluminio nominación AISI SAE 6063-T5, bajo cargas comprendidas entre: 90%, 80%, 70% y 60% respecto del esfuerzo de cedencia del material. Los ensayos fueron llevados a cabo en especímenes sin corrosión y con pre-corrosión artificial inducida, para 2, 4 y 6 minutos de ataque corrosivo en una solución de ácido clorhídrico al 38% de concentración. Los resultados muestran que la vida en fatiga se reduce considerablemente con el mayor tiempo de ataque corrosivo. El análisis en las superficies de fractura muestran que el ataque corrosivo genera picaduras superficiales en los especímenes ensayados, estas picaduras fueron los lugares donde se inició y propagó la grieta. Con el análisis de las superficies de fractura y las dimensiones de las picaduras por pre-corrosión, se construyó el primer diagrama modificado de Kitagawa – Takahasi a nivel mundial para esta aleación de aluminio, correspondiente al 60% de carga respecto al esfuerzo de cedencia. Ésta constituye una aportación científica del presente trabajo de maestría, el cual ya ha sido publicado en una revista de estricto arbitraje y en 2 congresos internacionales. Por otro lado, las aplicaciones industriales de este trabajo de maestría están relacionadas con la vida útil de la aleación de aluminio 6063-T5 bajo condiciones de cargas mecánicas y ataque corrosivo (lluvia ácida, ambientes químicos y marinos, etc.). Bajo estas circunstancias, se encontró que el tamaño de picaduras por corrosión crítico correspondiente al diagrama de Kitakawa Takahashi obtenido, fue de 179  $\mu\text{m}$ ; basado en este descubrimiento la resistencia a la fatiga decrece drásticamente respecto del rango de esfuerzo; ésta condición es actualmente encontrada en muchas aplicaciones industriales concernientes a elementos mecánicos o estructurales.

## ABSTRACT

This research describes rotating bending fatigue test of the AISI-SAE 6063-T5 aluminum alloy under loads of 90%, 80%, 70% and 60% regarding the elastic limit of material. Tests were carried out on non corroded specimens and with artificial induced corrosion, for 2, 4 and 6 minutes of corrosion attack in a hydrochloric acid solution with concentration of 38%. Results show that fatigue life is considerably reduced with the longest time of corrosion attack, analysis on fracture surfaces show corrosion attack generates surface pitting holes on tested specimens; these pitting holes where the places of crack initiation and propagation. With the analysis of fracture surfaces and the dimensions of the pitting hole crack initiation, the first Kitagawa – Takahashi's diagram in the world was constructed for this aluminum alloy. This is a scientific contribution of this master thesis that was published in well recognized journals and two international congresses. On the other hand, industrial applications of this master work are mainly oriented to useful lives of the 6063-T5 Aluminum Alloy under mechanical loads and corrosion attacks (acid rain, chemical and marine environments, etc.) Under these circumstances it was found that sizes of the pitting holes critical corrosion are around 179  $\mu\text{m}$ ; based on this findings the fatigue endurance decreases dramatically; this condition is currently found in many industrial applications concerning mechanical elements and structures.

## ÍNDICE GENERAL

|                            |    |
|----------------------------|----|
| Portada.....               | 1  |
| Resumen.....               | 2  |
| Abstract.....              | 3  |
| Índice general.....        | 4  |
| Índice de figuras.....     | 7  |
| Índice de tablas.....      | 11 |
| Nomenclatura.....          | 13 |
| Introducción.....          | 16 |
| Antecedentes.....          | 23 |
| Justificación.....         | 27 |
| Objetivo general.....      | 28 |
| Objetivos específicos..... | 28 |
| Hipótesis.....             | 29 |

### CAPÍTULO I

#### MARCO TEÓRICO.

|   |    |
|---|----|
| 1.1 Fundamentos de la fractura.....                           | 30 |
| 1.1.1 Fractura dúctil.....                                    | 31 |
| 1.1.2 Fractura frágil.....                                    | 33 |
| 1.2 El proceso de fatiga.....                                 | 34 |
| 1.3 Crecimiento de grietas en fatiga.....                     | 37 |
| 1.4 Caracterización mediante la mecánica de la fractura.....  | 39 |
| 1.4.1 Mecánica de la fractura elástica lineal.....            | 40 |
| 1.5 Crecimiento de grietas pequeñas.....                      | 43 |
| 1.5.1 Diagrama de Kitagawa – Takahashi.....                   | 45 |
| 1.5.2 Modelo “El Haddad et al” de crecimiento de grietas..... | 46 |

## **CAPÍTULO II**

### **MODIFICACIONES A LA MÁQUINA DE FATIGA**

|   |    |
|---|----|
| 2.1 Descripción del equipo antes de las modificaciones..... | 48 |
| 2.2 Detalle de modificaciones al equipo.....                | 49 |

## **CAPÍTULO III**

### **PARÁMETROS DE LOS ENSAYOS DE FATIGA**

|   |    |
|---|----|
| 3.1 Especímenes de prueba.....                                | 52 |
| 3.2 Aleación de aluminio nominación AISI – SAE 6063 – T5..... | 52 |

## **CAPÍTULO IV**

### **ENSAYOS EXPERIMENTALES**

|   |    |
|---|----|
| 4.1 Metodología de los ensayos experimentales.....  | 55 |
| 4.2 Ataque corrosivo de los especímenes.....  | 56 |
| 4.3 Análisis al microscopio de las superficies corroídas.....   | 56 |
| 4.4 Análisis numérico de los especímenes en Ansys.....  | 59 |
| 4.4.1 Análisis numérico de especímenes sin picaduras<br>superficiales.....                                    | 59 |
| 4.4.2 Análisis numérico de especímenes con picaduras<br>superficiales.....                                    | 63 |
| 4.5 Investigación numérica del concentrador de esfuerzos $K_t$<br>asociado a las picaduras por corrosión..... | 66 |
| 4.5.1 Concentrador de esfuerzos $K_t$ de picaduras<br>separadas en el eje longitudinal de la probeta.....     | 67 |
| 4.5.2 Concentrador de esfuerzos $K_t$ de picaduras<br>separadas en el eje transversal de la probeta.....      | 71 |

## **CAPÍTULO V**

### **RESULTADOS Y DISCUSIÓN.**

|  |    |
|--|----|
| 5.1 Resultados experimentales.....                           | 76 |
| 5.2 Análisis de resultados experimentales.....               | 86 |
| 5.3 Discusión de resultados experimentales.....              | 87 |
| <br>   |    |
| CONCLUSIONES.....  | 90 |
| <br>   |    |
| BIBLIOGRAFÍA.....  | 93 |
| <br>   |    |
| <b>ANEXO I</b>   |    |
| Acciones de difusión realizadas en el marco de la tesis..... | 99 |

## ÍNDICE DE FIGURAS

| <b>Figura</b>     |  | <b>Página</b> |
|-------------------|--|---------------|
| <b>Figura 1.</b>  | Dispositivo experimental para ensayos en flexión rotativa (Título de patente no. 276818, recibido en 2010).....  | 19            |
| <b>Figura 2.</b>  | Aplicaciones industriales de la aleación de aluminio 6063-T5, a) partes extruidas, b) en la industria automotriz, c) tuberías para sistemas de riego.....  | 21            |
| <b>Figura 3</b>   | Curvas S-N o curvas de Wöhler.....   | 24            |
| <b>Figura 4.</b>  | Curva S-N de aluminio frágil.....  | 24            |
| <b>Figura 5.</b>  | Esfuerzo - deformación frágil y dúctil.....  | 30            |
| <b>Figura 6.</b>  | Fractura frágil y dúctil.....  | 32            |
| <b>Figura 7.</b>  | Etapas en la fractura de copa y cono.....  | 32            |
| <b>Figura 8.</b>  | Falla dúctil (copa y cono) y falla frágil.....   | 33            |
| <b>Figura 9.</b>  | a) Marcas en V (patrón de Chevrón), características de la fractura frágil. b) crestas radiales en forma de abanico que indican el origen de la grieta..... | 34            |
| <b>Figura 10.</b> | Modos de apertura de grieta; a) Modo I, d) Modo II, c) Modo III.....   | 40            |
| <b>Figura 11.</b> | Relación entre la velocidad de propagación de la grieta de fatiga ( $da/dN$ ) y la amplitud del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K$ ).....      | 41            |

|                   |   |    |
|-------------------|---|----|
| <b>Figura 12.</b> | Comportamiento típico de las grietas pequeñas.....  | 44 |
| <b>Figura 13.</b> | Diagrama de Kitagawa- Takahashi.....  | 45 |
| <b>Figura 14.</b> | Máquina de fatiga por flexión rotativa.....   | 48 |
| <b>Figura 15.</b> | Primeros cambios realizados en máquina de fatiga.....   | 50 |
| <b>Figura 16.</b> | Sustitución de las soleras de sujeción por redondos de fierro colado.....   | 51 |
| <b>Figura 17.</b> | Estado final de la máquina de fatiga.....   | 51 |
| <b>Figura 18.</b> | Dimensión de las probetas con forma de reloj de arena.....  | 52 |
| <b>Figura 19.</b> | Tándem de probetas maquinadas en el torno de control numérico (aún sin corrosión).....  | 54 |
| <b>Figura 20.</b> | Probeta sumergida en ácido clorhídrico.....   | 54 |
| <b>Figura 21.</b> | Metodología seguida.....  | 55 |
| <b>Figura 22.</b> | Probetas con 2, 4 y 6 minutos de corrosión respectivamente (nótese la superficie cada vez más opaca al centro de las probetas debido al mayor tiempo de corrosión).....   | 56 |
| <b>Figura 23.</b> | Superficie expuesta a 2 minutos de corrosión, aquí el brillo superficial aún se mantiene y es un tanto complicado apreciar las picaduras por corrosión.....   | 57 |
| <b>Figura 24.</b> | Superficie expuesta a 4 minutos de ataque corrosivo (nótese que la talla de picaduras por corrosión se mantiene aproximadamente igual que para 2 minutos pero que la densidad de los mismos aumenta significativamente..... | 57 |
| <b>Figura 25.</b> | Superficie de probeta expuesta a 6 minutos de corrosión.....  | 58 |
| <b>Figura 26.</b> | Puntos necesarios para crear una probeta en Ansys.....  | 59 |
| <b>Figura 27.</b> | Figura 26. Líneas necesarias para dar el perfil del espécimen.....  | 59 |

|                   |   |    |
|-------------------|---|----|
| <b>Figura 28.</b> | Área que será extruida alrededor de su propio eje para formar el espécimen.....   | 60 |
| <b>Figura 29.</b> | Espécimen en forma de reloj de arena.....   | 60 |
| <b>Figura 30.</b> | Mallado del espécimen.....  | 60 |
| <b>Figura 31.</b> | Cargas aplicadas y restricciones en la probeta para el análisis por elemento finito.....  | 60 |
| <b>Figura 32.</b> | Solución numérica para el espécimen sometido a carga.....   | 61 |
| <b>Figura 33.</b> | Máximos esfuerzos de Von Misses.....  | 62 |
| <b>Figura 34.</b> | Modelado de picaduras superficiales.....  | 63 |
| <b>Figura 35.</b> | Malla del espécimen con huecos superficiales.....   | 64 |
| <b>Figura 36.</b> | Solución numérica con picaduras superficiales.....  | 64 |
| <b>Figura 37.</b> | Máxima concentración de esfuerzos para el espécimen con picaduras superficiales.....  | 65 |
| <b>Figura 38.</b> | Simulación numérica para una probeta con una picadura superficial de 240 $\mu$ m en el centro del espécimen.....                                | 66 |
| <b>Figura 39.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m sin separación diametral.....                               | 67 |
| <b>Figura 40.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 50 $\mu$ m.....                                   | 68 |
| <b>Figura 41.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 100 $\mu$ m diametralmente...                     | 69 |
| <b>Figura 42.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 200 $\mu$ m diametralmente...                     | 70 |
| <b>Figura 43.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m sin separación diametral y dispuestas transversalmente..... | 71 |

|                   |   |    |
|-------------------|---|----|
| <b>Figura 44.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 50 $\mu$ m en el eje transversal.....         | 72 |
| <b>Figura 45.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 100 $\mu$ m en el eje transversal.....        | 73 |
| <b>Figura 46.</b> | Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 200 $\mu$ m en el eje transversal.....        | 74 |
| <b>Figura 47.</b> | Fotos de superficies de fractura de probetas sin corrosión...   | 84 |
| <b>Figura 48.</b> | Vistas laterales de superficies de fractura de probetas corroídas y cargadas a diferentes porcentajes del límite elástico del material..... | 85 |
| <b>Figura 49.</b> | Vida en fatiga y curvas de tendencia para 4 tipos de especímenes, bajo ensayos de fatiga en flexión rotativa...                             | 86 |
| <b>Figura 50.</b> | Especímenes corroídos antes de la fractura con: 2 minutos a), 4 minutos b), y 6 minutos de corrosión c). .....                              | 87 |
| <b>Figura 51.</b> | Diagrama de Kitagawa – Takahashi para la aleación de aluminio 6063-T5.....  | 88 |
| <b>Figura 52.</b> | Análisis de superficies de fractura a diferentes tiempos de corrosión y valores de carga respecto del límite elástico del material.....     | 91 |

## ÍNDICE DE TABLAS

|                  |  |    |
|------------------|--|----|
| <b>Tabla 1.</b>  | Composición química de la aleación de aluminio 6063-T5.....  | 52 |
| <b>Tabla 2.</b>  | Principales propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063-T5.....  | 52 |
| <b>Tabla 3.</b>  | Carga aplicada y máximo esfuerzo producido en el espécimen.....  | 62 |
| <b>Tabla 4.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas sin corrosión al 90% del límite elástico del material.....              | 75 |
| <b>Tabla 5.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas sin corrosión al 80% del límite elástico del material.....              | 75 |
| <b>Tabla 6.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 3 probetas sin corrosión al 70% del límite elástico del material.....              | 76 |
| <b>Tabla 7.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 5 probetas sin corrosión al 60% del límite elástico del material.....              | 76 |
| <b>Tabla 8.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material..... | 77 |
| <b>Tabla 9.</b>  | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material..... | 77 |
| <b>Tabla 10.</b> | Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 2 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material..... | 78 |
| <b>Tabla 11.</b> | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material..... | 78 |
| <b>Tabla 12.</b> | Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 4 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material..... | 79 |

|                  |   |    |
|------------------|---|----|
| <b>Tabla 13.</b> | Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 4 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material.....  | 79 |
| <b>Tabla 14.</b> | Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 4 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material.....  | 80 |
| <b>Tabla 15.</b> | Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 4 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material.....  | 80 |
| <b>Tabla 16.</b> | Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 6 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material.....  | 81 |
| <b>Tabla 17.</b> | Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material.....  | 81 |
| <b>Tabla 18.</b> | Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material. .... | 82 |
| <b>Tabla 19.</b> | Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material. .... | 82 |

## NOMENCLATURA

|                               |   |
|-------------------------------|---|
| $\alpha$                      | Longitud de grieta.   |
| $\alpha_0$                    | Región comprendida entre $\alpha_1$ y $\alpha_2$ es la zona de transición entre las grietas pequeñas y las grandes en el umbral de crecimiento. |
| $\alpha_1$                    | Máxima longitud de grieta para la que la tensión umbral es constante e igual al límite de fatiga del material.                                  |
| $\alpha_2$                    | Mínima longitud por encima de la cual la MFEL es aplicable para describir el proceso de propagación.  |
| <b>AISI</b>                   | American Iron and Steel Institute.  |
| <b>Al</b>                     | Aluminio.   |
| <b>AlCl</b>                   | Cloruro de aluminio.  |
| <b>C</b>                      | Constante.  |
| <b>Cr</b>                     | Cromo.  |
| <b>Cu</b>                     | Cobre.  |
| <b>D</b>                      | Tamaño de grano del material.   |
| <b>da/dN</b>                  | Crecimiento de fractura por cada ciclo.   |
| <b>E Young</b>                | Módulo de Young.  |
| <b>Fe</b>                     | Fierro.   |
| <b>GPa</b>                    | Giga Pascal.  |
| <b>H</b>                      | Hidrógeno.  |
| <b>h</b>                      | Hora.   |
| <b>HCL</b>                    | Ácido clorhídrico.  |
| <b>Hz</b>                     | Hertz.  |
| <b><math>K_I = FIT</math></b> | Factor intensidad de tensiones.   |

|                                   |   |
|-----------------------------------|---|
| <b><math>\Delta K</math></b>      | Rango de variación del FIT en un ciclo de trabajo.  |
| <b><math>\Delta K_{th}</math></b> | Umbral amplitud del factor intensidad de tensiones.   |
| <b><math>K_{max}</math></b>       | FIT máximo.   |
| <b><math>K_{min}</math></b>       | FIT mínimo.   |
| <b>L.E.</b>                       | Límite elástico.  |
| <b>m</b>                          | Metro.  |
| <b><i>m</i></b>                   | Constante.  |
| <b>mm</b>                         | Milímetros.   |
| <b>MFEL</b>                       | Mecánica de la Fractura Elástica Lineal.  |
| <b>Mg</b>                         | Magnesio.   |
| <b>min</b>                        | Minuto.   |
| <b>MPa</b>                        | Mega Pascal.  |
| <b><math>r_y</math></b>           | Tamaño de la zona plástica  |
| <b>S</b>                          | Carga aplicada o esfuerzo.  |
| <b>s</b>                          | Segundo.  |
| <b>SAE</b>                        | Society of Automotive Engineering.  |
| <b>Si</b>                         | Silicio.  |
| <b>Ti</b>                         | Titanio.  |
| <b>T5</b>                         | Temple 5, que consiste en enfriar el material desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecerlo artificialmente, mejora las propiedades mecánicas del mismo. |
| <b>N</b>                          | Número de ciclos.   |
| <b>UTS</b>                        | Resistencia última a la tensión.  |
| <b>Y</b>                          | Factor geométrico que depende de la forma del espécimen.  |

**Zn**                      Zinc.

**LETRAS GRIEGAS**

$\alpha$                       Constante.

$\Delta\sigma$                       Variación de esfuerzo.

$\varepsilon$                       Deformación.

$\mu\text{m}$                       Micrómetro

$\sigma$                       Esfuerzo.

$\sigma_{FL}$                       Esfuerzo plano.

$\sigma_y$                       Límite de fluencia.

”                      Pulgadas.

## INTRODUCCIÓN

En muchas aplicaciones industriales sus componentes o sistemas mecánicos están sometidos a cargas oscilantes, conduciendo con frecuencia a la condición de fatiga mecánica [1-2]. La ruptura puede ocurrir de manera instantánea sin previa observación de deformación plástica superficial aun cuando se utilicen factores de seguridad contra fallos estáticos [3], cuando los elementos o sistemas mecánicos son sometidos a tensiones por debajo de su esfuerzo de cedencia. Es importante remarcar que cerca del 90% de los fallos en elementos mecánicos y/o estructurales son producidos por la combinación de corrosión y fatiga; en tiempos actuales, estudios de fatiga para diferentes clasificaciones de hierro y aceros [4] han sido llevados a cabo, sin embargo es limitada la información concerniente a las aleaciones de aluminio [5-6] y en concreto para la aleación 6063-T5, de donde la pertinencia del presente estudio.

Las pruebas de fatiga de un material pueden determinar su resistencia hasta el punto de fractura. Esta propiedad mecánica se obtiene mediante tres métodos experimentales: El método más antiguo que data de mediados del siglo XIX y propuesto por A. Wöhler [7-10], consiste en graficar la carga aplicada contra el número de ciclos, las denominadas curvas S – N. El segundo método apareció a mediados del siglo XX y es la obra de Coffin – Manson [11-13], en cuyas gráficas se presentan la deformación total (elástica y plástica) contra el número de ciclos, las denominadas curvas  $\epsilon$ -N. Finalmente el método propuesto por P. Paris hacia 1960 [14], consistente en graficar el crecimiento de fractura por cada ciclo  $da/dN$  contra el incremento del factor intensidad de esfuerzos  $\Delta K$ .

La utilización de las aleaciones de aluminio en la industria moderna ha experimentado un crecimiento exponencial en las últimas décadas; particularmente en las industrias: automotriz, aeronáutica, electrodomésticos, industria química, construcción, industria agro – alimentaria, etc. Entonces, es de particular interés obtener las propiedades mecánicas de estos materiales para prevenir posibles fallas cuando están sujetos a condiciones de fatiga. La aleación

de aluminio nominación AISI – SAE 6063-T5 tiene una gran variedad de aplicaciones industriales, entre otras: tuberías inoxidables en las industrias químicas y agrícolas, perfiles para la construcción en zonas costeras, cañerías, barandas, muebles, perfiles de carpintería, camiones y pisos para tráiler, puertas, ventanas, tubos para riego, etc. [15,16]

Esta aleación de aluminio se caracteriza por su buena resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas, buena maquinabilidad y soldabilidad, de donde la pertinencia de conocer su resistencia a la fatiga.

Como mencionado anteriormente, los ensayos dinámicos pueden reproducir de manera muy cercana las condiciones de trabajo de los elementos mecánicos sometidos a fatiga, y son precisamente los esfuerzos repetidos los que causan la mayoría de las roturas de las piezas en servicio. Los fallos dinámicos por fatiga son con frecuencia del tipo de fallos instantáneo en los que no se aprecia evidencia de deformación plástica superficial, porque se caracterizan por tensiones máximas inferiores al esfuerzo de cedencia del material.

La determinación en forma rigurosa de las tensiones que se originan como consecuencia de las cargas dinámicas resulta compleja y en cierto modo, un tanto indefinida. El diseño y cálculo contra el fallo estático son tareas relativamente sencillas debido a que el conocimiento del fenómeno de fallo estático es bastante completo desde el punto de vista experimental. En el caso de aplicaciones estáticas, las cargas actuantes pueden determinarse en forma precisa en comparación con el caso de aplicaciones dinámicas, dónde se presente la transferencia de una cierta cantidad de energía cinética, la cual en la práctica no es fácil de cuantificar. Una visión muy conservadora consiste en evitar los métodos de cálculo por fatiga, reemplazándolos por un cálculo de 3 o 4 veces los coeficientes de seguridad comúnmente empleados en cargas estáticas, aunque esta práctica conduce a diseños poco fiables.

Los elementos de máquinas pueden estar sometidos a diferentes tipos de aplicaciones, las cargas se pueden distinguir en dos tipos característicos: ESTÁTICAS y DINÁMICAS, según varíen o no con el tiempo. También se les

suele llamar con otros apelativos, por ejemplo las cargas estáticas suelen denominarse “ESTACIONARIAS” y a las cargas dinámicas se les suele denominar “CÍCLICAS” o “TRANSITORIAS”. Las cargas estáticas varían su magnitud de cero a los valores definitivos lentamente y las aceleraciones relacionadas en estas condiciones que reciben los elementos de máquinas son despreciables. Cuando una carga se aplica en un período relativamente corto recibe el nombre de “carga dinámica”. La diferencia fundamental de las cargas dinámicas con las estáticas reside en que las primeras originan modificaciones tanto en la magnitud de las tensiones como en las deformaciones a que dan lugar, afectando también la forma y límite de rotura de los materiales. Para los materiales que están sometidos a aplicaciones dinámicas la deformación correspondiente de rotura se reduce en forma considerable, particularmente en el caso de materiales frágiles. Muchos materiales presentando comportamiento dúctil en cargas estáticas, pueden presentar un comportamiento frágil frente a cargas dinámicas. Las cargas dinámicas producidas por el impacto de un cuerpo en movimiento pueden originar en la estructura efectos vibratorios. Si la carga dinámica se repite en forma periódica, y su frecuencia coincide con el período de vibración del elemento, éste puede entrar en resonancia. Cuando esto ocurre se originan deformaciones tan grandes que provocarían consecuencias catastróficas en la estructura. Luego entonces es importante conocer la resistencia a la fatiga de los materiales que se tengan seleccionados para trabajar, para garantizar que los diseños soportarán adecuadamente las condiciones de operación. El presente estudio concierne en la caracterización de resistencia en fatiga del aluminio nominación AISI – SAE 6063-T5 bajo condiciones de fatiga en flexión rotativa (ver Figura 1), empleando el dispositivo diseñado, construido y patentado por el Dr. Gonzalo Domínguez Almaraz, director de la tesis.



Figura 1. Dispositivo experimental para ensayos en flexión rotativa (Título de patente no. 276818, recibido en 2010)

## PROPIEDADES FÍSICAS DEL ALUMINIO.

Color. Es un metal blanco, con una alta reflectividad de la luz.

Densidad: La ligereza de la masa (peso) del aluminio es una de las propiedades más conocidas que este metal posee. Un centímetro cúbico de aluminio puede tener una masa de aproximadamente 2.699 g, comparado con los 7.85 g del acero y 8.46 g del cobre. Su peso es casi un tercio del acero. Esta ventaja ha permitido el desarrollo de muchas industrias como la aeronáutica y el transporte, además de facilitar la manipulación de los perfiles, reduciendo los costos de transporte y mano de obra.

Conductividad Eléctrica: Aparte del cobre, el aluminio es el único metal común que posee una alta conductividad para ser usado como conductor eléctrico. Su conductividad puede llegar a representar el 63.8% de la del cobre (en la aleación 6063 llega al 54%); sin embargo, con igual masa de base, el aluminio dobla la capacidad conductiva del cobre. Para una misma capacidad de conducción eléctrica, un conductor de aluminio puede tener la mitad de la masa, que la correspondiente a la sección transversal de un conductor de cobre.

Conductividad Térmica: El aluminio tiene una alta conductividad térmica que sólo es superada por el cobre, siendo además cuatro veces más grande que la conductibilidad del acero. Su temperatura de fusión es de 660.2 °C. Por ello ofrece grandes ventajas al ser usado en utensilios de cocina, industria química, aire acondicionado, disipadores de calor, entre otros.

Reflectividad: El aluminio es muy reflectivo en la luz y con la radiación solar, más que ningún otro metal corriente. La reflectividad varía de acuerdo al grado de energía o las condiciones superficiales del metal, siendo la más alta del 75% en un rango de rayos ultra violeta, 85% en el rango de luz visible y sobre un máximo del 95% en el rango de radiación infrarroja.

Resistencia a la Corrosión: Se debe a la formación espontánea de una película muy delgada de óxido de aluminio que es insoluble en agua, la cual la protege del medio ambiente y la corrosión, tanto en forma de metal puro como cuando se combina con otros metales para formar aleaciones, lo cual le da las mismas ventajas que el acero inoxidable y le permite mantener su aspecto exterior en comparación con el acero. Una característica de esta capa, es que si es removido por algún medio mecánico, se formará una nueva capa protectora de óxido.

No es Tóxico: El aluminio y sus derivados son eternamente no tóxicos a temperatura ambiente. En efecto, una prueba de ello es que está presente en los utensilios de cocina, envases industriales, etc., ya que no producen efectos nocivos.

## GENERALIDADES TÉCNICAS DEL ALUMINIO.

Aleaciones de Aluminio: El aluminio puro es relativamente débil, por ello se han desarrollado diferentes aleaciones con diversos metales como el cobre, magnesio, manganeso y zinc. Por lo general, en combinaciones de dos o más de estos elementos junto con fierro y silicio, se obtiene una infinidad de aleaciones para una gran variedad de aplicaciones, incluso con características superiores al acero. La

Aluminium Association Inc. (AAI) ha clasificado las aleaciones de aluminio mediante la siguiente nomenclatura:

Serie 1000: Aluminio con un mínimo de pureza de 99%.

Serie 2000: Aleado con Cobre.

Serie 3000: Aleado con Manganeseo.

Serie 4000: Aleado con Silicio.

Serie 5000: Aleado con Magnesio.

Serie 6000: Aleado con Silicio – Magnesio.

Serie 7000: Aleado con Zinc.

CARACTERÍSTICAS DE LA SERIE 6000.

Buena resistencia mecánica.

Buena resistencia a la corrosión.

Buena maquinabilidad.

Buena soldabilidad.

APLICACIONES GENERALES DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 6063 – T5.

Aplicaciones industriales de esta aleación de aluminio están mayoritariamente orientadas a: partes extruidas, en la industria automotriz, extrusiones arquitectónicas, tuberías para sistemas de riego, conductores eléctricos, etc. [17-19]. Esta aleación presenta una superficie altamente pulida, buenas propiedades de soldadura, resistencia a la corrosión y es típicamente producida con superficies muy lisas logradas por anodizado [20].



a)

b)

c)

Figura 2. Aplicaciones industriales de la aleación de aluminio 6063-T5, a) partes extruidas, b) en la industria automotriz, c) tuberías para sistemas de riego [15-17].

En conclusión, las características antes mencionadas del aluminio, lo hacen un material muy usado en la industria, más aún, son limitados los datos en la literatura que hablen de la resistencia a la fatiga en flexión rotativa que tiene la aleación AISI – SAE 6063-T5, en condiciones de ataque corrosivo y sin corrosión, de aquí se desprende la importancia de este estudio puesto que el fenómeno de fatiga no puede ser completamente explicado si se deja de lado el efecto de la corrosión por medios ambientes corrosivos [21].

## ANTECEDENTES

Este trabajo se inscribe dentro de la continuidad de varias tesis de Licenciatura y Maestría llevadas a cabo en la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UMSNH. Cuatro tesis de Licenciatura y dos de Maestría se han desarrollado utilizando el dispositivo de ensayos en fatiga en flexión rotativa; este dispositivo se desarrolló en la Facultad de Ingeniería Mecánica, en el marco de las 2 primeras tesis de Licenciatura mencionadas. Actualmente el dispositivo cuenta con una patente recibida en el mes de mayo del 2010. La continuidad del trabajo con el empleo de este dispositivo se orienta a la puesta en marcha de esta nueva tesis de Maestría, en la que se desarrollarán los ensayos en fatiga en flexión rotativa mediante la utilización de una nueva aleación de aluminio con uso industrial intensivo y comprendiendo en este proyecto el efecto de la corrosión acoplado con el efecto de la fatiga en flexión rotativa. El material objeto de estudio corresponde a la aleación de aluminio nominación AISI – SAE 6063 T5, comúnmente empleada en ambientes con ataques corrosivos.

Por otro lado y muy importante mencionar, en 1983 Reed, J.H. Smit y B. W. Christ [22] dieron a conocer que los fallos por fatiga en elementos mecánicos en los Estados Unidos en ese año, produjeron pérdidas que representaban el 4% del producto interno bruto del país (alrededor de los cien mil millones de dólares) y aunque en México no existen cifras o estudios sobre las implicaciones económicas de los fallos por fatiga en las diferentes industrias, podemos deducir la importancia del desarrollo de investigaciones orientadas a conocer el fenómeno de fatiga que ayuden a disminuir los costos económicos que año con año estos fallos originan.

### BREVE RECUENTO HISTÓRICO DE LA FATIGA.

El primer estudio sobre la fatiga se realizó sobre materiales metálicos alrededor del año 1829 en Alemania por George Stephenson, después de observar el fallo en cadena de estructuras de soporte en minas, sometidas a cargas que usualmente eran consideradas seguras. Hacia 1860 A. Wöhler [7- 9], un ingeniero de ferrocarriles bávaro, dio un impulso trascendental al conocimiento del fenómeno de fatiga, después de realizar numerosos ensayos

bajo diversas condiciones de carga para determinar la causa de la rotura prematura de los ejes ferroviarios. Fruto de sus estudios fueron las caracterizaciones sobre comportamiento a fatiga en términos de amplitud de tensión, número de ciclos de vida (curvas S-N), así como el concepto de resistencia límite de fatiga o endurancia, todo ello plasmado en las siguientes dos leyes, las cuales, reflejan la importancia de las curvas S-N en lo que se refiere a fatiga en materiales: **1.** Las piezas metálicas pueden romperse bajo esfuerzos unitarios inferiores a su límite elástico, si el esfuerzo se repite un número suficiente de veces. **2.** La rotura no tiene lugar, cualquiera que sea el número de sollicitaciones, si la diferencia entre el esfuerzo máximo y mínimo es inferior a cierto valor límite (límite de fatiga). Las curvas S-N o curvas de Wöhler (Figuras 3 y 4) se obtienen experimentalmente tras someter a distintas muestras a estados cíclicos de carga y establecer la relación de pérdida de resistencia en función del número de ciclos de carga.

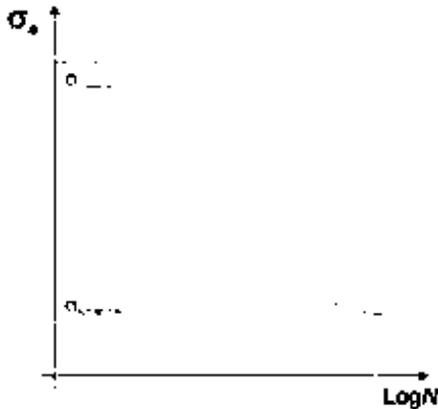


Figura 3. Curvas S-N o curvas de Wöhler [10].

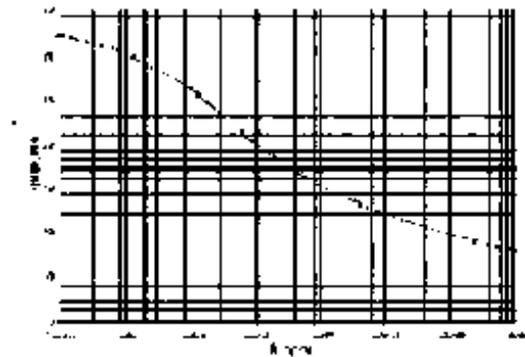


Figura 4. Curva S-N de aluminio frágil.

No todos los materiales presentan límite de fatiga, por ejemplo, como se puede apreciar en la Figura 4, el aluminio no posee límite de fatiga [23]. Hacia 1950 Manson y Coffin [24-26] establecieron la idea de que la deformación plástica es la responsable final del daño cíclico en los metales y propusieron una expresión derivada de experimentos que relaciona el número de ciclos con la magnitud de la deformación inelástica. Otra dirección de los estudios de

fatiga fue propuesta sobre la base de la mecánica de fractura. Así aparecen los trabajos de Erwing [27] que intentan relacionar los fenómenos de fatiga con la fractura a través de los factores de intensidad de tensiones. En esta misma línea, años más tarde, Paris Gómez y Anderson [28], caracterizan el crecimiento de las fisuras por fatiga mediante la utilización del factor de intensidad de tensiones. Ellos fueron los primeros en sugerir que el aumento de la longitud de estas fisuras dependía del rango de fluctuación del factor de intensidad de tensiones. Años más tarde Paris [29] propone una notoria relación matemática entre el número de ciclos y la longitud de fisura, haciendo así realidad su idea original. En estos últimos años se produce un cambio fundamental en el estudio de la fatiga y Chaboche [30] presenta un trabajo donde se puede ver cómo este fenómeno de fatiga puede ser incorporado en la teoría de daño de la mecánica de medios continuos. Este estudio se basa en admitir que el daño depende en una variable interna de deterioro que permite tratar adecuadamente el fenómeno de acumulación y localización de dislocaciones. Esta variable interna se propone estableciendo una relación entre el daño y el número de ciclos. Todos y cada uno de los estudios efectuados, condujeron a distintas teorías, que tomadas en su conjunto pueden dejar las siguientes conclusiones:

a) Los aceros de construcción de máquinas y en general los metales, no poseen homogeneidad en su estructura, ni continuidad de resistencia, en los metales que poseen cristales de una sola fase, que al variar de tamaño y orientación, hacen que la resistencia promedio sea solo válida para solicitaciones estáticas, debido a que estas solicitaciones permiten un reajuste adaptativo de los cristales a medida que aumenta la carga.

b) A su vez las cargas variables tienen su aplicación prácticamente instantánea, lo cual no deja mucho margen temporal para el reajuste, siendo este el motivo de la separación de los cristales en aquellos lugares donde hay menor cohesión intercrystalina, generando el inicio de una microfisura, la que

por el efecto de concentración de tensiones producida por un microdefecto, crea en esa zona un incremento de tensiones que va aumentando rápidamente la fisura hasta que la sección resistente no puede soportar la carga, produciéndose en ese instante la rotura súbita de la pieza.

c) Las microfisuras o grietas iniciales de fatiga comienzan sobre la superficie de las piezas en varios puntos simultáneamente y se propagan a los sustratos inferiores. Estas grietas son normalmente muy pequeñas y difíciles de observar, pero se propagan en conjunto ante la presencia de un defecto dominante que pueden llevar rápidamente a la catástrofe.

Teniendo en cuenta las anteriores conclusiones, la vida de una pieza se puede alargar siempre que se siga una serie de pautas como las siguientes:

1) Minimizando defectos superficiales: con esto se tiene un gran cuidado de no generar superficies demasiado rugosas susceptibles a los fenómenos de fatiga.

2) Maximizando el tiempo de iniciación: se ha observado que las tensiones residuales superficiales se reducen por medio de procesos de acabado de manufactura como el granallado o el bruñido.

3) Maximizando el tiempo de propagación: también son importantes las propiedades del sustrato superficial, dado que las grietas se propagan más rápido por las fronteras reticulares que a través de los granos. De esta manera empleando materiales que no presenten granos alargados en la dirección de propagación de la grieta permite maximizar el tiempo de propagación.

4) Maximizando la longitud crítica de la grieta. Existe una condición para la cual la grieta puede mantenerse estable.

## JUSTIFICACIÓN

El aluminio es un metal no ferroso, y es el más abundante de los metales, constituyendo cerca del 8% de la corteza terrestre. Sus propiedades han permitido que sea uno de los metales más utilizados en la actualidad y con perspectivas de que sea más utilizado en el futuro próximo en industrias como: aeronáutica, automotriz, naval, construcción, agro – alimentaria, electrodomésticos, etc. Es de color blanco y es el más ligero de los metales producidos a gran escala.

La alúmina, que es extraída de la bauxita y mezclada con la criolita, es la fuente del aluminio. El aluminio puro es demasiado blando, debidamente aleado se obtienen resistencias comparables a ciertos aceros, por lo cual es útil para la mayoría de las industrias modernas. El aluminio es el único metal que proporciona dureza con bajo peso, es sumamente fácil de pulir, es tenaz, dúctil y maleable [31], posee una gran resistencia a la corrosión y alta conductividad térmica y eléctrica, teniendo la mejor relación beneficio - costo que cualquier otro metal común.

Brinda a los ingenieros, arquitectos, diseñadores, etc., la posibilidad de desarrollar una gran variedad de diseños, ya sea con el uso de perfiles estándares o a través del desarrollo de perfiles personalizados.

Concerniente a la aleación AISI SAE 6063-T5, los estudios de resistencia a la fatiga de este material son relativamente limitados en la actualidad, particularmente estudios de fatiga combinados con corrosión; por estas razones el eje principal de esta tesis de maestría se orienta al estudio de fatiga de este material, combinado con el efecto de corrosión.

## **OBJETIVO GENERAL**

Obtener resultados de resistencia a la fatiga en flexión rotativa de la aleación de aluminio denominación AISI - SAE 6063-T5, en condiciones sin ataque corrosivo y con ataque corrosivo (previo a los ensayos, es decir, no es corrosión en tiempo real).

## **OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Comparar la vida en fatiga de probetas sin ataque corrosivo contra probetas sometidas a ataque corrosivo, investigando en paralelo el efecto del concentrador de esfuerzos en los huecos de corrosión que provocan una disminución importante de la vida en fatiga.
- Analizar las superficies de fractura para demostrar que el fallo se produjo por fatiga y establecer posibles causas de ese fallo por fatiga.
- Mejorar la máquina de ensayos de fatiga por flexión rotativa, mediante la implementación de accesorios eléctricos y mecánicos que faciliten su manejo y operación.

## **HIPÓTESIS**

Es posible obtener resultados de resistencia a la fatiga en condiciones de flexión rotativa sobre la aleación de aluminio, nominación AISI-SAE 6063-T5 para probetas sin corrosión y probetas corroídas. También es posible establecer causas de falla en el material sometido a fatiga mediante el análisis de las superficies de fractura.

## CAPÍTULO I MARCO TEÓRICO

### 1.1 Fundamentos de la fractura.

La fractura simple es la separación de un cuerpo en 2 o más piezas en respuesta a un esfuerzo impuesto de tipo estático (es decir, constante o que no cambia con el tiempo) y a temperaturas relativamente bajas en comparación con la temperatura de fusión del material. En los materiales de ingeniería son posibles dos tipos de fractura: **dúctil o frágil**. La clasificación se basa en la capacidad del material para experimentar deformación plástica. Por lo común, los materiales dúctiles presentan una deformación plástica considerable con alta absorción de energía antes de la fractura. Por el contrario, en la fractura frágil normalmente existe poca o ninguna deformación plástica y baja absorción de energía durante el proceso de fractura, véase Figura 5.

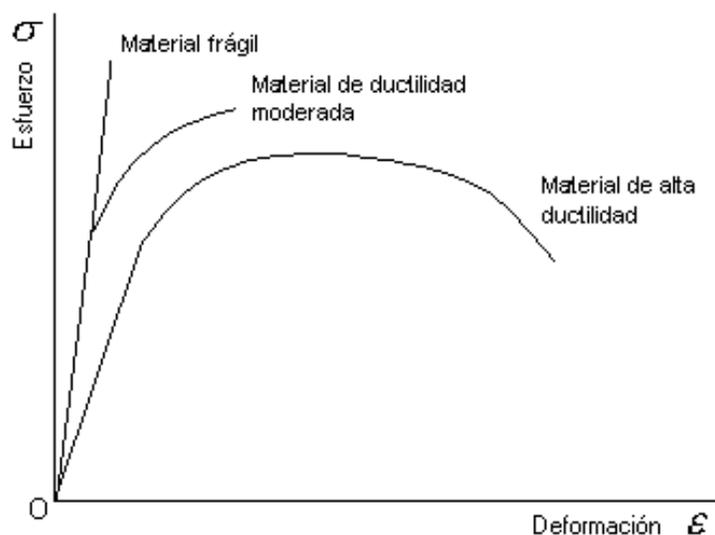


Figura 5. Gráfica esfuerzo - deformación para material frágil y dúctil [21].

Cualquier proceso de fractura comprende dos etapas: la formación de la grieta o fisura y su propagación en respuesta a una carga impuesta. El modo de fractura depende mucho del mecanismo de propagación de la grieta. La fractura dúctil se caracteriza por una característica deformación plástica en las inmediaciones de la grieta que avanza. Además, el proceso prosigue con relativa lentitud a medida que la longitud de la grieta se hace más extensa. Así mismo, normalmente habrá

evidencia de deformación flagrante en las superficies de la fractura (por ejemplo, retorcimiento y desgarre). Por otro lado, en la fractura frágil las grietas pueden propagarse extremadamente rápido, con muy poca deformación plástica relacionada. Estas grietas pueden denominarse inestables, y la propagación de la grieta, una vez iniciada, continuará espontáneamente sin un aumento en la magnitud del esfuerzo aplicado.

Casi siempre se prefiere la fractura dúctil por dos razones: En primer lugar, la fractura frágil se presenta de forma súbita y catastrófica sin previo aviso; esto es una consecuencia de la propagación espontánea y rápida de la grieta. Por otro lado, en la fractura dúctil la presencia de la deformación plástica es una advertencia de que la fractura es inminente, permitiendo que se tomen medidas preventivas. En segundo lugar, se requiere más energía de deformación para inducir la fractura dúctil, ya que los materiales dúctiles generalmente son más tenaces. Bajo la acción de un esfuerzo aplicado de tracción, la mayoría de las aleaciones metálicas son dúctiles, mientras que las cerámicas son notablemente frágiles, y los polímeros pueden presentar ambos tipos de fractura.

### **1.1.1 Fractura dúctil.**

Las superficies de fractura dúctil tienen sus propios rasgos distintivos a nivel macroscópico, ver Figura 6, la cual representa esquemáticamente los dos perfiles de fractura macroscópicos característicos. La configuración mostrada en la Figura 6 a) se observa en metales muy blandos, como oro puro y plomo a temperatura ambiente, así como otros metales, en polímeros y vidrios inorgánicos a temperaturas elevadas. Estos materiales muy dúctiles se rompen cuando la estricción se reduce prácticamente a un punto, mostrando una reducción de área de prácticamente 100%.

El tipo más común de perfil de fractura por tracción en los metales dúctiles es el que se presenta en la Figura 6 b), donde la fractura es precedida tan sólo por una cantidad moderada de estricción.

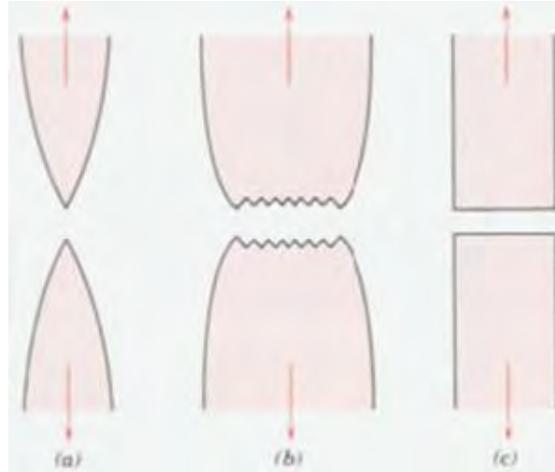


Figura 6. a) Fractura muy dúctil en la cual la probeta forma una estricción que llega a un punto. (b) Fractura moderadamente dúctil después de cierta estricción. c) Fractura frágil sin ninguna deformación plástica [21].

El proceso de fractura normalmente ocurre en varias etapas (ver Figura 7).

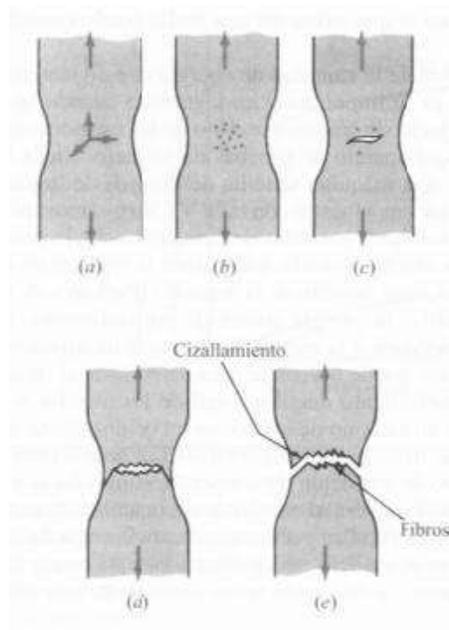


Figura 7. Etapas en la fractura de copa y cono. a) Estricción inicial. b) Formación de pequeñas cavidades. c) La coalescencia de las cavidades forma una grieta. d) Propagación de la grieta. e) fractura final por cizallamiento a un ángulo de 45° respecto de la dirección de tracción [21].

Primero, después de que comienza la estricción se forman pequeñas cavidades o microcavidades en el interior de la sección transversal, como se indica en la Figura 7 b), a continuación, a medida que la deformación continúa, estas microcavidades se hacen mayores, se juntan y coalescen para formar una grieta elíptica, cuyo eje mayor es perpendicular a la dirección del esfuerzo. La grieta continúa creciendo en una dirección paralela a su eje mayor por este proceso de coalescencia de las microcavidades (Figura 7 c). Finalmente se produce la fractura por la rápida propagación de una grieta alrededor del perímetro exterior de la estricción (Figura 7 d), por deformación de cizalladura a un ángulo de aproximadamente  $45^\circ$  con el eje de tracción. A veces se denomina fractura de copa y cono a una fractura que tiene este contorno superficial característico debido a que una de las superficies que embona tiene forma de copa y la otra de cono (ver Figura 8 a).

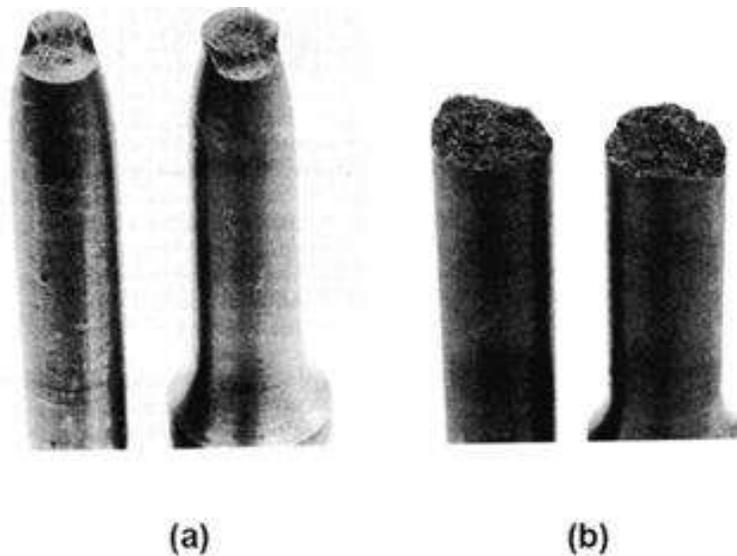


Figura 8 a). Muestra una falla dúctil (copa y cono) de una barra de acero microaleado del mismo diámetro. Si el material es frágil, tiende a suprimirse la zona cónica y se obtiene entonces una fractura plana como puede verse en la Figura 8 b) [21].

### 1.1.2 Fractura frágil.

La fractura frágil tiene lugar sin una deformación apreciable y por propagación rápida de la grieta. La dirección de avance de la grieta es casi perpendicular a la

dirección del esfuerzo de tracción aplicado y produce una superficie de fractura relativamente plana, como se indica en la Figura 6 c).

Las superficies de fractura que presentan una fractura frágil tienen patrones característicos; está ausente de cualquier signo de deformación plástica flagrante. Por ejemplo, en algunas piezas de acero puede formarse una serie de marcas en forma de V cerca del centro de la sección transversal de la fractura, que apunta hacia el lugar donde inició la grieta, ver Figura 9 a). Otras superficies de fractura frágil contienen líneas o crestas que adoptan un patrón radial en forma de abanico desde el origen de la grieta, ver Figura 9 b). Con frecuencia, estos dos patrones de marcas serán discernibles a simple vista. En los metales muy duros y de grano fino no habrá un patrón de fractura discernible. En materiales amorfos, como vidrios cerámicos, la fractura frágil produce una superficie relativamente lisa y brillante.

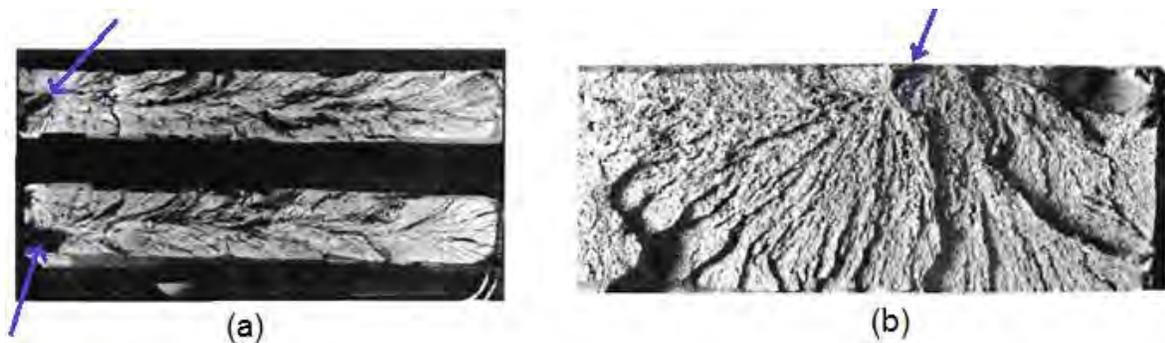


Figura 9 a). Muestra las marcas en V (patrón de chevrón), características de la fractura frágil. Las flechas indican el origen de la grieta. Figura 9 b) muestra una superficie de fractura frágil, claramente se muestran las crestas radiales en forma de abanico. Las flechas indican el origen de la grieta [21].

## 1.2 El proceso de fatiga.

La fatiga mecánica ocasiona fallos por la aparición y crecimiento de grietas en los materiales. La fractura final se produce cuando una de las grietas prolifera, o se fusionan varias grietas pequeñas, alcanzándose un tamaño crítico de defecto por

encima del cual el ligamento que queda sin fracturar no es capaz de soportar la carga mecánica.

De manera tradicional se ha considerado que la fractura por fatiga tiene 2 fases: nucleación de la grieta y su propagación hasta el fallo. [32]

Se ha establecido que la fase de nucleación comprende el periodo en que la grieta es tan pequeña que no se detecta con los métodos usuales de inspección, hasta que la grieta alcanza longitudes de un milímetro. A partir de aquí, el resto de la vida corresponde a la fase de propagación. De este modo, y con el soporte de la experimentación, se llegó a la tendencia de considerar la etapa de nucleación como el periodo en el cual no existen roturas de vínculos a nivel atómico, y la fase de propagación como el periodo de crecimiento, desde que aparecen las primeras grietas hasta que la pieza falla.

La formación de microgrietas por fatiga se produce en defectos o discontinuidades del material, y más aún, si se encuentran en la superficie del elemento como marcas superficiales, inclusiones, poros, puntos triples de intersección de bordes de grano, etc., provocan una concentración local de esfuerzos que aceleran la aparición de grietas.

Dentro de los mecanismos más estudiados que favorecen la nucleación de grietas, está la formación de grietas en bandas de deslizamiento persistentes, por fallo intergranular y a partir de partículas de segunda fase, inclusiones no metálicas o corrosión.

Es bien sabido que la mayoría de materiales metálicos sometidos a cargas cíclicas, la deformación plástica se concentra en determinadas bandas llamadas “bandas de deslizamiento permanentes”. Las observaciones de Forsyth [33,34] en especímenes de Al-Cu y de Cottrell y Hull [35] en Cu, revelan que dichas bandas producen en la superficie de la pieza numerosas extrusiones y/o intrusiones de material, mismas que actúan como microentallas facilitando el inicio de una grieta. Según Wood [36] estas protuberancias aparecen como consecuencia de un cierto grado de irreversibilidad en el movimiento de las dislocaciones en los distintos

planos de la banda de deslizamiento y que dicha irreversibilidad está significativamente afectada por el medio ambiente.

La formación de grietas en los límites de grano o fallo intergranular ocurre por la rotura o degradación de los materiales en los límites de grano. Esto debido a: rotura por incompatibilidad en la deformación de granos adyacentes, por fragilización de los bordes de grano debido a ciertos ambientes agresivos y por cavitación de dicha zona a alta temperatura. La nucleación de grietas desde partículas de segunda fase, inclusiones no metálicas u óxidos es en general debida a la incompatibilidad de deformaciones entre dichas partículas y la matriz metálica.

De manera general, el mecanismo de nucleación preferente dependerá principalmente del tipo de material, del tratamiento termo-mecánico y del tipo de sollicitación a la que esté sometido el componente. Aun así, es usual que varios de estos mecanismos coexistan y compitan entre sí durante el proceso de fatiga.

Por otro lado, según Forsyth [37], la fase de propagación puede dividirse en 2 etapas:

**Etapa 1:** Conocida como crecimiento cristalográfico. En dicha etapa el crecimiento está altamente influenciado por la microestructura del material y se produce fundamentalmente en los planos de deslizamiento donde la tensión tangencial es máxima.

**Etapa 2:** En esta fase el tamaño de la grieta es varias veces mayor que el tamaño microestructural característico (el tamaño de grano). El plano de propagación de la grieta se sitúa generalmente perpendicular a la dirección de la tensión principal máxima.

Según lo anterior la vida en fatiga se calcula como la suma de ciclos empleados en la fase de iniciación y propagación. El peso relativo de cada una de ellas depende en gran medida del nivel de carga aplicada. En términos generales, a mayor nivel de carga aplicada la duración relativa de la fase de nucleación es

menor que la de propagación. Del mismo modo, a bajos niveles de carga, o a alto número de ciclos, es en la etapa 1 donde se consume la mayor parte de vida en fatiga del espécimen. Mientras que en fatiga a bajo número de ciclos, es decir a altas cargas, la etapa 2 predomina frente a la 1.

En los cálculos de vida en fatiga se tiende a considerar que el periodo de nucleación no existe o tiene una duración muy corta, ya que las microgrietas son rápidamente iniciadas a partir de los defectos inherentes del material. Se supone por tanto, que la grieta comienza a crecer desde el primer ciclo de carga [38] y que todo el proceso de fatiga es en esencia, un proceso de propagación de grietas desde que éstas son nucleadas hasta que se produce el fallo de la pieza. Fruto de esta filosofía, el concepto de límite de fatiga considerado como la tensión por debajo de la cual no aparecían grietas en el material, hoy en día se entiende (gracias a la experimentación) como el nivel de tensión por debajo de la cual ninguna de las grietas nucleadas en el material es capaz de propagarse más allá de cierto tamaño, determinado por la microestructura del propio material [39,40].

### **1.3 Crecimiento de grietas en fatiga.**

Los primeros estudios para caracterizar el proceso de propagación se hicieron en especímenes con grandes defectos (longitudes de varios milímetros). En estas circunstancias, el comportamiento y la regularidad de crecimiento fueron bien descritos con la Mecánica de la fractura. Más aún, se comprobó que los resultados anteriores no arrojaban resultados aceptables cuando se trataba de realizar un estudio con defectos de pequeña longitud, como es el caso de los elementos de máquinas con microdefectos. Estos datos obtenidos presentaban un comportamiento totalmente diferente al observado en los defectos de mayor tamaño.

Una grieta grande es la que tiene un tamaño varias veces superior al tamaño de grano y al tamaño de la zona de deformación plástica que la grieta ocasiona. La única longitud característica distinguible para la caracterización del crecimiento es

el tamaño de la propia grieta, pudiendo considerarse que ésta se propaga en un medio continuo y homogéneo. En esta situación, sí es posible utilizar la teoría de la mecánica de la fractura para describir el proceso de propagación.

Una grieta pequeña es aquella en la que su tamaño no permite obviar la heterogeneidad del material. Las propiedades microestructurales y las propiedades mecánicas locales tienen una importante influencia en su crecimiento, no siendo posible una descripción de dicho proceso mediante los métodos clásicos de mecánica de la fractura.

Clasificación de grietas sugeridas por Suresh y Ritchie [41].

1. Microgrietas: Su tamaño es comparable a la dimensión microestructural característica, es decir, del orden del espacio libre entre las barreras microestructurales.
2. Grietas mecánicamente pequeñas: Son las grietas en especímenes sin concentradores de tensión cuya zona plástica es comparable con su propio tamaño, o también aquellas que se encuentran inmersas por completo en la zona plástica generada por una entalla.
3. Grietas físicamente pequeñas: Su tamaño es varias veces mayor que la dimensión microestructural característica o que su zona plástica, pero su longitud es típicamente menor de 1 ó 2 milímetros.
4. Grietas químicamente pequeñas: Pueden ser nominalmente grandes pero, por debajo de una determinada longitud, exhiben una anomalía en su crecimiento debido a influencia de factores ambientales (corrosión).

Una característica común en todas las grietas pequeñas es que exhiben ritmos de crecimiento mayores a los predichos extrapolando los resultados del crecimiento de grietas grandes [41,42]. Además, en las etapas iniciales de crecimiento se ha observado que las grietas microestructuralmente pequeñas presentan una progresión oscilante debida a la interacción de ésta con las barreras microestructurales del material. Sus velocidades de crecimiento comienzan siendo

relativamente elevadas, pero a medida que se aproximan a los bordes de grano, sufren una pronunciada desaceleración. Dependiendo del nivel de carga aplicada y de la resistencia del obstáculo, dichas microgrietas pueden dejar de crecer o simplemente sufrir una demora, acelerándose una vez que el obstáculo ha sido superado. Este patrón de aceleraciones y desaceleraciones sucesivas se va desvaneciendo a medida que la grieta progresa en el material hasta ser casi imperceptible para longitudes de grieta del orden de 10 a 20 diámetros de grano. A partir de este instante la grieta presenta un ritmo de crecimiento relativamente continuo e insensible a la microestructura, propio de una grieta grande. Como consecuencia de las pronunciadas desaceleraciones, en las etapas iniciales, gran parte de la vida en fatiga del espécimen transcurre en el período de grieta pequeña, siendo dicha fase de gran interés cuando se estima la vida total de la pieza.

Las marcadas diferencias entre el comportamiento de las grietas pequeñas y las grietas grandes ha requerido, tradicionalmente, el uso de técnicas diferentes para describir el crecimiento en ambos regímenes. El conocimiento de tales técnicas y modelos, así como de su rango de aplicación, es imprescindible para un análisis correcto del proceso global de propagación de las grietas por fatiga.

#### **1.4 Caracterización mediante la mecánica de la fractura.**

La caracterización del crecimiento de grietas por fatiga es una de las aplicaciones más usuales de la teoría de la Mecánica de la Fractura.

La hipótesis principal en la que se apoya esta teoría es la homogeneidad del material, la cual introduce intrínsecamente una restricción al tipo de grieta para la que es aplicable. Para considerar que el medio es continuo y homogéneo, el tamaño de la grieta debe ser varios órdenes de magnitud superior a la dimensión microestructural característica, lo que corresponde a grietas grandes según la clasificación anterior. En este sentido, el análisis de la propagación de grietas mediante las técnicas tradicionales de Mecánica de la Fractura, ya sea

Elástica Lineal o Elasto – Plástica, está sólo justificado en el régimen de crecimiento de grietas grandes.

#### 1.4.1 Mecánica de la Fractura Elástica Lineal.

Para estudiar el ritmo de crecimiento de una grieta mediante la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) primeramente se tiene que describir el campo de tensiones y deformaciones alrededor del vértice de la grieta. Para ello consideremos un sólido con comportamiento elástico y lineal que contiene una grieta. La Figura 10 muestra los 3 modelos de apertura posibles, dependiendo del tipo de desplazamiento relativo entre las caras de la grieta:

- **Modo I:** También llamado modo de tracción, en el cual los flancos de la grieta se separan uno con respecto del otro.
- **Modo II:** Modo de deslizamiento tangencial en el plano. Las caras de la grieta se deslizan perpendicularmente al borde de la misma.
- **Modo III:** Conocido como deslizamiento tangencial fuera del plano. Los flancos de la grieta deslizan paralelamente al frente de la grieta.

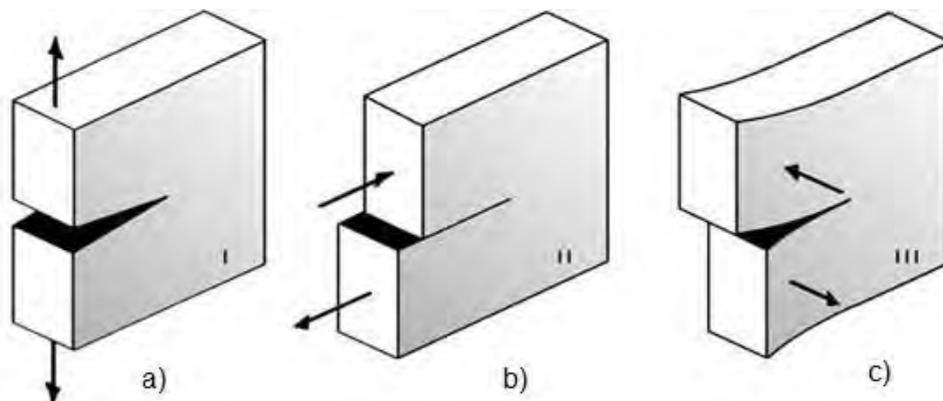


Figura 10. Modos de apertura de grieta; a) Modo I, d) Modo II, c) Modo III [21].

Para cualquiera de estos modos, el campo de tensiones próximo al frente de la grieta presenta una singularidad justo en el vértice de ésta. Dicha singularidad es caracterizada mediante un escalar o Factor de Intensidad de Tensiones (FIT), el cual es función de la carga aplicada, la longitud de la grieta y la geometría de la pieza. El FIT suele expresarse así:

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.1)$$

Siendo  $a$  la longitud de la grieta,  $Y$  un factor de forma que depende de la geometría del espécimen y  $\sigma$  es el esfuerzo provocado por la carga aplicada.

París y Erdogan [43] señalan que el FIT debe controlar el ritmo de crecimiento de la grieta y lo expresan con la ley de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (1.2)$$

Aquí las constantes  $C$  y  $m$  se determinan para la condición de carga y tipo de material.  $\Delta K$  es el rango de variación del FIT en un ciclo de trabajo, también definido como  $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ .

La evolución típica de la velocidad de crecimiento de la grieta contra  $\Delta K$  en metales es mostrada en la Figura 11.

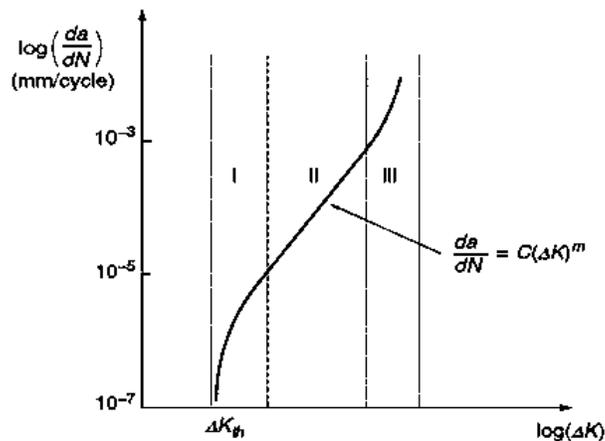


Figura 11. Representación esquemática a escala logarítmica de la relación entre la velocidad de propagación de la grieta de fatiga ( $da/dN$ ) y la amplitud del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K$ ) [43].

La curva presentada en la Figura 11 tiene una forma sinusoidal, destacándose tres regiones. La región I presenta el valor de  $\Delta K_{th}$  (threshold), bajo del cual no hay propagación de la grieta por fatiga. Es una región bastante sensible a la microestructura del material (morfología, dispersión de partículas de segunda fase, tamaño de grano e inclusiones), razón de tensiones y al medio ambiente [44].

Lawson et al. [45] mencionan la existencia de criterios de carga que definen dos tipos de límite. El límite de propagación de la grieta por fatiga es aquel en el cual las grietas por fatiga no crecen significativamente, mientras el límite de fatiga es aquél en que las grietas no son formadas.

La región II es aquella de mayor interés en los estudios de fatiga, ésta puede ser estudiada mediante la ley de París (ecuación 1.2).

La velocidad de propagación de la grieta por fatiga en el estadio II es menos sensible a la microestructura, a la razón de tensiones y al medio ambiente [44]. Es en esa fase que se observan las estrías de fatiga. La ecuación de Paris (ecuación 1.2) es la más utilizada en el estudio de propagación de las grietas por fatiga debido a su simplicidad matemática. Sin embargo, presenta algunas deficiencias. No es reconocido el efecto de  $\Delta K_{th}$  ni de la tenacidad a la fractura en la velocidad de propagación de la grieta [46], además no logra describir la influencia de factores como tensión media, temperatura y medio ambiente, entre otros, en la vida del elemento [47]. Según Fernandes [48], la ley de Paris puede ser conservativa suponiendo que las grietas iniciales son pequeñas o induzcan valores próximos al límite y no conservativa, en valores altos de  $\Delta K$ .

Finalmente la región III presenta una velocidad de propagación de la grieta muy elevada, presentando pequeña contribución para la vida del material. Es una región de superposición de mecanismos de estrías y fractura monotónica. Braz [44] refleja la proximidad de la propagación inestable de la grieta cuando el valor de  $K_{m\acute{a}x}$  alcanza la tenacidad a la fractura [46].

Uno de los factores por lo que no es adecuado hacer una descripción del comportamiento de grietas pequeñas empleando el FIT es la pérdida de semejanza física en este periodo.

Una de las principales limitaciones al uso de la MFEL es que debe asegurarse un estado de plastificación de pequeña escala en el frente de la grieta. En realidad, un material limita sus tensiones por la aparición de deformación plástica, apareciendo esta zona plástica alrededor del vértice de la grieta. Una estimación del tamaño de  $r_y$  de dicha zona en el caso de una grieta bajo carga estática puede obtenerse mediante:

$$r_y \approx \frac{1}{\alpha\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (1.3)$$

Dónde:  $K_I$  es el factor de intensidad de esfuerzos en modo I,  $r_y$  es el tamaño de la zona plástica medida con un ángulo  $0^\circ$  según el eje X,  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia del material; en estas condiciones,  $\alpha = 1$  para esfuerzo plano y  $\alpha = 3$  en deformación plana.

Cada que el tamaño de la zona plástica sea pequeño respecto con el tamaño de la grieta y las dimensiones del cuerpo ( $r_y < \alpha/10$ ), puede aceptarse que el campo de tensiones en el vértice de la grieta difiere en términos de segundo orden respecto del campo elástico representado por K.

### **1.5 Crecimiento de grietas pequeñas.**

Dadas las anomalías observadas en el comportamiento a fatiga de las grietas pequeñas y dado que gran parte de la vida de un componente mecánico transcurre en dicho período, durante los últimos años han sido numerosas las investigaciones centradas en el estudio de este régimen de crecimiento. La característica más relevante que diferencia el período de crecimiento de las grietas pequeñas de las grandes es un ritmo de propagación oscilante: una relativamente elevada velocidad inicial, por encima de la predicha mediante la MFEL, seguida de pronunciadas desaceleraciones que provocan períodos de

retardo en el crecimiento, para posteriormente acelerarse de nuevo o incluso detenerse completamente (véase la Figura 12).

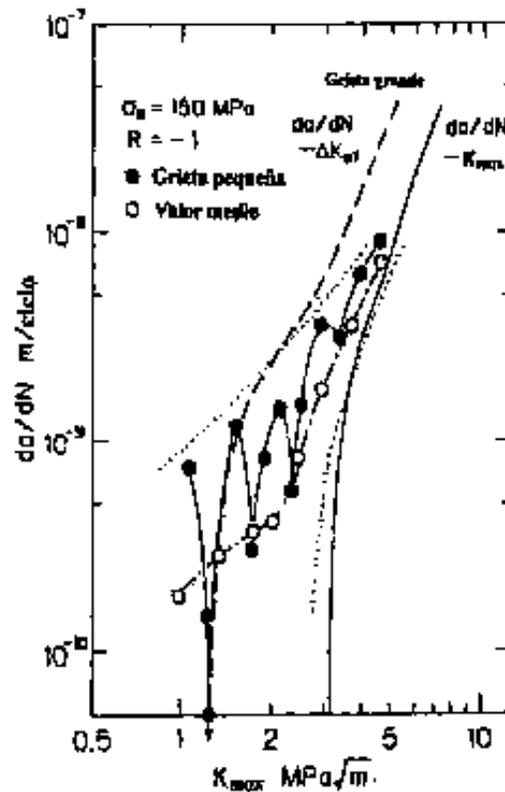


Figura 12. Comportamiento típico de las grietas pequeñas.

Las primeras observaciones de este hecho se deben a Pearson en 1975 [49], quien examinó el efecto del tamaño de la grieta en la velocidad de crecimiento en una aleación de aluminio endurecido. Encontró que los pequeños defectos superficiales, de entre  $6 \mu\text{m}$  a  $500 \mu\text{m}$  de profundidad, crecían del orden de 100 veces más rápido que grietas de decenas de milímetros, ambos sometidos al mismo  $\Delta K$ . También se puso de manifiesto que estos pequeños defectos se propagaban incluso por debajo del FIT umbral observado en grietas grandes ( $\Delta K_{th\infty}$ ). Posteriores estudios sobre diferentes aleaciones, tales como los de Lankford [50] y Morris [51,52] en aleaciones de aluminio, Tanaka et al. [53] en acero al carbono y Wagner [54] en aleación de titanio, entre otros, han corroborado este crecimiento subcrítico de las grietas microestructuralmente pequeñas, así como el patrón de aceleraciones y desaceleraciones sucesivas.

### 1.5.1 Diagrama de Kitagawa- Takahashi.

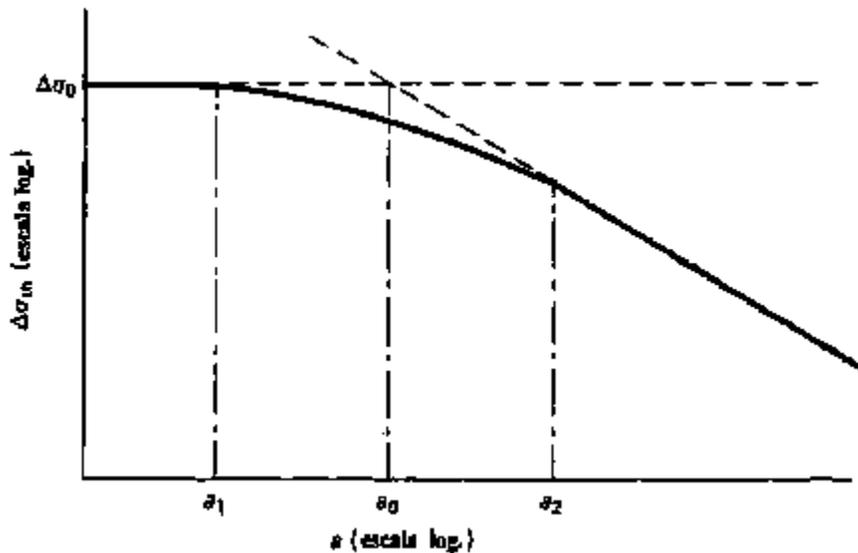


Figura 13. Diagrama de Kitagawa- Takahashi [55].

Kitagawa y Takahashi [55] estudiaron la mínima tensión necesaria (tensión umbral,  $\Delta\sigma_{th}$ ) para hacer crecer una grieta en función de su tamaño inicial. Como se muestra en el bien conocido diagrama que lleva su nombre (Figura 13), las grietas grandes se ajustan a una línea recta de pendiente  $-1/2$  en escala logarítmica, independientemente de su longitud. Dicho umbral corresponde con la tensión predicha empleando  $\Delta K_{th\infty}$ . Sin embargo, a medida que se reduce el tamaño de la grieta la tensión umbral se aparta de esta línea, tendiendo hacia la horizontal que representa el límite de fatiga del material ( $\Delta\sigma_0$  en la Figura 13), lo que refleja la posibilidad de crecimiento de las grietas pequeñas por debajo del FIT umbral de grietas grandes.

A la vista de este diagrama, Taylor y Knott [56] definieron tres longitudes de grieta para delimitar los diferentes tipos de comportamiento (véase Figura 13). La primera de ellas,  $\alpha_1$ , representa la máxima longitud de grieta para la que la tensión umbral es constante e igual al límite de fatiga del material. En segundo lugar  $\alpha_2$ , que representa el mínimo tamaño de grieta por encima del cual la tensión umbral se puede expresar en función de  $\Delta K_{th\infty}$ . Por lo tanto,  $\alpha_2$  es la mínima longitud por

encima de la cual la MFEL es aplicable para describir el proceso de propagación. La región comprendida entre  $\alpha_1$  y  $\alpha_2$  es la zona de transición entre las grietas pequeñas y las grandes en el umbral de crecimiento. Por último, se define también una longitud ficticia  $\alpha_0$ , situada entre las dos anteriores y calculada como la intersección de las asíntotas del límite de fatiga y del FIT umbral de grieta larga, que, como se verá, es de gran utilidad práctica.

Los autores citados correlacionaron estas longitudes con el tamaño de grano del material  $D$ . Encontraron que  $\alpha_2$  era varias veces superior a  $D$ , concretamente  $\alpha_2 \approx 10D$  para los casos estudiados. Asimismo, aunque la falta de datos existentes les impidió una mejor correlación, indicaron que  $\alpha_1$  debía ser del orden de  $D$ . Por último, dependiendo del tipo de material, los valores de  $\alpha_0$  se encontraban en una banda acotada por  $D$  y  $10D$ .

### 1.5.2 Modelo “El Haddad et al” de crecimiento de grietas.

En 1978 El Haddad et al. [57] comprobaron que las diferencias entre las curvas de crecimiento de grietas pequeñas y de grieta grandes, representadas ambas en términos del FIT, desaparecían al añadir a la longitud real de la grieta  $\alpha$ , la longitud ficticia  $\alpha_0$  definida en el diagrama de Kitagawa. Se propuso, usar como expresión del FIT la siguiente forma:

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi(\alpha + \alpha_0)} \quad (1.4)$$

Siendo:

$$\alpha_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th\infty}}{\sigma_{FL}} \right)^2 \quad (1.5)$$

Dónde:  $\alpha_0$  es el tamaño crítico de grieta,  $\Delta K_{th\infty}$  el umbral rango de intensidad–esfuerzo para el crecimiento de grietas por fatiga y es definido como el rango intensidad–esfuerzo bajo el cual las grietas no se desarrollan; finalmente  $\Delta \sigma_{FL}$  es el esfuerzo plano, que para flexión rotativa puede representarse como  $2\sigma_{m\acute{a}x}$  a tensión, puesto que se tiene una razón de cambio de  $R = -1$ . Esta aproximación, aunque totalmente empírica, permitió seguir empleando en primera aproximación

la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal para caracterizar el crecimiento de pequeños defectos. De aquí la importancia práctica del parámetro  $\alpha_0$ , como se apuntó anteriormente y como lo señala también Boresi en su 5<sup>ta</sup> edición de Mecánica Avanzada de Materiales [21], las grietas subcríticas pueden, durante la operación, crecer a un tamaño crítico y causar daños catastróficos.

## **CAPÍTULO II      MODIFICACIONES A LA MÁQUINA DE FATIGA**

### **2.1 Descripción del equipo antes de las modificaciones.**

Para efecto de comparación, se muestra primeramente la máquina de ensayos de fatiga que se recibió al inicio del proyecto (Figura 14), misma que fue objeto de modificaciones.



Figura 14. Máquina de fatiga por flexión rotativa antes de modificaciones.

De esta manera, con lo que respecta al objetivo número tres, (mejorar la máquina de ensayos de fatiga por flexión rotativa, mediante la implementación de accesorios eléctricos y mecánicos que faciliten su manejo y operación) se hicieron los cambios que se reportan en la sección 2.2 de la presente tesis.

## 2.2 Detalle de modificaciones al equipo.

1. Se implementó un mandril de taladro para la sujeción de las probetas durante los ensayos.
2. Se adiciono un interruptor eléctrico que permite que el motor se detenga de manera automática cuando un ensayo termina, es decir, el motor se detiene cuando una probeta se fractura.
3. Incorporado al interruptor eléctrico se acopló un contador electrónico de tiempo, mismo que se detiene de forma simultanea cuando ocurre la fractura.
4. En estos momentos es posible suministrar una carga que va de 0 a 20 Kg por medio de un mecanismo de resorte tensor y una celda de carga electrónica, con incrementos de 0.02 Kg, permitiendo optimizar el tiempo de puesta en marcha de los ensayos.
5. Se acopló un sistema de tornillo sinfín para tensar la banda del motor, misma que requería de la presencia de dos personas para acoplarse y ahora un solo operario lo puede hacer con mayor facilidad.
6. Se cambió la solera de sujeción de la máquina (solera de  $\frac{1}{4}$ " de espesor a solera de  $\frac{1}{2}$ " de espesor) debido a que la base de  $\frac{1}{4}$ " se encontraba ligeramente ondulada (por el uso) e impedía una buena alineación entre las chumaceras, el eje y el motor. Además, la base de  $\frac{1}{2}$ " agregó peso a la máquina y se redujeron considerablemente las vibraciones, a la par de proporcionar una superficie más rígida que la anterior.
7. Por último se sustituyeron las chumaceras de  $\frac{3}{4}$ " por unas de 1", y el eje de  $\frac{3}{4}$ " por uno de 1  $\frac{1}{2}$ ".

8. Se cambió la base de sujeción de las chumaceras (base de plástico) por una base de acero, la cual no se deforma tanto como el plástico y reduce la torsión que puede surgir en el eje por apretar con fuerza diferente cada chumacera.

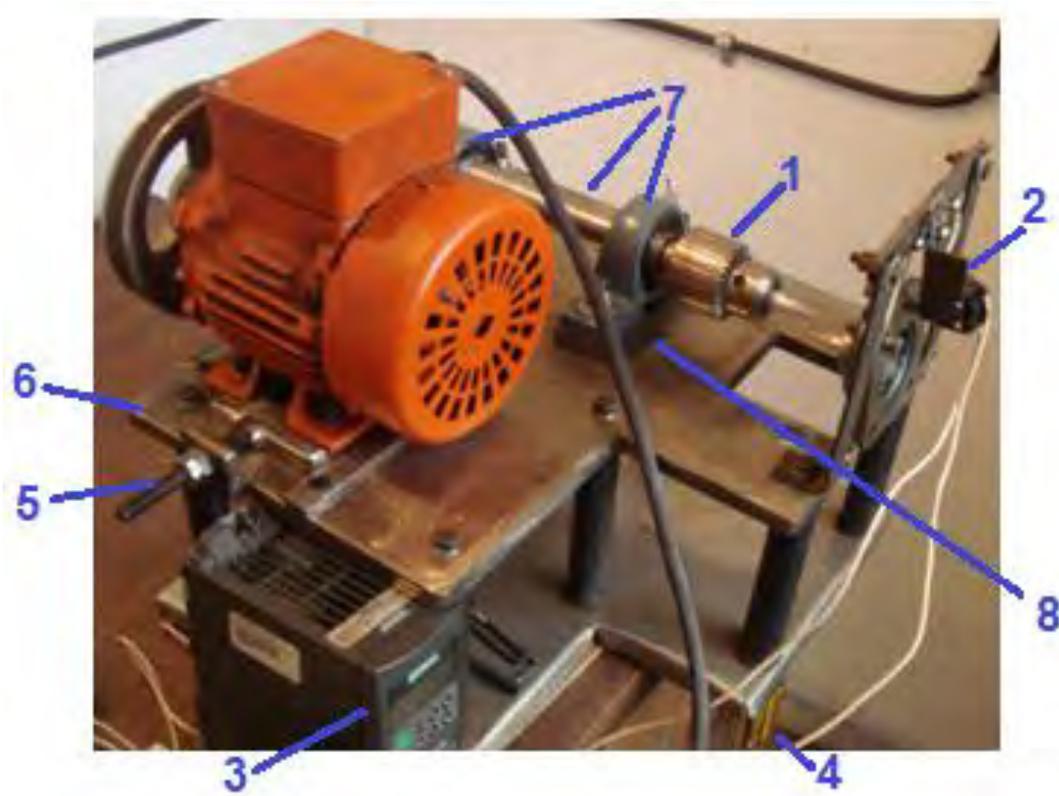


Figura 15. Primeros cambios realizados en máquina de fatiga, los números corresponden a la lista de modificaciones previamente mostrada.

De este modo la máquina estuvo trabajando de manera satisfactoria, hasta que se observó que podía hacerse una última mejora para alinear la chumacera frontal (en donde se aplica la carga) de un modo más fácil y exacto. Esto se realizó sustituyendo las soleras de sujeción por redondos de fierro colado, roscados en las puntas y soldados a la base de la máquina como se indica en la Figura 16.



Figura 16. Sustitución de las soleras de sujeción por redondos de hierro colado.

Así pues, la versión final de la máquina modificada se muestra en la Figura 17. Con estos cambios se alcanza el objetivo específico número 3, sin embargo, pudieran surgir algunas nuevas ideas que podrán tomarse en cuenta en trabajos futuros.

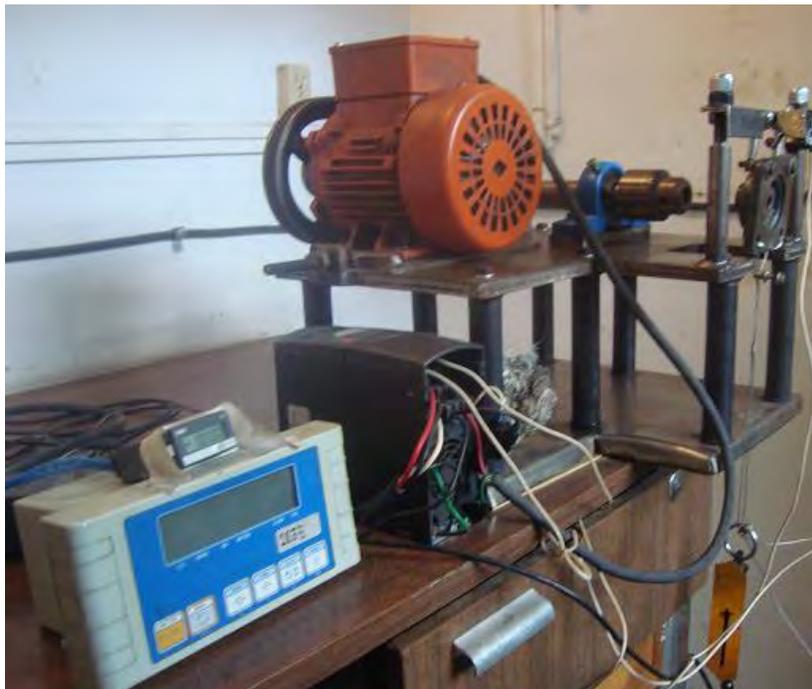


Figura 17. Estado final de la máquina de fatiga.

## CAPÍTULO III      PARÁMETROS DE LOS ENSAYOS DE FATIGA

### 3.1 Especímenes de prueba.

Respecto a la forma de los especímenes o probetas, estos se maquinaron con la forma de reloj de arena atendiendo las recomendaciones de la norma ASTM E 466 – 96 (Re aprobada en 2002) y tales dimensiones se muestran en la Figura 18.

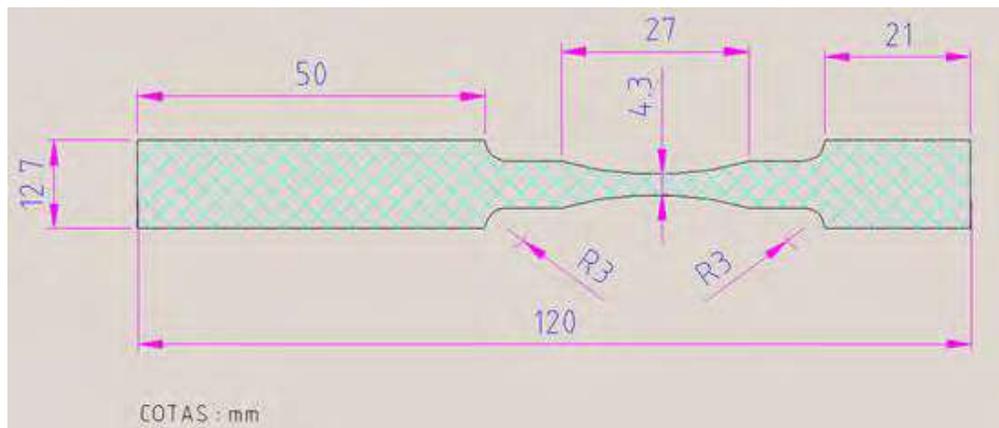


Figura 18. Dimensión de las probetas con forma de reloj de arena.

### 3.2 Aleación de aluminio nominación AISI SAE 6063-T5.

Se muestran las principales propiedades mecánicas y composición química de la aleación de aluminio 6063-T5. El aluminio se puede alear fácilmente con otros metales, como lo son el magnesio, el silicio y el cobre; mejorando sus propiedades y características notablemente. Además el aluminio es un material que se recicla fácilmente considerando su punto de fusión con respecto de otros metales, dotándolo de una cualidad ecológica importante. Aunado a esto, el temple T5 que consiste en enfriar el material desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecerlo artificialmente, mejora las propiedades mecánicas del mismo.

Tabla 1. Composición química de la aleación de aluminio 6063-T5.

| Si      | Fe   | Cu  | Mn  | Mg       | Cr  | Zn  | Ti  | Al     |
|---------|------|-----|-----|----------|-----|-----|-----|--------|
| 0.3-0.6 | 0.35 | 0.1 | 0.1 | 0.4-0.85 | 0.1 | 0.1 | 0.1 | > 96.9 |

Tabla 2. Principales propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063-T5.

| Elastic Limit | UTS | % elongación | E Young | Hardness |
|---------------|-----|--------------|---------|----------|
| MPa           | MPa |              | GPa     | Brinell  |
| 145           | 187 | 0.33         | 68.9    | 60       |

Una vez listas las probetas Figura 19, se dividió el número de ellas en cuatro partes iguales para posteriormente someterlas a diferentes tratamientos: sin corrosión, con 2, 4 y 6 minutos de corrosión, para obtener cuatro tipos de resultados y compararlos entre sí. El ataque corrosivo se implementó mediante la inmersión de las probetas en una solución de ácido clorhídrico con un pH cercano al 0.8 y una concentración del 38%, Figura 20. El proceso de corrosión se detalla a continuación:

Primero se protegieron las probetas con cinta de aislar, de modo que el ataque corrosivo se diera solo en la parte central de las mismas, posteriormente se sumergieron en la solución ácida y se midió un tiempo de 2, 4 y 6 minutos de inmersión (obteniéndose 16 probetas por cada tiempo). Inmediatamente después y con el fin de detener la reacción química de corrosión, se limpió el ácido residual en la superficie atacada mediante un chorro de aire a presión con el uso de un compresor hasta obtener una superficie limpia y seca.



Figura 19. Tándem de probetas maquinadas en el torno de control numérico (aún sin corrosión).



Figura 20. Probeta sumergida en ácido clorhídrico.

**4.1 Metodología de los ensayos experimentales.**

Figura 21. Esquema representativo de la metodología seguida.

Como se muestra en la Figura 19, el primer paso en este estudio fue hacer una búsqueda bibliográfica para conocer el estado del arte concerniente a fatiga mecánica y propiedades del aluminio, a la par de trabajar en las modificaciones planteadas en la máquina de fatiga. Posteriormente se maquinaron especímenes en el centro de control numérico y se fueron sometiendo a diferentes tiempos y concentraciones de corrosión para finalmente, arrancar los ensayos, mismos que fueron analizados, discutidos y reportados.

## 4.2 Ataque corrosivo de los especímenes.

De esta manera, continuando con la metodología se tomaron fotografías a las superficies de las probetas sometidas a diferentes tiempos de corrosión, cuya reacción química es:



A simple vista, el brillo del aluminio reduce con el tiempo de exposición al ataque corrosivo, tal como se muestra:

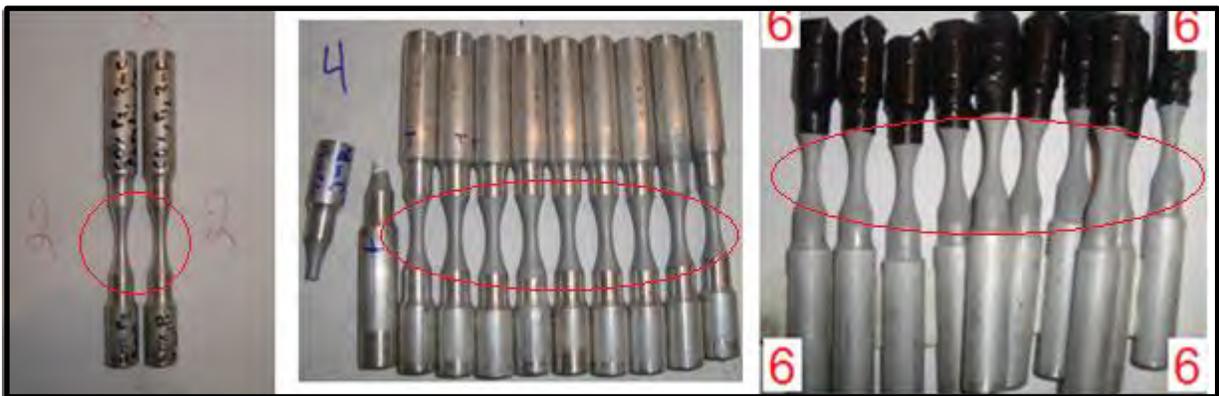


Figura 22 Probetas con 2, 4 y 6 minutos de corrosión respectivamente (nótese la superficie cada vez más opaca al centro de las probetas debido al mayor tiempo de corrosión).

## 4.3 Análisis al microscopio de las superficies corroídas.

Un análisis bajo el microscopio electrónico revela que los 2 minutos de exposición a la solución ácida, generan picaduras que van aproximadamente de los 150 a los 250 micrómetros, para los 4 minutos de exposición estos huecos aumentan en número, más no así en talla y para los 6 minutos de exposición, la densidad de los huecos es tal que, su proximidad provoca fusión de huecos contiguos generando

surcos a lo largo del eje longitudinal de la probeta, como se muestra en las siguientes fotos:



Figura 23. Superficie expuesta a 2 minutos de corrosión, aquí el brillo superficial aún se mantiene y es un tanto complicado apreciar las picaduras por corrosión.

Para los especímenes expuestos a 4 minutos de corrosión, el brillo superficial disminuye a tal medida que es posible obtener fotografías lo bastante nítidas (a diferencia de los 2 minutos de corrosión) que permiten apreciar con bastante claridad las picaduras superficiales:

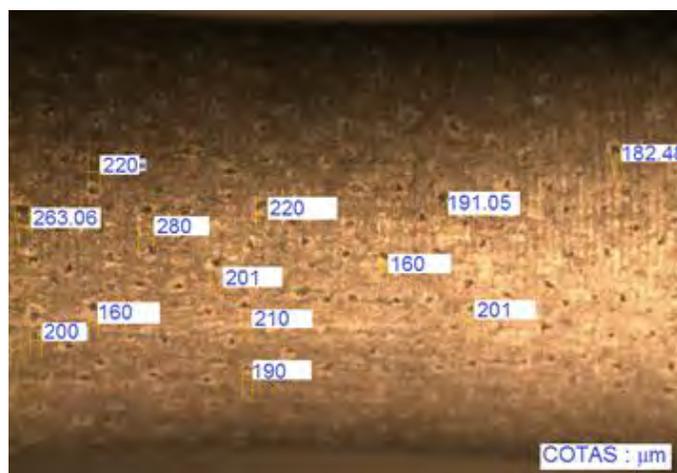


Figura 24. Superficie expuesta a 4 minutos de ataque corrosivo (nótese que la talla de picaduras por corrosión se mantiene aproximadamente igual que para 2 minutos pero que la densidad de los mismos aumenta significativamente).

Para las superficies sometidas a 6 minutos de corrosión, la cantidad de picaduras es tal, que huecos contiguos se fusionan formando surcos a lo largo del eje longitudinal de la probeta como se muestra en la Figura 25:



Figura 25. Superficie de probeta expuesta a 6 minutos de corrosión.

Realizado este tratamiento previo, se iniciaron los ensayos en la máquina de fatiga por flexión rotativa, para cada uno de los casos, es decir para las probetas con una superficie sin ataque corrosivo, para los especímenes sometidos a 2, 4 y 6 minutos de ataque químico respectivamente.

Para cada tratamiento en los especímenes se hicieron varias repeticiones de ensayos a diferentes cargas, en concreto se realizaron 16 experimentos para cada uno al 90%, 80%, 70% y 60% del límite elástico de la aleación de aluminio 6063-T5, todos ellos a una frecuencia de 50 Hz, a temperatura ambiente y sin control de la humedad ambiental, los cuales se reportan en el capítulo V.

#### 4.4 Análisis numérico de especímenes en Ansys.

El presente capítulo trata de la simulación numérica de especímenes de prueba con técnicas de elemento finito, usando el software Ansys multiphysics. El interés principal del uso de simulación numérica es el conocer ¿Qué valor de cargas aplicadas al espécimen, generan esfuerzos del 90%, 80%, 70% y 60%? Respecto del límite elástico de la aleación de aluminio 6063 T5.

Una vez en Ansys, se comienza por ir a **preferencias** y definir un problema *estructural*, después de ello seguimos en **pre proceso** y definimos el tipo de elemento como *solid185* el cuál no necesita constantes reales, continuamos en **propiedades del material** definiendo el problema como *estructural – lineal – elástico – isotrópico*. Más tarde definimos el módulo de Young como  $EX = 68.9$  y el coeficiente de Poisson como  $PRXY = 0.33$ .

Con estos datos se procede a simular numéricamente 2 tipos de especímenes, el primero de ellos para probetas sin picaduras superficiales (capítulo 4.4.1) y el segundo para probetas con picaduras a lo largo de una línea, tal como se detalla en el capítulo 4.4.2.

##### 4.4.1 Análisis numérico de especímenes sin picaduras superficiales.

Definido el problema, estamos en condiciones de proceder al modelado en el programa ANSYS MULTIPHISICS, creando primeramente puntos por medio de las medidas de la Figura 26.



Figura 26. Puntos necesarios para crear una probeta en Ansys.

Ahora podemos unir los puntos con líneas y obtener el contorno superior del espécimen:



Figura 27. Líneas necesarias para dar el perfil del espécimen.

Las líneas de la Figura 27 se unen formando un área que posteriormente será extruida alrededor de su propio eje a un ángulo de 360° para dar la forma al espécimen:



Figura 28. Área que será extruida alrededor de su propio eje para formar el espécimen.

Finalmente se hace un sólido de revolución a 360 grados y se obtiene el espécimen en forma de reloj de arena que se muestra en la siguiente figura:

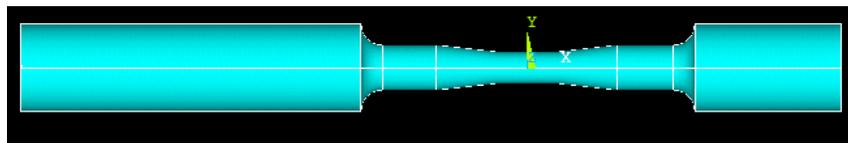


Figura 29. Especimen en forma de reloj de arena.

Hasta el momento se ha creado la geometría, la cual será mallada usando elementos triangulares, haciendo 20 divisiones en cada línea de la probeta, aplicando un mallado libre:

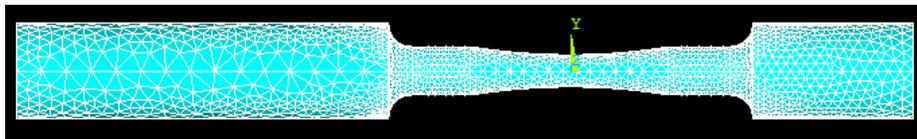


Figura 30. Mallado del espécimen.

Con la malla lista se procede a hacer iteraciones aplicando cargas al espécimen, hasta obtener valores de esfuerzo por debajo del límite elástico del material. Para ello se usan las restricciones de movimiento y aplicación de carga que se muestran en la siguiente figura:

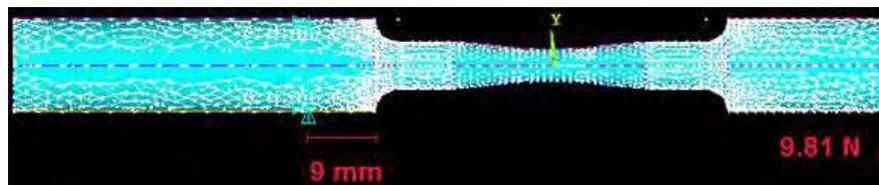


Figura 31. Cargas aplicadas y restricciones en la probeta para el análisis por elemento finito.

Finalmente se da solución al problema y estos son los resultados que se obtienen:

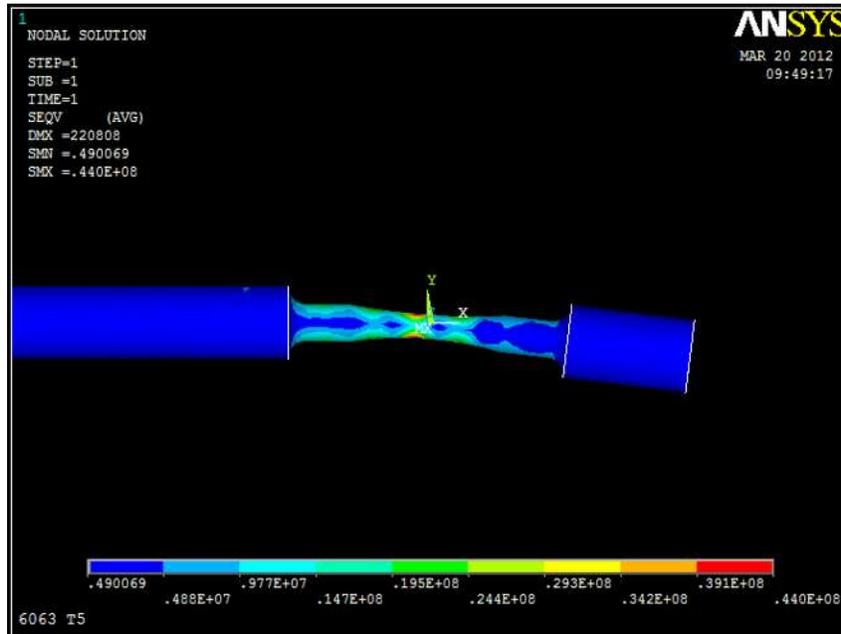


Figura 32. Solución numérica para el espécimen sometido a carga.

La Figura 32 muestra una mayor concentración de esfuerzos en la zona de menor área en la probeta, las partes en rojo representan los sitios de máxima tensión (parte superior) y máxima compresión (parte inferior). Véase ampliación en Figura 33. El máximo esfuerzo de Von Misses comprende los 44 MPa que corresponde a un 30.34% del límite elástico del material según el siguiente cálculo:

$$145 \text{ MPa} \text{-----} 100\% \text{ L.E.}$$

$$44 \text{ MPa} \text{-----} X\% \text{ L.E.} \quad (4.1)$$

$$X = 30.34\% \text{ L.E.}$$

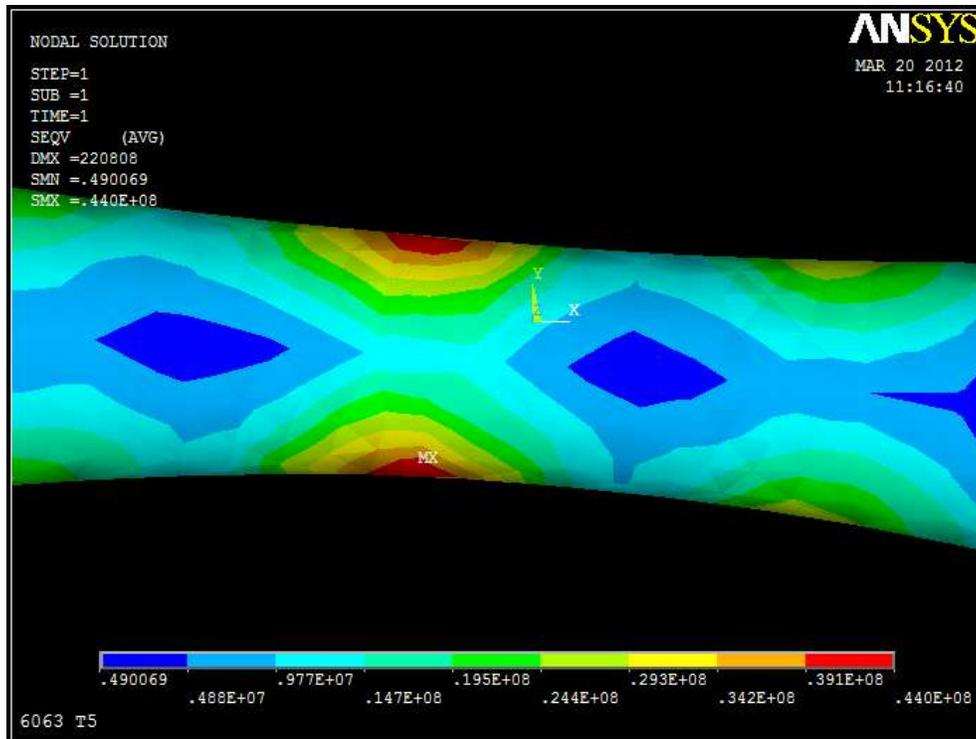


Figura 33. Máximos esfuerzos de Von Mises, nótese que el esfuerzo es menor en el eje del espécimen y va aumentando gradualmente hasta la superficie del mismo.

La figura 33 muestra un comportamiento típico de la fatiga por flexión rotativa, es decir, el mayor estado de tensión ocurre cuando un punto ese encuentra en la parte superior y el mayor estado de compresión ocurre cuando ese mismo punto gira 180° rotando a la posición inferior. Respecto al eje del espécimen se hace evidente que la carga aumenta progresivamente desde un valor inferior (tendiente a ser nulo en algunas secciones) hasta un valor máximo en el extremo de menor área superior e inferior.

Como los resultados de la Figura 33 se encuentran en la zona elástica del material, se puede realizar el cálculo de la ecuación (4.1) para obtener los valores de carga necesarios para generar en el espécimen esfuerzos del 90%, 80%, 70% y 60% respecto del límite elástico de la aleación.

Realizando los cálculos obtenemos la Tabla 3, la cual nos representa la relación entre carga necesaria en el extremo del espécimen y el esfuerzo producido en la zona de menor área del mismo.

| Carga aplicada (Kg) | Esfuerzo producido (MPa) | Porcentaje respecto del límite elástico del material. (%) |
|---------------------|--------------------------|---|
| 2.96                | 130.5                    | 90  |
| 2.64                | 116                      | 80  |
| 2.3                 | 101.5                    | 70  |
| 1.98                | 87                       | 60  |

Tabla 3. Carga aplicada y máximo esfuerzo producido en el espécimen.

#### 4.4.2 Análisis numérico de especímenes con picaduras superficiales.

En la presente sección se muestra la metodología para simular la condición de esfuerzo inducida a un espécimen corroído, para ello retomamos los resultados del capítulo 3, el cual muestra que el diámetro promedio de las picaduras generadas por el ataque químico a las probetas se encontraba comprendido entre 150  $\mu\text{m}$  y 240  $\mu\text{m}$ .

Realizando el modelado del mismo espécimen y substrayendo esferas de diferentes diámetros (comprendidos entre 150  $\mu\text{m}$  y 240  $\mu\text{m}$ ) obtenemos la siguiente figura:

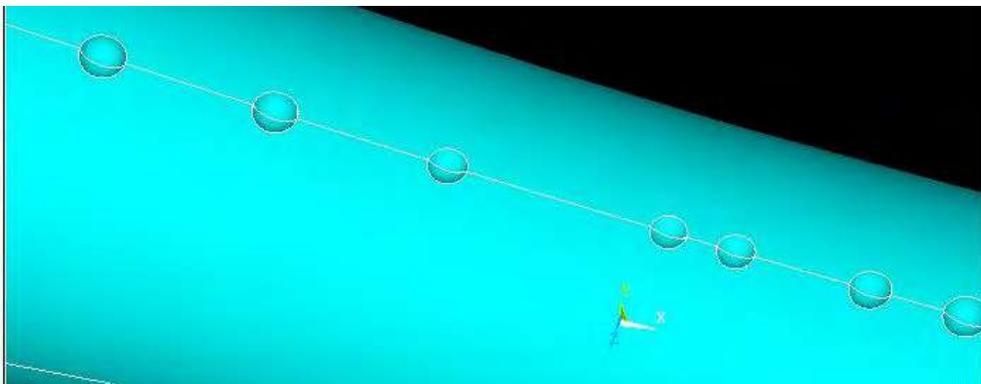


Figura 34. Modelado de picaduras superficiales en el espécimen de prueba.

Lo que sigue es realizar una malla para continuar con la solución al problema, la malla escogida se muestra en la Figura 35 (fina en los huecos y la periferia de los mismos, mediana en el centro y más grande en los extremos).

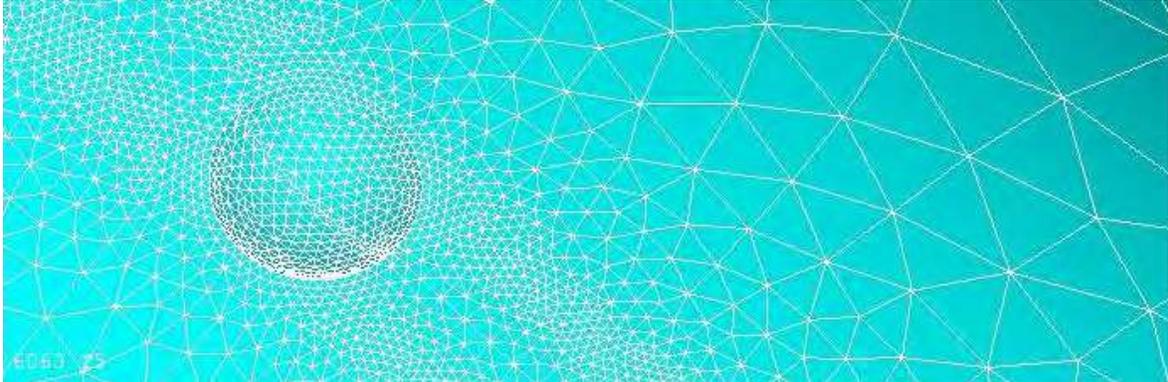


Figura 35. Malla del espécimen con huecos superficiales.

Con las mismas restricciones y cargas de la Figura 33, se da solución al problema y se obtienen los resultados de la siguiente figura:

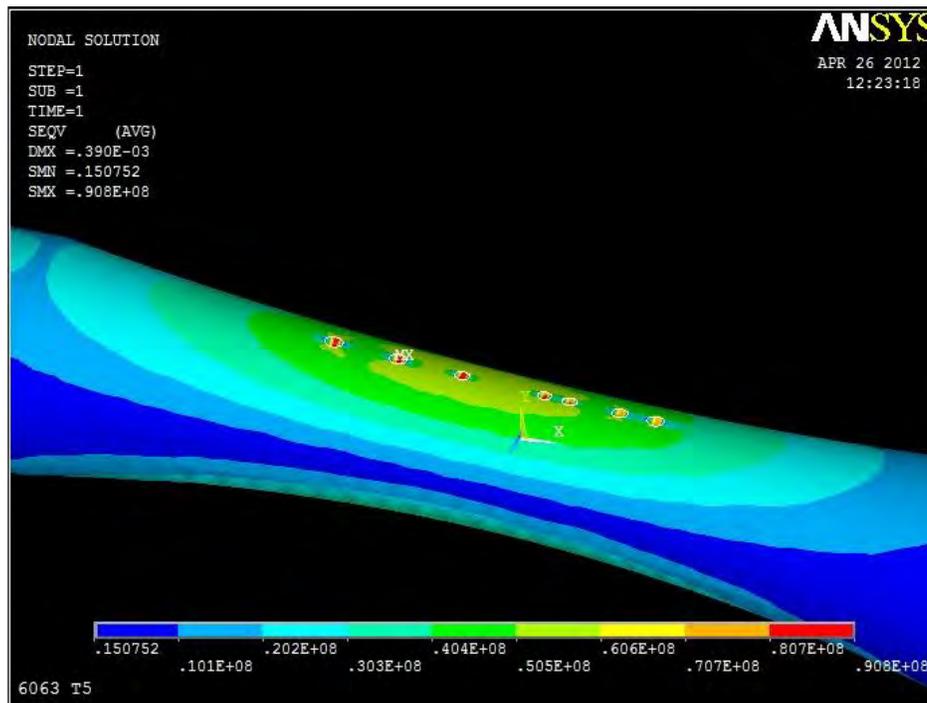


Figura 36. Solución numérica para el espécimen con picaduras superficiales.

A diferencia del problema anterior (espécimen sin picaduras), aquí el factor concentrador de esfuerzos inducido por las picaduras superficiales, incrementa el máximo esfuerzo de Von Misses a 90 MPa.

Un acercamiento en la Figura 36 revela que el sitio de mayor concentración de esfuerzos es precisamente en la zona central de las picaduras superficiales, de modo opuesto, la zona de menor concentración de esfuerzos es en el plano longitudinal. Véase Figura 37.

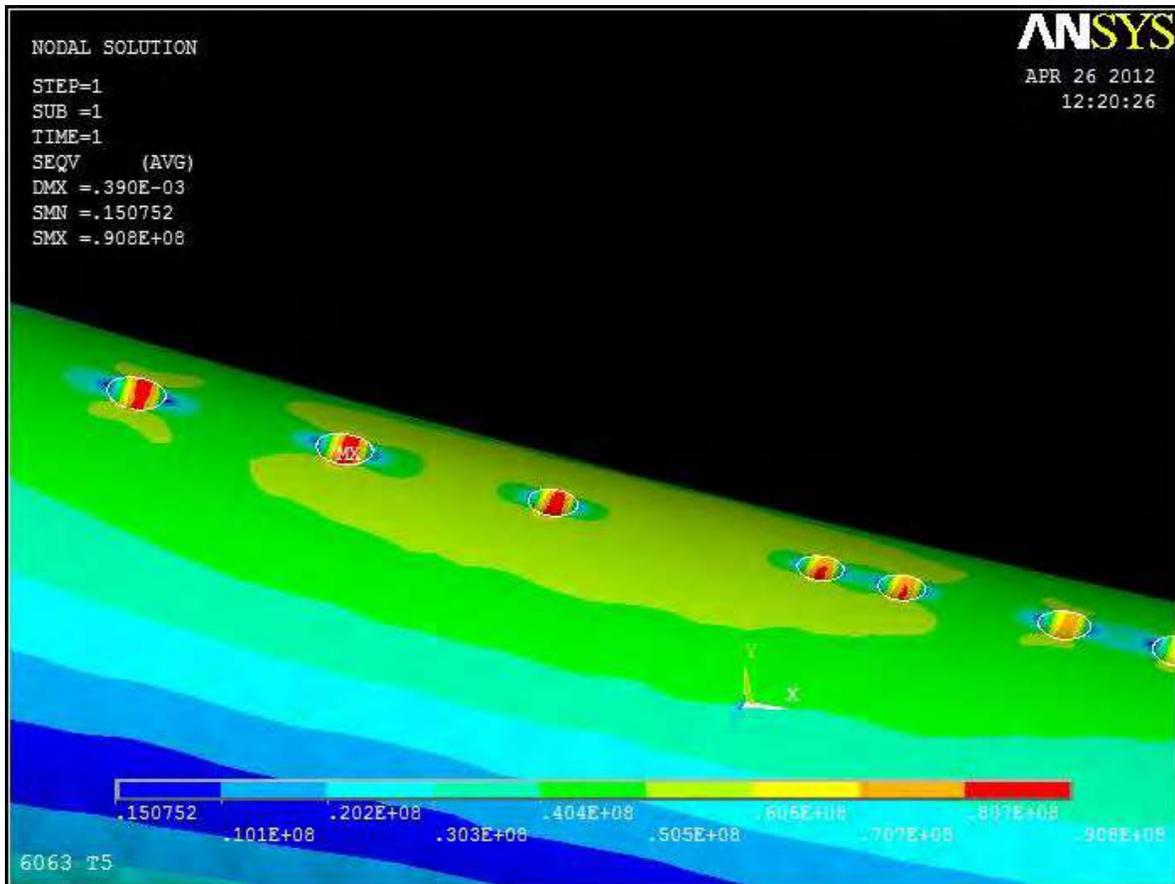


Figura 37. Máxima concentración de esfuerzos para el espécimen con picaduras superficiales.

#### 4.5 Investigación numérica del concentrador de esfuerzos $K_t$ asociado a las picaduras por corrosión.

El objetivo de la sección de este capítulo es evidenciar las diferencias en el concentrador de esfuerzos  $K_t$ , inducido por la presencia y separación de dos picaduras superficiales en el espécimen de prueba y estudiar el comportamiento de dicho concentrador al variar las distancias entre picadura y picadura, así como diferenciar el efecto en el concentrador de esfuerzos al cambiar el eje de separación de las picaduras en longitudinal y transversal respectivamente.

Iniciamos el estudio con el análisis del  $K_t$  que genera una picadura de  $250\mu\text{m}$  en el centro del espécimen:

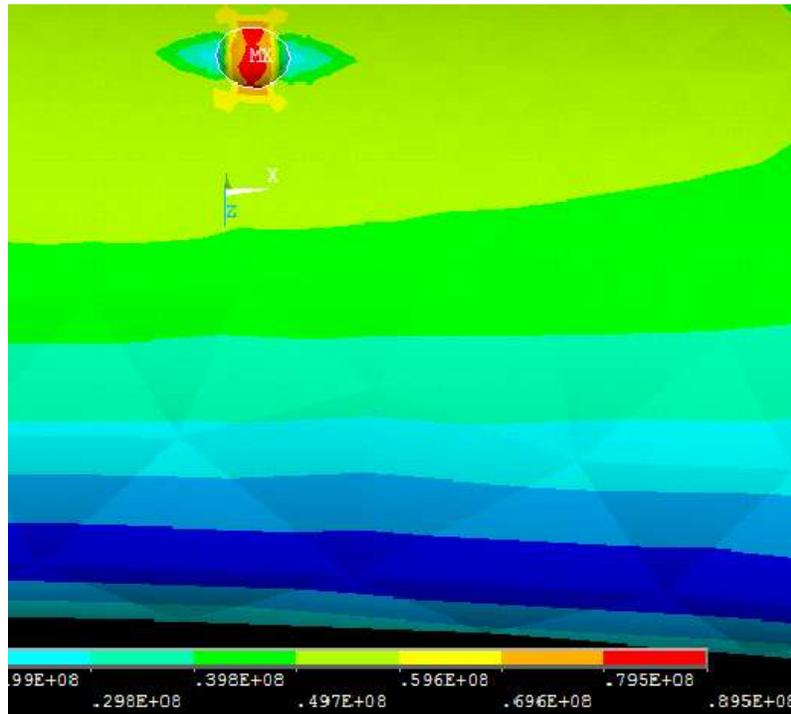


Figura 38. Simulación numérica para una probeta con una picadura superficial de  $240\mu\text{m}$  en el centro del espécimen.

Nótese que el factor de concentración de esfuerzos en la Figura 38 aumentó de un valor de 44 MPa a 89.5 MPa, lo cual representa 2.03 veces el máximo esfuerzo de Von Misses de un espécimen sin a uno con picaduras (comparar figuras 32 y 38).

#### 4.5.1 Concentrador de esfuerzos $K_t$ de picaduras separadas en el eje longitudinal de la probeta.

En el caso de dos picaduras contiguas (sin separación diametral entre ellas) los resultados obtenidos son los siguientes:

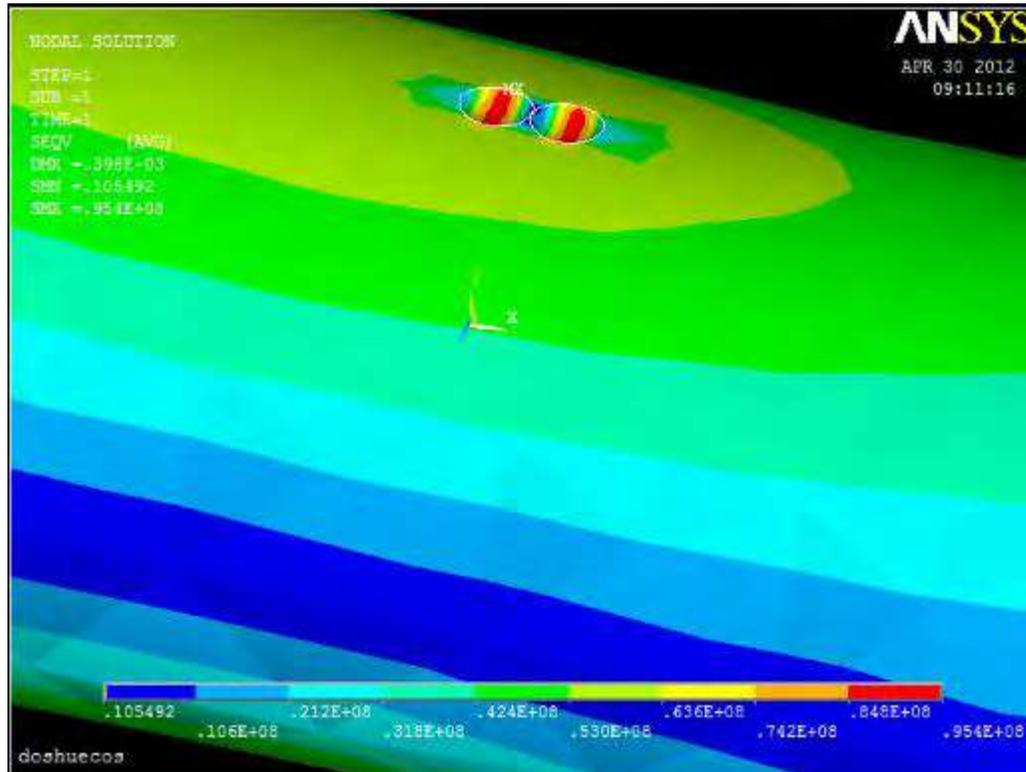


Figura 39. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  sin separación diametral.

La Figura 39 muestra que el factor de concentración de esfuerzos aumentó en 2.17 veces el máximo esfuerzo de Von Misses con respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Obsérvese que en la frontera de contacto entre picadura y picadura se generan los menores esfuerzos de Von Misses.

Se continúa mostrando el análisis con dos picaduras superficiales separadas a  $50\mu\text{m}$ :

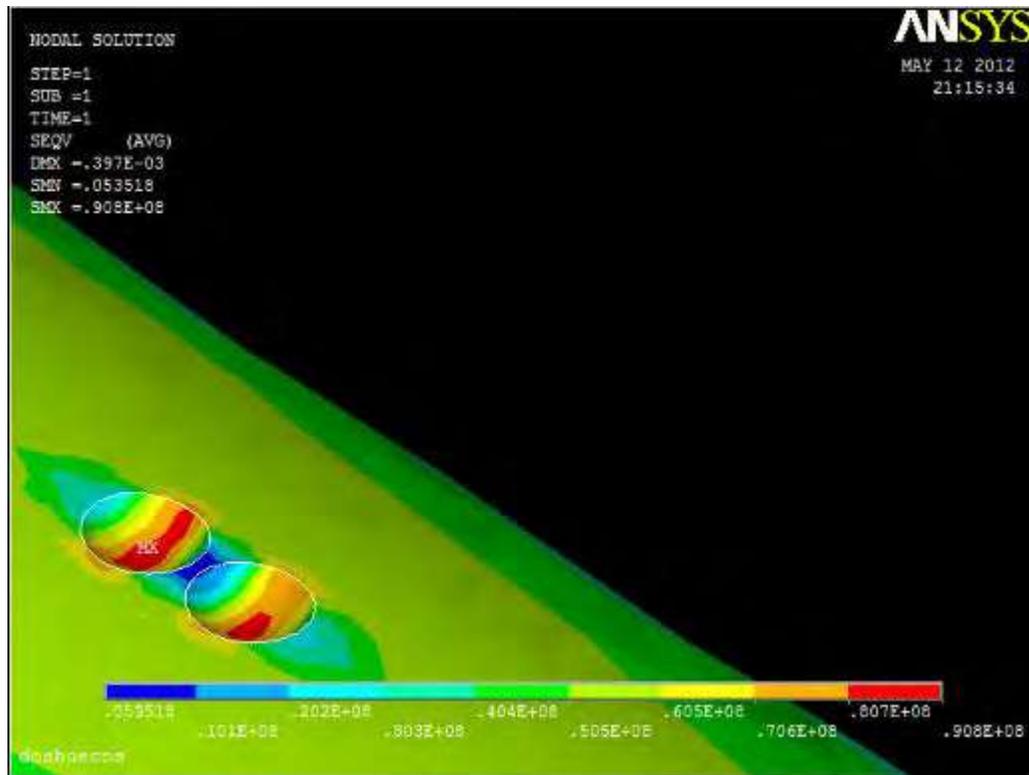


Figura 40. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  separadas  $50\mu\text{m}$ .

La Figura 40 muestra que el factor de concentración de esfuerzos aumentó en 2.06 veces el máximo esfuerzo de Von Mises con respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Es importante señalar que los sitios de máxima concentración de esfuerzos se encuentran en el centro geométrico de las picaduras, tanto para las Figuras 38, 39 y 40; del mismo modo, las zonas de menor concentración de esfuerzos se localizan entre la distancia de separación diametral entre picadura y picadura.

En este momento vale la pena realizar dos simulaciones más, separando la distancia longitudinal de los diámetros en  $100\mu\text{m}$  y  $200\mu\text{m}$  para verificar si se mantiene la tendencia mostrada en los análisis anteriores (el factor concentrador

de esfuerzos disminuye al aumentar la distancia de separación de 2 picaduras cercanas entre sí).

Iniciamos con una separación de  $100\mu\text{m}$ :

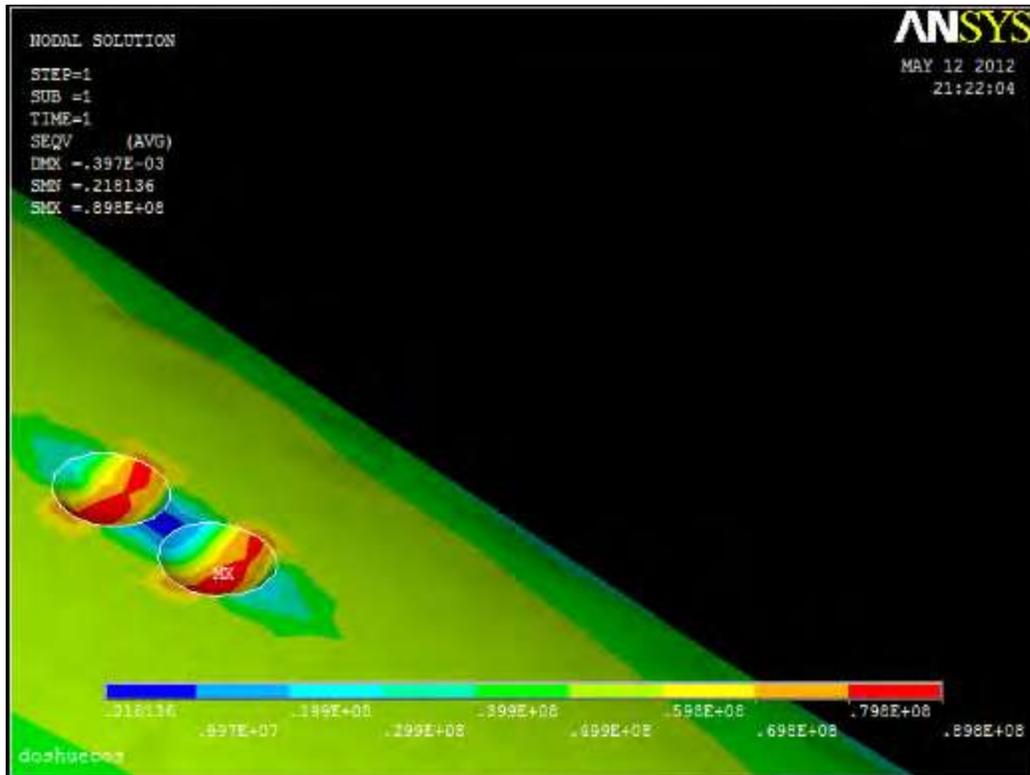


Figura 41. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  separadas  $100\mu\text{m}$  diametralmente.

La Figura 41 muestra que el factor de concentración de esfuerzos aumentó en 2.04 veces el máximo esfuerzo de Von Mises para un espécimen con dos picaduras superficiales, separadas  $100\mu\text{m}$  diametralmente, a diferencia del máximo esfuerzo de Von Mises de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32).

Hasta el momento se mantiene la tendencia de disminución del factor de concentración de esfuerzos al aumentar la distancia de separación diametral.

Finalmente realizamos una simulación con picaduras separadas  $200\mu\text{m}$  diametralmente:

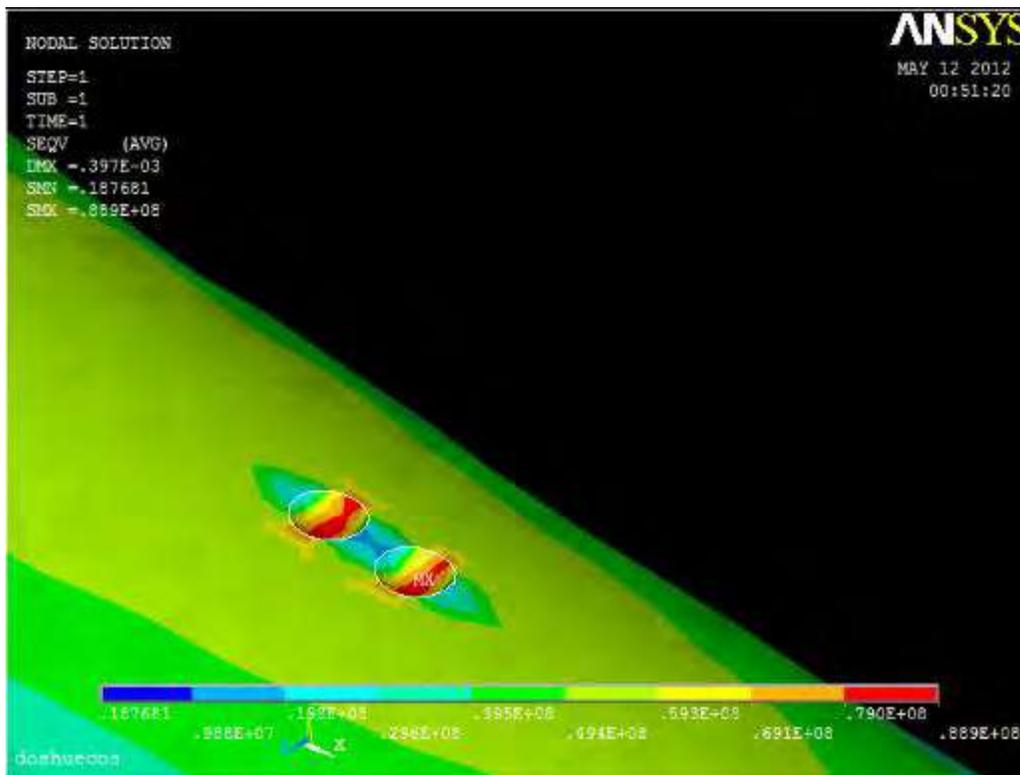


Figura 42. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  separadas  $200\mu\text{m}$  diametralmente.

La Figura 42 muestra que el factor de concentración de esfuerzos aumentó en 2.02 veces el máximo esfuerzo de Von Misses para un espécimen con dos picaduras superficiales, separadas  $200\mu\text{m}$  diametralmente.

Si nos referimos a la Figura 38 podemos ver que a cierta distancia de separación diametral, el factor concentrador de esfuerzos entre 2 picaduras, es el mismo que para una sola picadura.

#### 4.5.2 Concentrador de esfuerzos $K_t$ de picaduras separadas en el eje transversal de la probeta.

En esta sección del capítulo se analiza numéricamente el comportamiento de las picaduras cercanas, pero dispuestas alrededor del radio de la probeta, es de particular interés el efecto de dicha disposición de picaduras en el factor de concentración de esfuerzos.

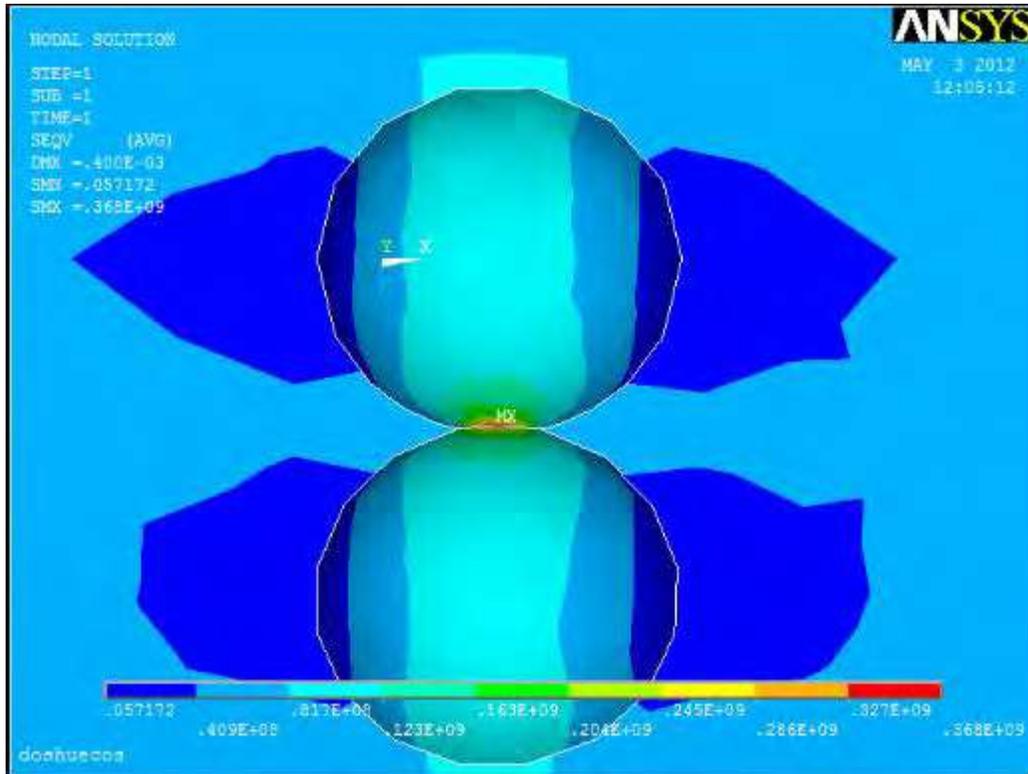


Figura 43. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  sin separación diametral y dispuestas transversalmente.

La Figura 43 muestra el resultado del análisis numérico para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  sin separación diametral y dispuestas en el eje transversal del espécimen. Nótese que el factor de concentración de esfuerzos en la Figura 43 aumento 8.36 veces el máximo esfuerzo de Von Misses respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Es evidente que los sitios de máxima concentración de esfuerzos para esta simulación se encuentran en la

frontera entre picadura y picadura, a diferencia de los análisis con picaduras dispuestas en el eje longitudinal, ver Figuras 39 a 42; del mismo modo, las zonas de menor concentración de esfuerzos se localizan en los extremos perpendiculares a la línea tangente de contacto entre picadura y picadura.

Al igual que en la sección 4.5.1, se analizan diferentes simulaciones variando la distancia de separación transversal para poder contrastar los resultados.

Iniciamos un análisis con 2 picaduras de  $240\mu\text{m}$  a  $50\mu\text{m}$  de separación transversal:

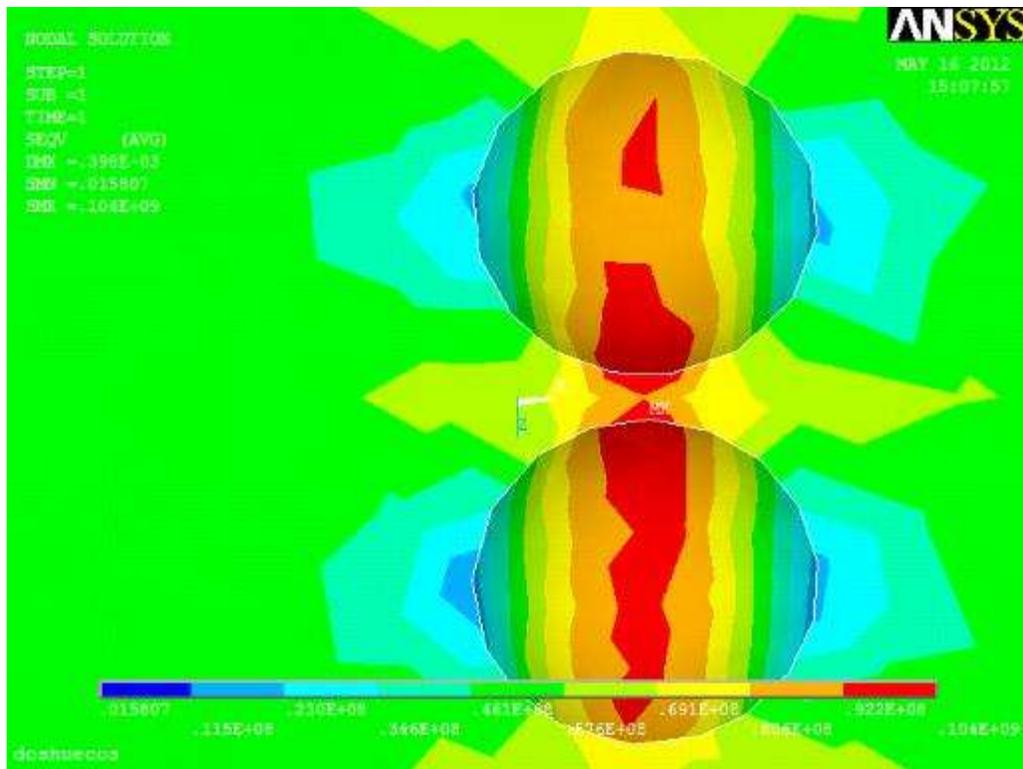


Figura 44. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  separadas  $50\mu\text{m}$  en el eje transversal.

En este caso el factor concentrador de esfuerzos aumentó 2.28 el máximo esfuerzo de Von Mises respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Aquí se mantiene la tendencia de la Figura 44 en la cual, los sitios de

máxima concentración de esfuerzos se encuentran en la frontera entre picadura y picadura.

Para el caso de 2 picaduras separadas 100mm en el eje transversal, obtenemos los siguientes resultados:

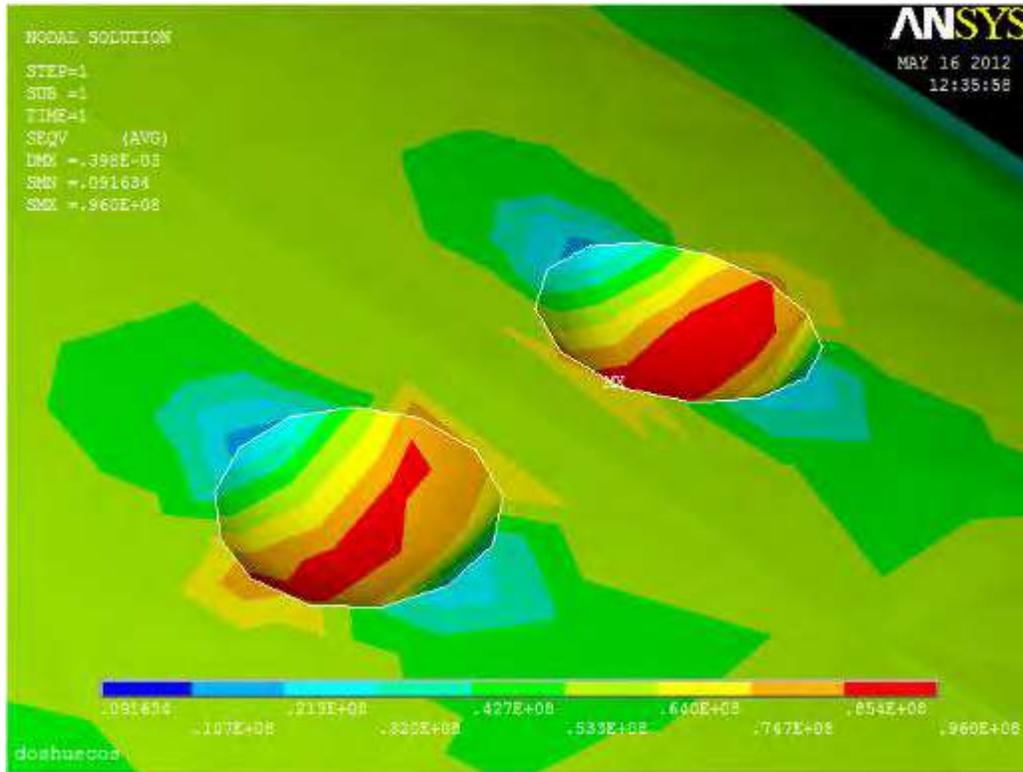


Figura 45. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de 240 $\mu$ m separadas 100 $\mu$ m en el eje transversal.

La Figura 45 muestra que el factor concentrador de esfuerzos aumento 2.18 veces el máximo esfuerzo de Von Misses respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Si se observa también la Figura 43 puede hacerse la analogía de necesitar 2 picaduras de 240  $\mu$ m sin separación, dispuestas en el eje longitudinal de un espécimen, para conseguir el mismo factor de concentración de esfuerzos que genera un espécimen con las mismas picaduras pero separadas 100 $\mu$ m en el eje transversal del mismo. Nótese que aún existe una concentración

de esfuerzos en la frontera entre picadura y picadura, pero ésta ya no es tan grande como el de la Figura 43.

Finalmente se muestra el análisis de un espécimen con picaduras superficiales separadas en el eje transversal  $200\mu\text{m}$ :

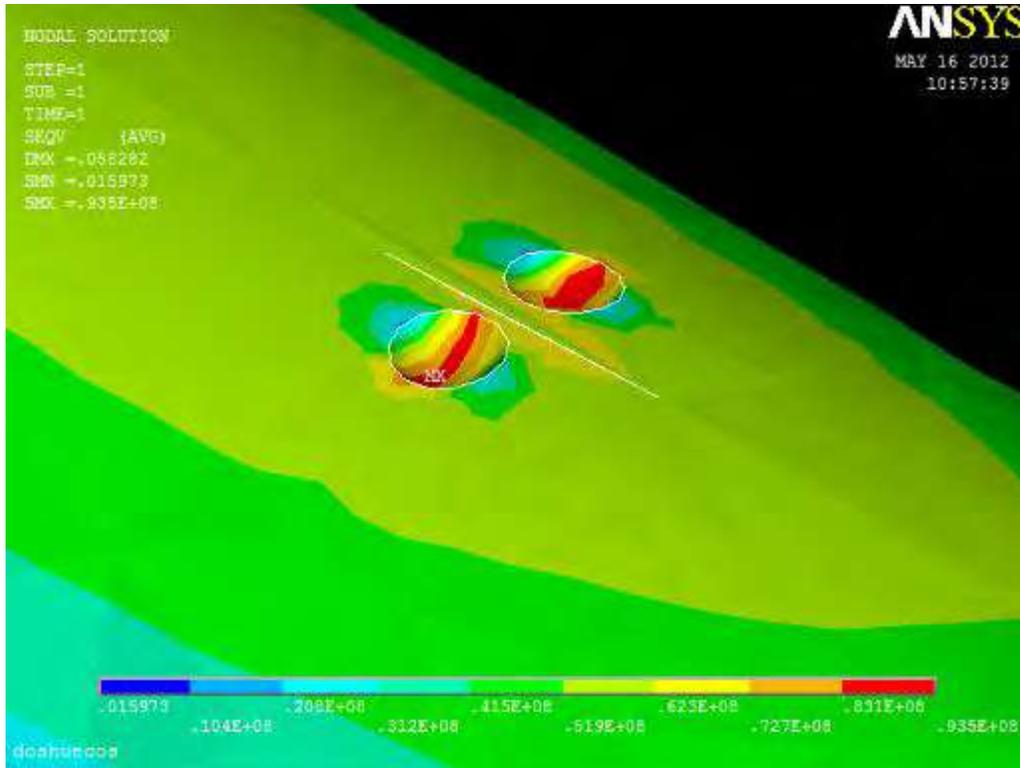


Figura 46. Simulación numérica para una probeta con dos picaduras superficiales de  $240\mu\text{m}$  separadas  $200\mu\text{m}$  en el eje transversal.

La Figura 46 muestra que el factor concentrador de esfuerzos aumento 2.13 veces el máximo esfuerzo de Von Misses respecto del de un espécimen sin picaduras (véase la Figura 32). Esta separación es muy cercana al comportamiento de un espécimen con una sola picadura, de modo que si se aleja la frontera entre picadura y picadura, el factor concentrador de esfuerzos irá decreciendo hasta el punto tal, que dos picaduras actuarán como si fuera una sola (en cuanto a la presencia de esfuerzos de Von Misses se refiere).

Con la Figura 46 se cierra el capítulo IV y se entra directamente al capítulo V, el cuál detalla los resultados observados en la presente investigación además de hacer un análisis y discusión de ellos, para finalmente enumerar las conclusiones de dicho estudio.

## CAPÍTULO V RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 5.1 Resultados experimentales.

Primeramente se muestran los resultados de ensayos sin corrosión (ver Tablas 4 - 7).

Tabla 4. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas sin corrosión al 90% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 7871                         |
| P2                                   | 7133                         |
| P3                                   | 3094                         |
| P4                                   | 13638                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>7934</b>                  |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>396,700</b>               |

Tabla 5. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas sin corrosión al 80% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 31548                        |
| P2                                   | 6998                         |
| P3                                   | 44454                        |
| P4                                   | 80040                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>40760</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>203,8000</b>              |

Tabla 6. Resultados de ensayos realizados en 3 probetas sin corrosión al 70% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 52215                        |
| P2                                   | 66222                        |
| P3                                   | 84102                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>67513</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>3,375,650</b>             |

Tabla 7. Resultados de ensayos realizados en 5 probetas sin corrosión al 60% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 270,847                      |
| P2                                   | 76,566                       |
| P3                                   | 19,540                       |
| P4                                   | 22,240                       |
| P5                                   | 75,630                       |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>92,964.6</b>              |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>4,648,230</b>             |

Ahora se muestran los resultados de los ensayos con 2 minutos de corrosión (ver Tablas 8-11).

Tabla 8. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 4745                         |
| P2                                   | 2878                         |
| P3                                   | 2879                         |
| P4                                   | 2213                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>3178.75</b>               |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>158,938</b>               |

Tabla 9. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 7368                         |
| P2                                   | 5507                         |
| P3                                   | 4894                         |
| P4                                   | 5209                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>5744.5</b>                |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>287,225</b>               |

Tabla 10. Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 2 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 14919                        |
| P2                                   | 19730                        |
| P3                                   | 10580                        |
| P4                                   | 17996                        |
| P5                                   | 15261                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>15,697.2</b>              |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>784,860</b>               |

Tabla 11. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 2 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 49710                        |
| P2                                   | 12691                        |
| P3                                   | 25950                        |
| P4                                   | 42536                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>32,721.75</b>             |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>1,636,088</b>             |

Las Tablas 12 a la 15 muestran los resultados para ensayos con especímenes a cuatro minutos de ataque corrosivo.

Tabla 12. Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 4 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 923                          |
| P2                                   | 854                          |
| P3                                   | 1278                         |
| P4                                   | 3721                         |
| P5                                   | 3078                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>1,367.2</b>               |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>68,360</b>                |

Tabla 13. Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 4 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 1278                         |
| P2                                   | 1957                         |
| P3                                   | 1969                         |
| P4                                   | 6903                         |
| P5                                   | 6454                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>3,712.2</b>               |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>185,610</b>               |

Tabla 14. Resultados de ensayos realizados en 4 probetas con 4 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 3220                         |
| P2                                   | 3783                         |
| P3                                   | 9518                         |
| P4                                   | 7307                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>5,957</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>297,850</b>               |

Tabla 15. Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 4 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 20286                        |
| P2                                   | 5578                         |
| P3                                   | 14917                        |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>13,593.6</b>              |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>679,683</b>               |

Finalmente se reportan las Tablas 16 a la 19 con los resultados para ensayos con especímenes a seis minutos de ataque corrosivo.

Tabla 16 Resultados de ensayos realizados en 5 probetas con 6 minutos de corrosión al 90% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 1341                         |
| P2                                   | 1451                         |
| P3                                   | 1418                         |
| P4                                   | 310                          |
| P5                                   | 306                          |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>965.2</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>48,260</b>                |

Tabla 17. Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 80% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 4627                         |
| P2                                   | 1967                         |
| P3                                   | 2985                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>3,193</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>159,650</b>               |

Tabla 18. Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 70% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 6486                         |
| P2                                   | 3695                         |
| P3                                   | 3678                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>4,619.6</b>               |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>230,983</b>               |

Tabla 19. Resultados de ensayos realizados en 3 probetas con 6 minutos de corrosión al 60% del límite elástico del material.

| <b>Numero de ensayo.</b>             | <b>Duración en segundos.</b> |
|--------------------------------------|------------------------------|
| P1                                   | 8163                         |
| P2                                   | 4935                         |
| P3                                   | 6861                         |
| <b>Promedio en segundos.</b>         | <b>6,653</b>                 |
| <b>Promedio en número de ciclos.</b> | <b>332,650</b>               |

En total se registraron 69 ensayos con los cuales se cumple el objetivo específico número 1 posteriormente se realizaron análisis en las respectivas superficies de fractura (cumpliéndose así el objetivo específico 2) obteniéndose fotografías como las siguientes:

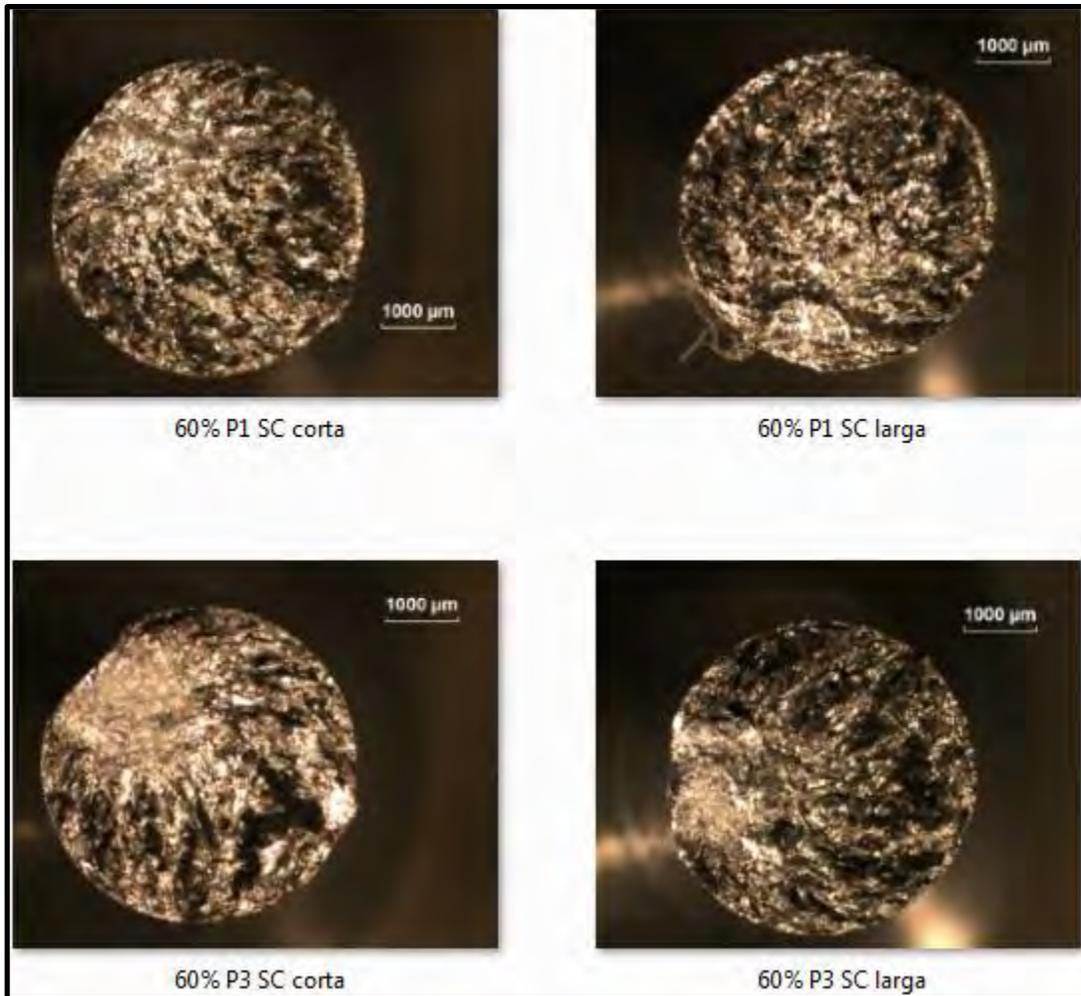
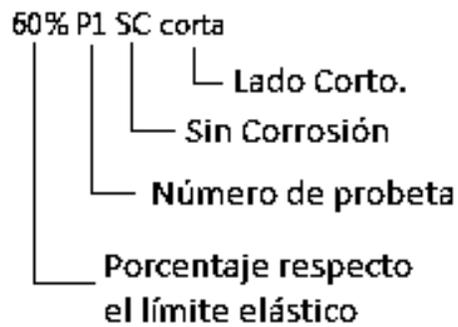


Figura 47. Fotos de superficies de fractura de probetas sin corrosión.

Para el análisis de las superficies e fractura se definió la siguiente nomenclatura:



Y en el caso de las probetas corroídas, también se tomaron fotografías de vista lateral, en las cuales se puede apreciar los huecos superficiales y su influencia en la fractura, obteniéndose fotografías como las siguientes:

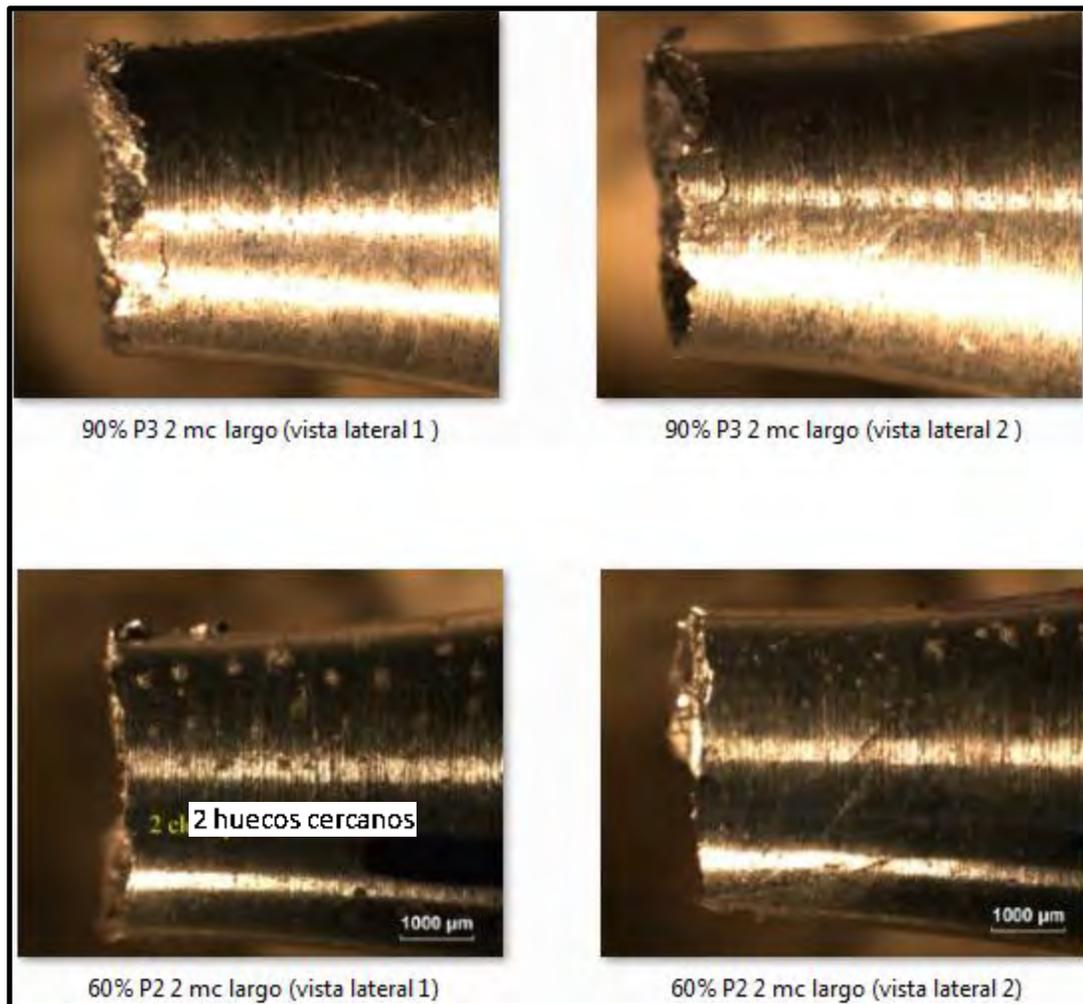


Figura 48. Vistas laterales de superficies de fractura de probetas corroídas y cargadas a diferentes porcentajes del límite elástico del material.

La información obtenida hasta el momento se analizó y se obtuvieron los siguientes resultados:

## 5.2 Análisis de resultados experimentales.

Los resultados experimentales son mostrados en la Figura 49. El ataque corrosivo induce una importante reducción en la resistencia a la fatiga en esta aleación de aluminio; especímenes no corroídos muestran vidas en fatiga más altas comparadas con los especímenes corroídos para los cuatro valores de carga aplicada  $\sigma_a$ : 60%, 70%, 80% y 90% respecto del límite elástico de este material. En nuestro conocimiento, estos resultados son los primeros a nivel mundial sobre este material corroído bajo las condiciones impuestas y a diferentes niveles de carga en fatiga por flexión rotativa.

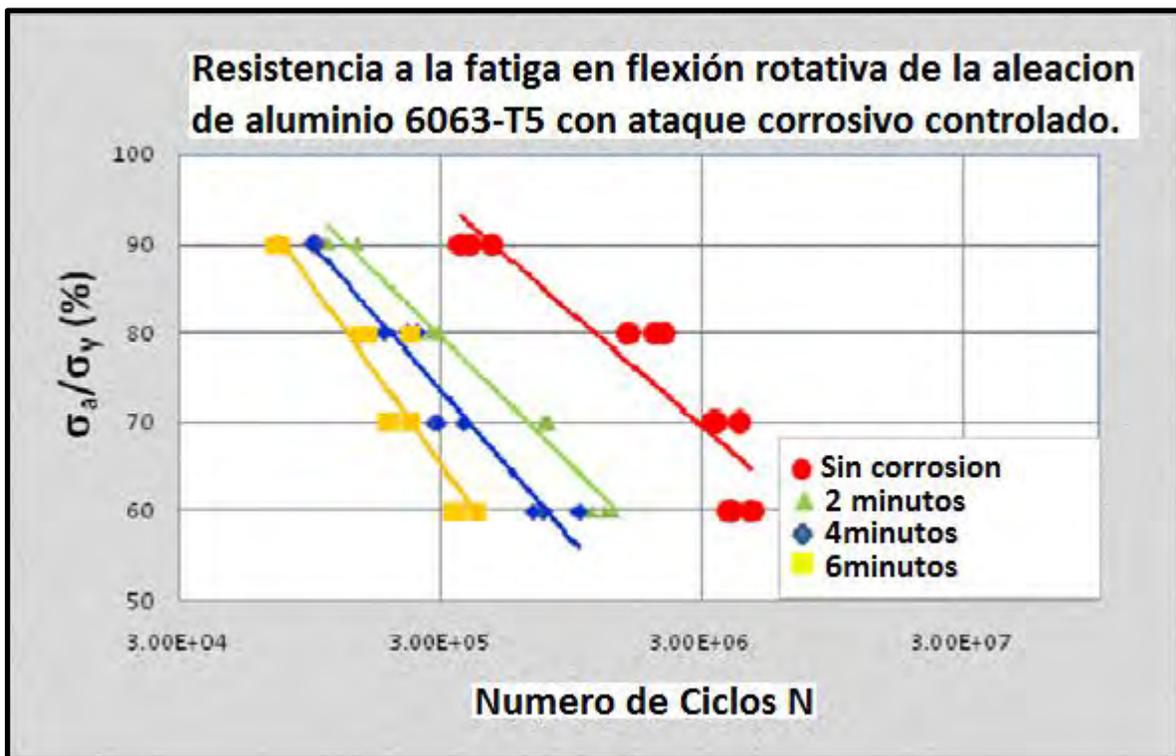


Figura 49. Vida en fatiga y curvas de tendencia para 4 tipos de especímenes, bajo ensayos de fatiga en flexión rotativa.

Respecto a los especímenes corroídos, alto tiempo de corrosión se traduce en una reducción de vida en fatiga y esta diferencia es más grande en los bajos regímenes de carga (60% y 70%) del límite elástico del material.

### 5.3 Discusión de resultados experimentales.

La resistencia a la fatiga en elementos metálicos bajo cargas mecánicas se reduce considerablemente por el tiempo de corrosión [50-52]. Para una razón de carga dada  $\sigma_n/\sigma_y$ , Figura 49, la resistencia a la fatiga se reduce a medida que aumenta el tiempo de ataque corrosivo en los especímenes ensayados. La presencia de picaduras por corrosión en la superficie de los especímenes corroídos, Figura 50, está relacionada con el factor concentrador de esfuerzos acelerando la iniciación de la fractura y la propagación de la grieta [53,54]. En adición al tamaño de las picaduras por corrosión, la proximidad de dos o más de ellas incrementa el factor concentrador de esfuerzos y acelera la iniciación de la grieta y su propagación [55].

Concerniente al tamaño promedio de las picaduras por corrosión en los especímenes corroídos, estos se encuentran comprendidos aproximadamente entre  $150\ \mu\text{m}$  y  $250\ \mu\text{m}$  para 2 y 4 minutos de ataque corrosivo. La densidad de los huecos por corrosión en la superficie de los especímenes se incrementa con el tiempo de ataque corrosivo en vez de incrementar su tamaño. Esta tendencia es observada en la Figura 50 c); aquí, el más alto ataque corrosivo (6 minutos) induce coalescencia entre huecos contiguos formando surcos a lo largo del eje longitudinal del espécimen.

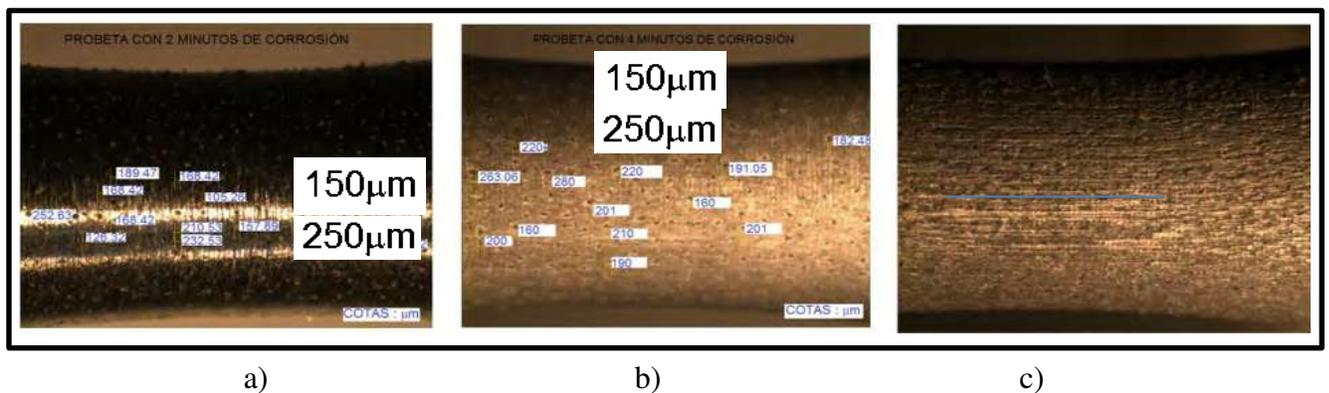


Figura 50. Especímenes corroídos antes de la fractura con: 2 minutos a), 4 minutos b), y 6 minutos de corrosión c).

Se observó una reducción a la resistencia a la fatiga asociada con picaduras por corrosión y el inicio de la grieta fue identificado con la presencia de una, dos o más picaduras cercanas. Con el análisis de superficies de fractura y sus huecos por corrosión relacionados, se construyó el diagrama modificado de Kitagawa-Takahashi (primero en el mundo para esta aleación) tomando uno o más huecos como el inicio de grieta. Tomando “ $a$ ” como la longitud de la grieta (Figura 49). Los especímenes no corroídos proveen información para los tamaños de grieta muy pequeños; para 60% de carga del límite elástico  $\sigma_a = 87$  MPa,  $\Delta\sigma_{fat}=174$  Mpa con una razón de cambio  $R=-1$ , la vida en fatiga es  $N = 4 \times 10^6$  ciclos, Figura 51. El umbral rango de intensidad–esfuerzo para el crecimiento de grietas por fatiga es  $\Delta K_{TH}$ , y es definido como el rango intensidad–esfuerzo bajo el cual las grietas no se desarrollan, operacionalmente definido aquí cuando  $da/dN < 10^{-7}$  mm/ciclos. El rango del umbral intensidad de esfuerzo se obtiene para la aleación de aluminio 6063-T5 con  $R=0.1$  [56], y el valor es  $\Delta K_{TH} = 3$  MPa m<sup>-1/2</sup>; este valor debe ser cercano a 4 MPa m<sup>-1/2</sup> para  $R=-1$ .

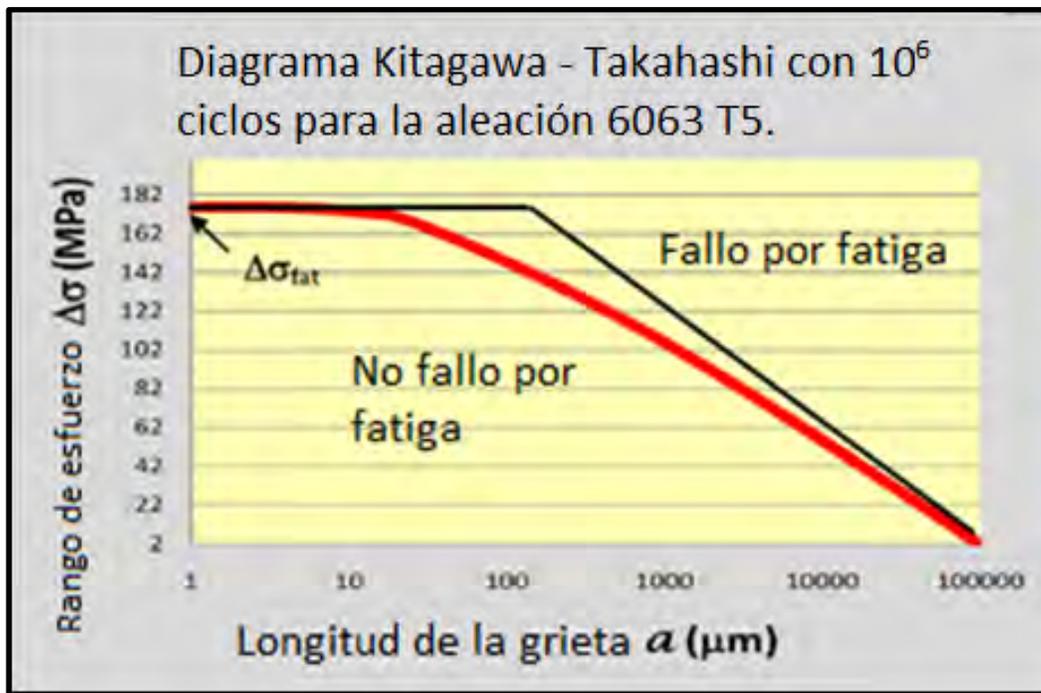


Figura 51. Diagrama de Kitagawa – Takahashi para la aleación de aluminio 6063-T5.

$\Delta K_{TH}$  no depende del tamaño de la grieta y con pequeños tamaños de grieta este parámetro tiende a una condición límite dada por la fuerza de resistencia a fatiga, que para esta aleación de aluminio es  $\Delta\sigma_{fat} = 174$  MPa, con  $N \approx 4 \times 10^6$  ciclos. Tomando  $a_0$  como la longitud de la grieta que delimita la zona en la que el umbral de fatiga no es independiente del tamaño de la longitud de la grieta; entonces, la variación del rango de esfuerzo puede ser evaluada como una función de una longitud de grieta adicional “ $a$ ” y empleando la ecuación empírica propuesta por El Haddad et al. [49]:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{TH}}{Y\sqrt{\pi(a+a_0)}} \quad (5.1)$$

Aquí,  $Y$  es un factor de geometría que para este tipo de probeta puede ser tomado como:  $Y = 0.97$ . De la ecuación (5.1), es posible evaluar  $a_0$  así:

$$a_0 = \left( \frac{\Delta K_{TH}}{Y\Delta\sigma_{fat}} \right)^2 \frac{1}{\pi} \quad (5.2)$$

Sustituyendo valores para esta aleación de aluminio,  $a_0 \approx 179$   $\mu\text{m}$ , este punto es identificado en la línea roja decreciente en la Figura 51.

## CONCLUSIONES

1. La resistencia a la fatiga en flexión rotativa decrece con el tiempo de ataque corrosivo en los especímenes corroídos.
2. La diferencia de vida en fatiga se incrementa para las probetas corroídas, cuando la razón de carga decrece (60% y 70% del límite elástico del material).
3. El tamaño de las picaduras por corrosión permanece aproximadamente sin cambio con el tiempo de corrosión; a partir de las Figuras 50 a) y 50 b) es posible concluir que la densidad superficial de las picaduras del espécimen se incrementa con el tiempo de ataque corrosivo.
4. El diagrama Kitagawa – Takahashi fue construido para esta aleación de aluminio en una vida de fatiga cercana a  $N = 4 \times 10^6$  ciclos. Bajo esta condición, se encontró que el rango de esfuerzo para los especímenes no corroídos fue  $\sigma_{fat}=174$  Mpa, y  $a_0 = 179 \mu\text{m}$  para una razón de carga  $R = -1$ .
5. Análisis en superficies de fractura muestran que las picaduras por corrosión fueron los sitios de iniciación y propagación de la grieta. La grieta inicia en las picaduras y se propaga siguiendo el camino de picaduras cercanas. Algunas veces son observados caminos de propagación secundarios paralelos en la probeta; estos compiten con la trayectoria principal de fractura durante el ensayo.
6. Una superficie de fractura frontal, muestra la fractura típica bajo fatiga en flexión rotativa: una alta deformación plástica cercana a la superficie del espécimen donde está actuando un alto esfuerzo (la zona de iniciación de la grieta) y un área granular en el centro caracterizan la rápida propagación

de la grieta. Algunas veces, más de un punto de inicio de grieta es identificado en la superficie de fractura.

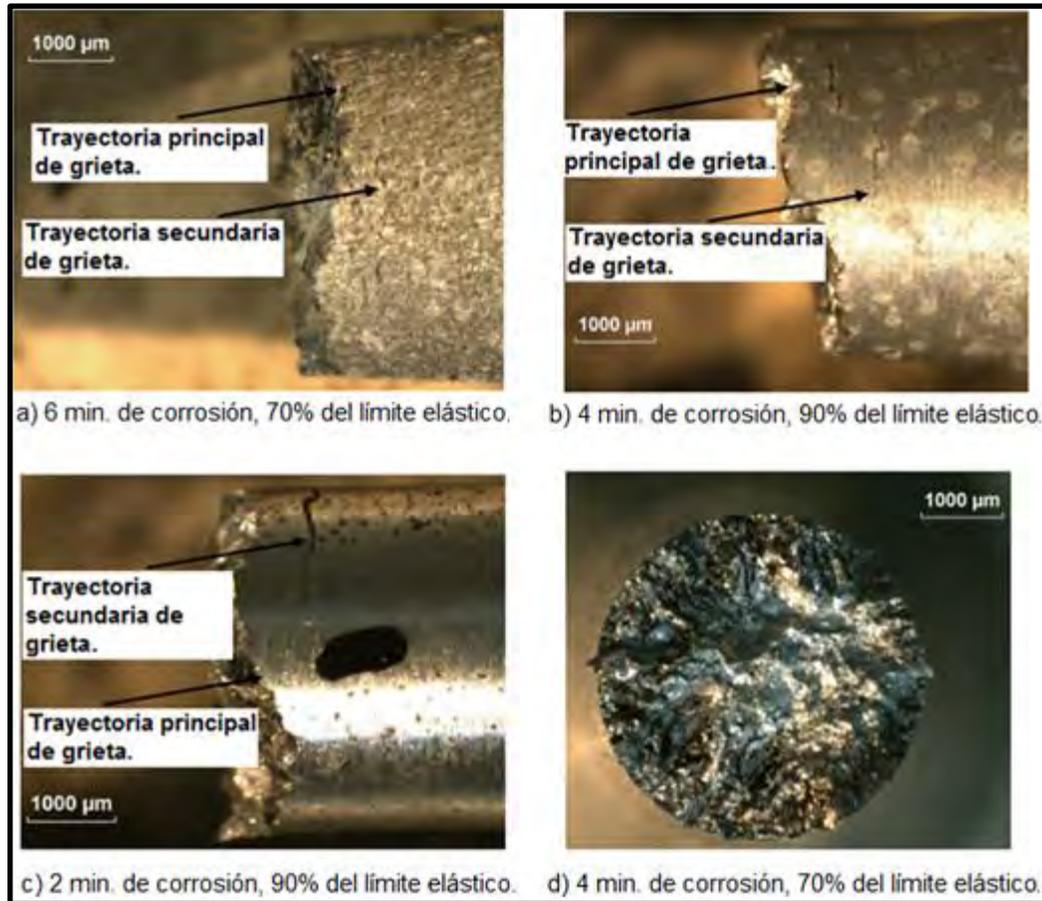


Figura 52. Análisis de superficies de fractura a diferentes tiempos de corrosión y valores de carga respecto del límite elástico del material.

7. El análisis numérico muestra que el factor concentrador de esfuerzos aumenta considerablemente cuando existe una picadura de por medio; en este mismo respecto, la proximidad de dos picaduras contiguas afecta dicho factor en función de la separación diametral entre picadura y picadura, siendo más grande el aumento del  $K_t$  cuanto menor sea la distancia de separación diametral entre las mismas.

8. Para el caso de 2 picaduras contiguas y de la misma talla, el factor concentrador de esfuerzos será aproximadamente el mismo que para el caso de una sola picadura, cuando la distancia de separación diametral sea mayor o igual a 2 veces el radio de cualquiera de las 2 picaduras.
  
9. La simulación numérica pone de manifiesto que el eje de separación entre picadura y picadura aumenta dramáticamente el factor concentrador de esfuerzos, siendo mayor dicho factor cuando el eje de separación diametral es transversal al espécimen.
  
10. Finalmente, la zona de mayor concentrador de esfuerzos en el caso de picaduras contiguas sin separación diametral en el eje longitudinal, se encuentra en el centro radial de las mismas, mientras que en el caso de picaduras dispuestas en el eje transversal, la zona de mayor concentración de esfuerzos se encuentra en la frontera entre picadura y picadura.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1] William F. Smith (1998), Fundamentos de la ciencia e ingeniería en materiales (tercera edición), Mc. Graw Hill.
- [2] Bernard J. Hamrock, Bo Jacobson, Steven R. Schmid (2000), Elementos de máquinas (primera edición), Mc. Graw Hill.
- [3] Notas básicas de factor de seguridad, obtenida el 08 de marzo del 2011 en [http://www.roymech.co.uk/Useful\\_Tables/ARM/Safety\\_Factors.html](http://www.roymech.co.uk/Useful_Tables/ARM/Safety_Factors.html)
- [4] Instituto Americano del Hierro y del Acero encontrado el 08 de marzo del 2011 en <http://www.steel.org/>
- [5] Sistema de clasificación de aleaciones de aluminio trabajadas mecánicamente, obtenida el 05 de enero del 2011 en <http://www.fullmet.com/metales/aluminio.html>
- [6] *Sociedad de ingenieros automotrices, obtenida el 08 de marzo del 2011 en <http://www.sae.org/>*
- [7] Wöhler, A. (1855) Theorie rechteckiger eiserner Brückenbalken mit Gitterwänden und mit Blechwänden, *Zeitschrift für Bauwesen* vol. 5 pp121-166
- [8] Wöhler's experiments on the strength of metals (1867) *Engineering* vol. 4 pp160-161
- [9] Wöhler, A. (1870) Über die Festigkeitsversuche mit Eisen and Stahl, *Zeitschrift für Bauwesen* vol. 20 pp73-106
- [10] Wöhler, A. (1871) *Engl. Abstr. Eng.* vol. 2
- [11] J.F. Tavernelli y L.F. Coffin, Jr., "Experimental Support for Generalized Ecuation Predicting Low Cycle Fatigue", y S.S. Manson, análisis, *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, vol.84, núm. 4, pp. 533-537.
- [12] L. Coffin, The Stability of Metals under Cyclic Plastic Strain, *Transaction American Society, Mechanical Engineers*, (1954) p. 82.
- [13] S. Manson, Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress, In heat Transfer Symposium, University of Michigan Engineering Research Institute, MI. P. 9 -75.

[14] P. C. Paris, M. P. Gomez and W. E. Anderson. A rational analytic theory of fatigue. *The Trend in Engineering* (1961). 13, 9-14

[15] Propiedades, características y algunos usos del aluminio, obtenida el 01 de enero del 2011 en [http://www.lapaloma.com.mx/lapaloma\\_metales/productos/c\\_aluminio.htm](http://www.lapaloma.com.mx/lapaloma_metales/productos/c_aluminio.htm)

[16] Aluminio 6063 usos más frecuentes, obtenida el 01 de enero del 2011 en <http://www.delmetal.com.ar/productos/aluminio/6063.pdf>

[17] Universidad de los Andes, Departamento de Ingeniería Mecánica, [Análisis de Falla y Otros/Análisis de Falla](#)/Archivo(02) 4, encontrada el 13 de marzo del 2011 en <http://mecanica.uniandes.edu.co/web/?seccion=95&ver=653&lenguaje=es>

[18] J. Hirsch, "Virtual Fabrication of Aluminum Products (Microstructural Modeling in Industrial Aluminium Fabrication Process)", Ed. Wiley-VCH, First Edition (2006), 381 pages.

[19] W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, A. Vieregge, "Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry", *Materials Science & Engineering A280* (2000), pp. 37–49.

[20] G.M. Scamans, N. Birbilis, R.G. Buchheit, "3.08 - Corrosion of Aluminum and its Alloys", *Shreir's Corrosion*, Vol. 3 (2009), pp. 1974-2010.

[21] Arthur P. Boresi, Richard J. Schmidt, Omar M. Sidebottom (1993), *Advanced mechanics of materials* (fifth edition), cap.16.1, John Wiley & Sons, Inc.

[22] R.P. Reed, J. H Smith and B. W Christ "The Economic Effects of Fracture in the United States", U.S. Department of Commerce, National Bureau of Standards, Special Publication 647, March 1983.

[23] A.S. Fouda, A.A. Al-Sarawy, F.Sh. Ahmed, and H.M. El-Abbasy, "Corrosion inhibition of aluminum 6063 using some pharmaceutical compounds", *Corrosion Science*, Vol. 51 (2009), pp. 485-492.

[24] Coffin L. F. Jr. And Wesley R. P., *Transactions, American Society of Engineers*, Vol. 76, Aug. 1954, p. 923 – 930.

[25] Coffin L. F. Jr., in *Symposium on Effect of Cyclic Heating and Stressing on Metals at Elevated Temperatures*, ASTM STP 165, American Society for Testing Materials, June 1954, p. 31-52.

[26] Manson S. S., *Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress*,

NACA TN – 2933, National Advisory Committee for Aeronautics, July 1953.

[27] J.A. Erwing and J.C. W. Humfrey, “The Fracture of Metals Under Repeated Alterations of Stress”, Phil Trans. Roy. Soc., London, Vol. CC, 1903, p. 241.

[28] P.C. Paris, M.P. Gomez, and W.E. Anderson, “A Rational Analytical Theory Of Fatigue,” Trend Eng., Vol. 13, No. 9, 1961. p. 9.

[29] P.C. Paris, “Testing for Very Slow Growth Of Fatigue Cracks”, Closed Loop, Vol.2, No.5, 1970.

[30] J.L. Chaboche, Continuum Damage Mechanics (Part I and II), J. Appl. Mech., vol.55, no.1, (1988) p. 59 – 72.

[31] ASM Aerospace Specification Metals Inc, aluminum 6063-T6, obtenida el 03 de enero del 2011 en

<http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA6063T6>

[32] Miller, K. J. and Zachariah, K. P. (1977). Cumulative Damage Laws for Fatigue Crack Initiation and Stage I Propagation, Journal of Stain Analysis, Vol. 12, No. 4.

[33] Forsyth, P.J.E (1953), Exudation of Material From Slip Bands at the surface of Fatigue Crystals of Alluminium – Copper Alloy, Nature 171, pp, 172-173.

[34] Forsyth, P.J.E (1957), Slip Band Damage and Extusion, Proc. R. Soc. A 242, pp. 198-202.

[35] Cottrell, A.H. and Hull, D. (1957), Extrusión and Intrusión by Cyclic Slip in Copper, Proc. R. Soc. A 242, pp. 211-213

[36] Wood, W.A. (1958), Formation of Fatigue Cracks, Phil. Mag. 28, pp. 692-699

[37] Forsyth P. J. E. (1969), The Physical basis of Metal Fatigue, American Elsevier Publishing Co. Inc., New York.

[38] Miller K. J. (1993) The Two Threshold of Fatigue Behaviour, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 16, No. 9, pp. 931-933

[39] Miller J. K. (1982) The Short Crack Problem. Fatigue Eng. Mat. And Struct., S., No 3, pp. 223

- [40] Miller J. K. (1984), Initiation and Growth Rates of Short Fatigue Cracks, in Fundamentals of Deformation and Fracture, Eshelby Memorial Symposium (Eds. B.A. Bilby J. K. Miller, J. R. Willis), Sheffield U. K.
- [41] Suresh S. and Ritchie R.O. (1984), The Propagation of Short Fatigue Cracks, Int. Metals Rev., Vol. 29, No. 6, pp. 445
- [42] Hudak S. J. (1981), Small Crack Behaviour and the Prediction of Fatigue Life, J. Engng. Mater. Technol., 103, pp. 26
- [43] Paris P.C. and Erdogan F. (1963), A critical Analysis of Crack Propagation Law, Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. 85, No. 4, pp. 528
- [44] Braz, M. H. P., 1999, Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais. *Tese de M. Sc., USP, São Carlos, SP, Brasil, 1999.*
- [45] Lawson, L., Chen, E. Y., MESHI, M. "Near-threshold Fatigue: a Review", 1996, *International Journal of Fatigue* v. 21, pp. S15 – S34.
- [46] Meggiolaro, M. A., De Castro, J. T. P., 1997, "Equacionamento da curva de propagação de trincas por fadiga", III Seminário de Mecânica da Fratura / Integridade Estrutural.
- [47] De Marco Filho, F., 2002, *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos*. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [48] Wagner, L., Gregory, J.K., Gysler, A. and Lütjering, G. (1986), Propagation Behaviour of Short Cracks in TÍ-8.6A1 Alloy, in Small Fatigue Cracks (eds. R.O. Ritchie & J. Lankford), The Metallurgical Society, Warrendale, Pennsylvania, pp. 117-128
- [49] Pearson, S. (1975), Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminum Alloys and Subsequent Propagation of Very Short Cracks, Engng. Fract. Mech., pp. 235-247
- [50] Lankford, J. (1982), The Growth of Small Fatigue Cracks in 7075-T6 Aluminum, Fatigue Engng. Mater. Struct. 5, pp. 233-248
- [51] Morris, W.L. (1979), Microcrack Closure Phenomena for Al 2219-T851. Metall. Trans. 10A, pp. 5-11
- [52] Morris, W.L. (1980), The Noncontinuum Crack Tip Deformation Behaviour of Surface Microcracks, Metall. Trans. HA, pp. 1117-1123

- [53] Tanaka, K., Nakai, Y. and Yamashita, M. (1981), Fatigue Growth Threshold of Small Cracks, *Int. J. Fract.* 17, pp. 519-533
- [54] Fernandes, J. L., 2002, *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [55] Kitagawa H. and Takahashi S. (1976), Application of Fracture Mechanics to Very Small Cracks, *Int. Conf. Mech. Behaviour of Materials (ICM2)*, American Society of Metals, pp. 627-631
- [56] Taylor D. and Knott J.F. (1981), Fatigue Crack Propagation Behaviour of Short Cracks: The Effect of Microstructure, *Fatigue Engng. Mater. Struct.* 4, pp. 147
- [57] El Haddad, M.H., Topper, T.H. and Smith, K.N. (1979), Prediction of Non Propagating Cracks, *Engng. Fract. Mech.* 11, pp.573-584
- [58] Q.Y. Wang, N. Kawagoishi, Q. Chen, "Effect of Pitting Corrosion on Very High Cycle Fatigue Behavior", *Scripta Materialia*, Vol. 49 (2003), pp. 711-716.
- [59] N. P. Wasekar, A. Jyothirmayi, G. Sundararajan, "Influence of Prior Corrosion on the High Cycle Fatigue Behavior of Microarc oxidation coated 6061-T6 Aluminum alloy", *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 1268-1276.
- [60] S. Dey, A. B. Mallick, I. Chattoraj, "Pitting Enhanced Fatigue in 7075 Aluminium Alloy", *Advanced Materials Research*, Vol. 117 (2010), pp. 43-48.
- [61] J. Słowik, T. Łagoda, "The Fatigue Life Estimation of Elements With Circumferential Notch Under Uniaxial State of Loading", *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 1304-1312.
- [62] M. Sakane, S. Zhang, T.-J. Kim, "Notch Effect on Multiaxial Low Cycle Fatigue", *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 959-968.
- [63] G.M. Domínguez Almaraz, V.H. Mercado Lemus, J.J. Villalón López, "Rotating Bending Fatigue Tests for Aluminum Alloy 6061-T6, Close to Elastic Limit and With Artificial Pitting Holes", *Procedia Engineering*, Vol. 33 (2011), pp. 805-813.
- [64] T. Hung Tra, M. Seino, M. Sakaguchi, M Okasaki, "Fatigue Crack Propagation Behavior Relevant to Microstructural Inhomogeneity in a Friction Stir Weldment", *J. of Solid Mechanics and Material Engineering*, Vol. 4 (2010), pp. 840-848.
- [65] C.J. Villalobos-Gutiérrez, G.E. Gedler-Chacón, J.G. La Barbera-Sosa, A. Piñeiro, M.H. Staia, J. Lesage, D. Chicot, G. Mesmacque and E.S. Puchi-Cabrera, "Fatigue and Corrosion Fatigue Behavior of an AA6063-T6 Aluminum Alloy Coated with a WC-10Co-4Cr Alloy Deposited by HVOF Thermal Spraying", *Surface and Coating Technology*, Vol. 202 (2008), pp. 4572-4577.

[66] G. M. Dominguez Almaraz, M. Guzmán Tapia, Patent No. 276818, Mexico (2010); “High Speed Rotating Bending Fatigue Machine”.

[67] [ASM96]: *Corrosion* 5<sup>è</sup> éd., vol. 13 de *ASM Handbook*, éd. ASM International (American Society for Materials), 1996

[68] M. Mitchell. “Fundamentals of modern Fatigue analysis for design”. *Fatigue and Microstructure*, M. Meschii Ed, American Society for Metals Park OH pp. 385-437 (1978).

[69] Carpóforo Valvellano Martín, “Crecimiento de grietas pequeñas por fatiga en componentes con concentradores de tensión”, Tesis Doctoral, Directores: A. Navarro Robles, J. Domínguez Abascal. Universidad de Sevilla, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, 1998.

## ANEXO I

### Acciones de difusión realizadas en el marco de la tesis

- 1) XX International Materials Research Congress held in Cancún, Mexico. August 14th to 19<sup>th</sup>, 2011.



August 2011

TO WHOM IT MAY CONCERN  
Present

This is to certify that *Gonzalo M. Dominguez Almaraz, Jorge L. Avila Ambríz, Juan J. Villalón López* presented the contribution:  
*Effect of controlled corrosion on the rotating bending fatigue endurance of the AISI-SAE 6063-T6 aluminum alloy*, in the Advanced Structural Materials Symposium at the XX International Materials Research Congress held in Cancun, Mexico from August 14th to 19th, 2011.

Sincerely,



Sergio Mejia Rosales  
President

# **Rotating Bending Fatigue Endurance and Effect of Controlled Corrosion on the AISI-SAE 6063-T5 Aluminum Alloy.**

Gonzalo M. Domínguez Almaraz<sup>1</sup>, Jorge L. Ávila Ambriz<sup>1</sup>, Erasmo Cadenas Calderón<sup>1</sup>, J. Jesús Villalón López<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), Santiago Tapia No. 403, Col. Centro, Morelia, Michoacán 58000, México.

## **ABSTRACT**

Rotating bending fatigue test were carried out on the aluminum alloy 6063-T5 for corroded and non corroded specimens. Special attention was devoted to fatigue endurance reduction caused by controlled surface corrosion on corroded specimens. Corrosion attack was implemented by submersion of specimens in an acid solution for: two, four and six minutes in order to induce three degrees of surface corrosion. The corrosion agent was a solution of hydrochloric acid with a PH close to 0.8 and solution concentration of 38%. Rotating bending fatigue tests at frequency of 50 Hz, room temperature and without environmental humidity control were carried out on 4 types of specimens: without corrosion and 2, 4, and 6 minutes immersed in the solution of hydrochloric acid. Results are analyzed regarding the corrosion effect on fatigue endurance and conclusion are enlisted concerning rotating bending fatigue tests and corrosion attack on this aluminum alloy.

## **INTRODUCTION**

Industrial applications of aluminum alloy 6063-T5 are mainly oriented to: aluminum extruded parts in car industry, architectural extrusions, irrigation system pipelines, electrical conductors, ... [1,2,3]. This alloy presents high surface polish, good welding properties, corrosion resistance and it is typically produced with very smooth surfaces fit for [anodizing](#). Usually, this aluminium alloy undergoes mechanical and environmental loads (corrosion) in most of its applications [4] and some coating development has been introduced recently in order to improve its mechanical and physical properties [5]; thus, the understanding behavior of this aluminum alloy undergoing mechanical loading and corrosion attack is of principal interests. In the present study rotating bending fatigue tests were carried out on the hourglass shape specimens at the frequency of 50 Hz, without control of environmental humidity and surface roughness; nevertheless, all specimens were machined similarly in order to maintain the surface roughness with no large variation.

## EXPERIMENTAL DETAILS

In Figure 1 is shown the rotating bending fatigue machine developed in our laboratory allowing obtaining the fatigue endurance on this aluminium alloy [6]. The high controlled speed of this machine is 150 Hz and stops automatically when the specimen is broken. Additionally, an incorporated electronic system is destined to count the number of cycles and stops simultaneously when the specimen is broken.



**Figure 1.** Patented rotating bending fatigue machine.

Chemical composition in weigh and principal mechanical properties is shown in Tables 1 a) and b) respectively.

Table 1. a) Chemical composition of aluminum alloy 6063-T5.

| Si      | Fe   | Cu  | Mn  | Me       | Cr  | Zn  | Tl  | Al     |
|---------|------|-----|-----|----------|-----|-----|-----|--------|
| 0.3-0.6 | 0.35 | 0.1 | 0.1 | 0.4-0.85 | 0.1 | 0.1 | 0.1 | > 96.9 |

Table 1. b) Principly mechanical properties of aluminum alloy 6063-T5.

| Elastic Limit | UTS | %          | E Young | Hardness |
|---------------|-----|------------|---------|----------|
| MPa           | Mpa | elongation | Gpa     | Brinell  |
| 145           | 187 | 0.33       | 68.9    | 60       |

Experimental results are plotted on Figure 2. Corrosion attack induces an important decrease on fatigue endurance of this aluminum alloy; the non corroded specimens show fatigue lives highest compared with the corroded specimens for the 4 values of applying load  $\sigma_a$ : 60%, 70%, 80% and 90% regarding the elastic limit of this material.

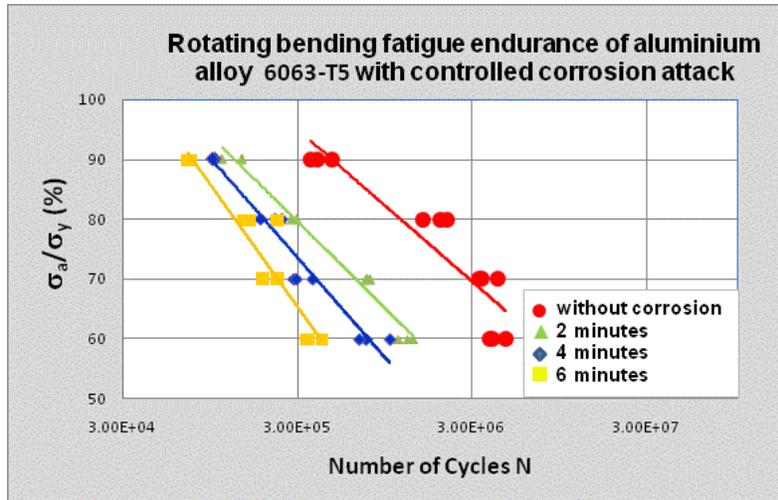


Figure 2. Fatigue life and tendency curves for 4 types of aluminum specimens, under rotating bending fatigue tests.

Concerning the corroded specimens, large time of attack corrosion is traduced by a decrease on fatigue life and this difference is higher for the low loading regimes (60% and 70% of elastic limit).

**DISCUSSION** Fatigue endurance on metallic elements undergoing mechanical loading is reduced notably with corrosion attack [7, 8, 9]. For a given loading ration  $\sigma_n/\sigma_y$ , Figure 2, the fatigue endurance is reduced with the highest time of corrosion attack on testing specimens. The presence of corrosion pitting holes at the specimen surface, Figure 3, is related to stress concentrations factors accelerating the fracture initiation and crack propagation [10, 11]. In addition to the size of the corrosion pitting holes, the proximity of two or more of them increases the stress concentration factor and accelerates the crack initiation and propagation [12]. Concerning the average size of pitting holes on corroded specimens, it was comprised approximately between 150  $\mu\text{m}$  and 250  $\mu\text{m}$  for the 2 and 4 minutes of corrosion. Pitting holes density on specimen surface increases with time of corrosion attack rather than increasing the pitting holes size. This tendency is observed on Figure 3 c); here, the longest time of corrosion attack induces coalescence of contiguous pitting holes forming “grooves” along the longitudinal direction of specimen.

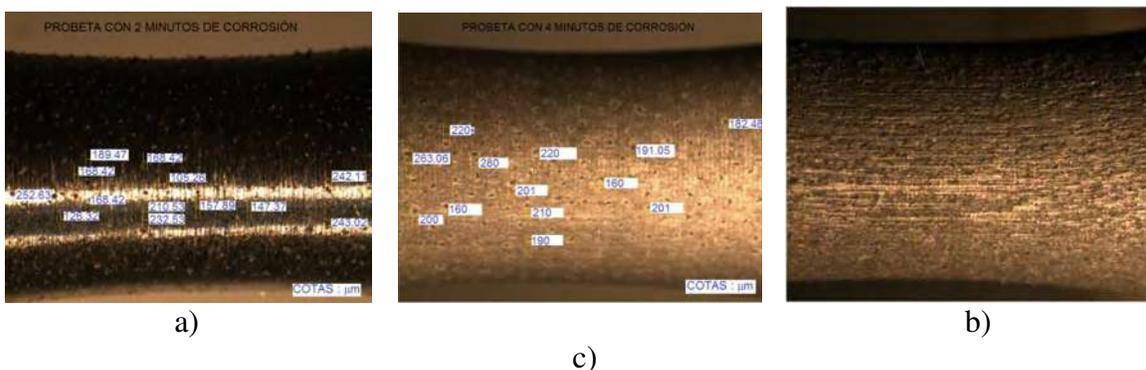


Figure 3. Corroded specimens before crack with: 2 minutes a), 4 minutes b), and 6 minutes of corrosion c).

Reduction on fatigue endurance was observed associated with pitting holes and crack initiation was identified with the presence of one, two or more close corrosion pitting holes. With the analysis of fracture surfaces and the related pitting holes, a modified Kitagawa-Takahashi diagram was constructed taking one or more pitting holes at crack initiation as the crack length “ $a$ ”, Figure 4. The non corroded specimens provide information for the very small crack sizes; for 60% of elastic limit loading:  $\sigma_a = 87$  MPa,  $\Delta\sigma_{fat} = 174$  MPa with  $R=-1$ , the fatigue life is  $N \approx 4 \times 10^6$  cycles, Figure 2. The threshold stress-intensity range for fatigue-crack growth is  $\Delta K_{TH}$ , and it is defined as the stress-intensity range below which cracks appear do not develop, operationally defined here when  $da/dN < 10^{-7}$  mm/cycle. Stress-intensity range at threshold is obtained for aluminum alloy 6063-T5 with  $R = 0.1$  [13], the value is  $\Delta K_{TH} = 3$  MPa m<sup>-1/2</sup>; this value should be close to 4 MPa m<sup>-1/2</sup> for  $R = -1$ .

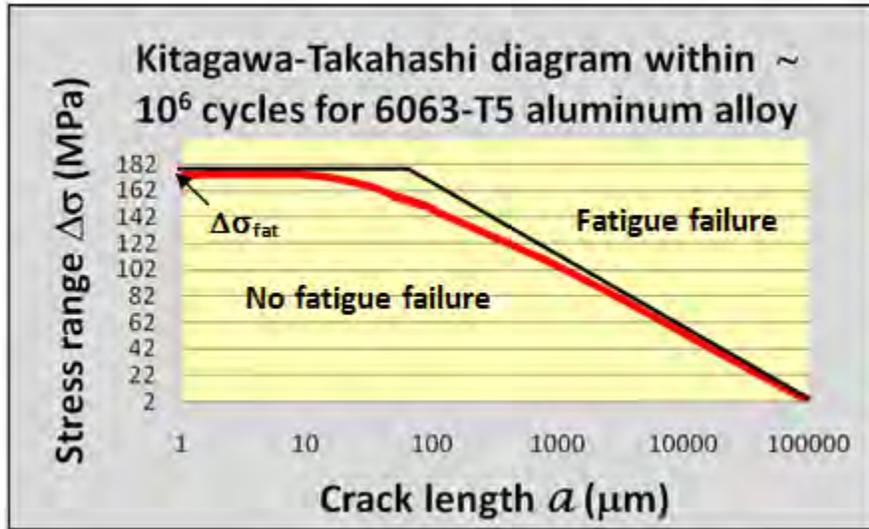


Figure 4. Kitagawa-Takahashi diagram for aluminum alloy 6063-T5.

$\Delta K_{TH}$  does not depend on crack size and at small crack sizes this parameter tends to a limiting condition given by the fatigue endurance strength, which for this aluminum alloy is  $\Delta\sigma_{fat} = 174$  MPa within  $N \approx 4 \times 10^6$  cycles. Taking  $a_0$  as the crack length delimiting the zone which the fatigue threshold is no longer crack size independent; then, the variation of stress range may be evaluated as a function of additional crack length “ $a$ ” using the El Haddad et al.’s single empirical equation [14]:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{TH}}{Y \sqrt{\pi(a + a_0)}} \quad (1)$$

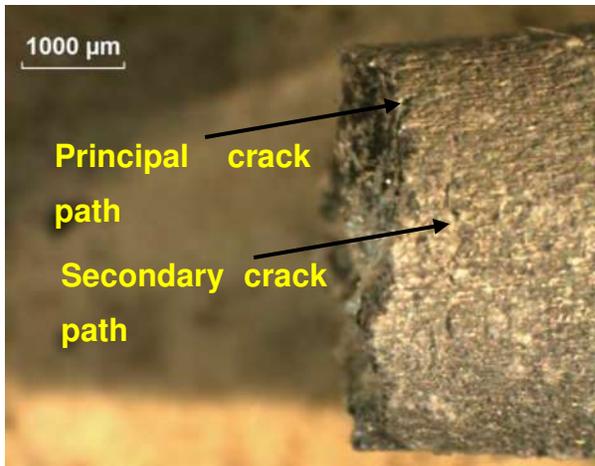
Here, Y is the geometry factor that for these specimens can be taken as:  $Y = 0.97$ . From eq. (1), it is possible to evaluate  $a_0$  by:

$$a_0 = \left( \frac{\Delta K_{TH}}{Y \Delta \sigma_{fat}} \right)^2 \frac{1}{\pi} \quad (2)$$

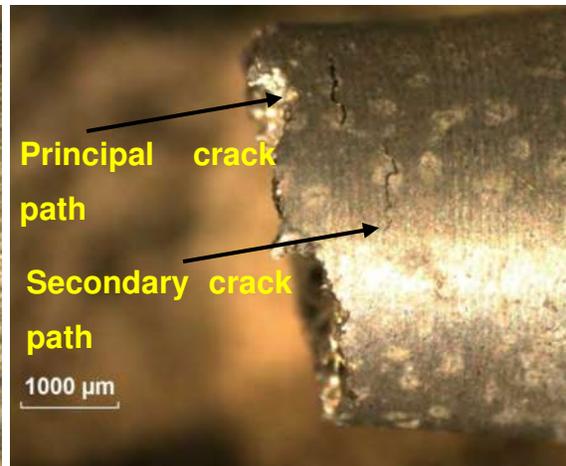
In substituting the values for this aluminum alloy,  $a_0 \approx 179 \mu\text{m}$ , this point is identified in the decreasing red line in Figure 4.

## CONCLUSIONS

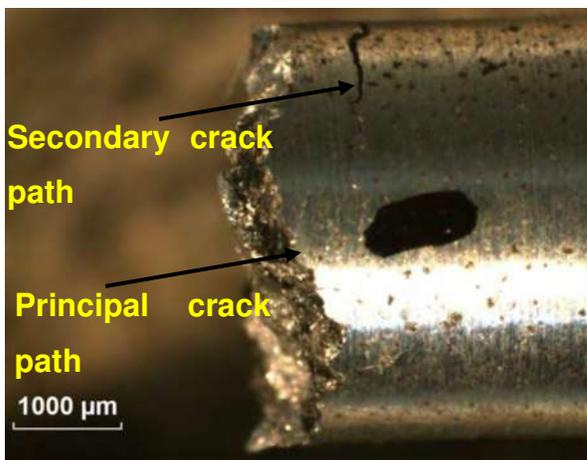
- Rotating bending fatigue endurance decreases with time of corrosion attack, in corroded specimens.
- The reduction on fatigue endurance increase when the loading rate decreases (for 60 and 70% of elastic limit of material).
- Corrosion pits size stay approximately unchanged with corrosion time, corrosion pits density in surface specimen increase with corrosion time.
- A Kitagawa-Takahashi diagram was constructed for this aluminum alloy in the fatigue life close to  $N \approx 4 \times 10^6$  cycles. Under this condition, stress range for non corroded specimens was found to be:  $\Delta \sigma_{fat} = 174 \text{ MPa}$  for  $R = -1$ .
- Analysis on fracture surfaces shows that corrosion pitting holes were the sites for crack initiation and propagation. Crack initiates at pits and propagates following the path of close pits, as shown on Figure 5 a), b) and c). Sometimes, parallel secondary propagation paths are observed on fracture surface; these ones competing with principal fractures paths during testing.
- Frontal fracture surface, Figure 5 d), show the typical fracture under rotating bending fatigue: high plastic deformation close to specimen surface where high stresses are acting (crack initiation zone) and granular area at the center characterizing the fast crack propagation. Often, more than one crack initiation point is identified at fracture surface.



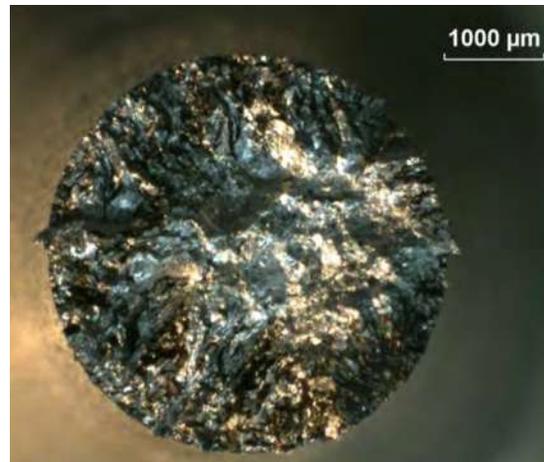
a) 6 min. of corrosion, 70% of elastic limit



b) 4 min. of corrosion, 90% of elastic limit



c) 2 min. of corrosion, 90% of elastic limit



d) 4 min. of corrosion, 70% of elastic limit

Figure 5. Images of fracture surfaces.

## ACKNOWLEDGMENTS

We express our gratitude to the University of Michoacan (UMSNH) in Mexico for the facilities received to carry out this study. A special mention of gratitude to CONACYT (The National Counsel for Science and Technology in Mexico) for the financial support destined to this research work.

## REFERENCES

1. A.S. Fouda, A.A. Al-Sarawy, F.Sh. Ahmed, and H.M. El-Abbasy, “Corrosion inhibition of aluminum 6063 using some pharmaceutical compounds”, *Corrosion Science*, Vol. 51 (2009), pp. 485-492.
2. J. Hirsch, “Virtual Fabrication of Aluminum Products (Microstructural Modeling in Industrial Aluminium Fabrication Process)”, Ed. Wiley-VCH, First Edition (2006), 381 pages.
3. W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, A. Vieregge, “Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry”, *Materials Science & Engineering A280* (2000), pp. 37–49.
4. G.M. Scamans, N. Birbilis, R.G. Buchheit, “3.08 - Corrosion of Aluminum and its Alloys”, *Shreir's Corrosion*, Vol. 3 (2009), pp. 1974-2010.
5. C.J. Villalobos-Gutiérrez, G.E. Gedler-Chacón, J.G. La Barbera-Sosa, A. Piñeiro, M.H. Staia, J. Lesage, D. Chicot, G. Mesmacque and E.S. Puchi-Cabrera, “Fatigue and Corrosion Fatigue Behavior of an AA6063-T6 Aluminum Alloy Coated with a WC–10Co–4Cr Alloy Deposited by HVOF Thermal Spraying”, *Surface and Coating Technology*, Vol. 202 (2008), pp. 4572-4577.
6. G. M. Domínguez Almaraz, M. Guzmán Tapia, Patent No. 276818, Mexico (2010); “High Speed Rotating Bending Fatigue Machine”.
7. Q.Y. Wang, N. Kawagoishi, Q. Chen, “Effect of Pitting Corrosion on Very High Cycle Fatigue Behavior”, *Scripta Materialia*, Vol. 49 (2003), pp. 711-716.
8. N. P. Wasekar, A. Jyothirmayi, G. Sundararajan, “Influence of Prior Corrosion on the High Cycle Fatigue Behavior of Microarc oxidation coated 6061-T6 Aluminum alloy”, *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 1268-1276.
9. S. Dey, A. B. Mallick, I. Chattoraj, “Pitting Enhanced Fatigue in 7075 Aluminium Alloy”, *Advanced Materials Research*, Vol. 117 (2010), pp. 43-48.
10. J. Słowik, T. Łagoda, “The Fatigue Life Estimation of Elements With Circumferential Notch Under Uniaxial State of Loading”, *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 1304-1312.
11. M. Sakane, S. Zhang, T.-J. Kim, “Notch Effect on Multiaxial Low Cycle Fatigue”, *Intern. Journal of Fatigue*, Vol. 33 (2011), pp. 959-968.
12. G.M. Domínguez Almaraz, V.H. Mercado Lemus, J.J. Villalón López, “Rotating Bending Fatigue Tests for Aluminum Alloy 6061-T6, Close to Elastic Limit and With Artificial Pitting Holes”, *Procedia Engineering*, Vol. 33 (2011), pp. 805-813.
13. T. Hung Tra, M. Seino, M. Sakaguchi, M. Okasaki, “Fatigue Crack Propagation Behavior Relevant to Microstructural Inhomogeneity in a Friction Stir Weldment”, *J. of Solid Mechanics and Material Engineering*, Vol. 4 (2010), pp. 840-848.
14. M.H. El Haddad, T.H. Topper and K.N. Smith, “Prediction of non propagating cracks”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 11 (1979), pp. 573-584.



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL  
Escuela Superior de Física y Matemáticas



SECRETARÍA DE  
EDUCACIÓN PÚBLICA

SEP

MEXICO DF A 10 DE ENERO DE 2012

RE: ADVANCED STRUCTURAL MATERIALS 2011

Dear Authors,

I am glad to let you know that your paper has been accepted for publication in the MRS Proc. Volume: Advanced Structural Materials—2011. Editors: Hector A. Calderon, Armando Salinas, Heberto Balmori.

Title:

**Rotating Bending Fatigue Endurance and Effect of Controlled Corrosion on the AISI-SAE 6063-T5 Aluminum Alloy.**

G. M. Domínguez Almaraz<sup>1</sup>, J. L. Ávila Ambríz<sup>1</sup>, E. Cadenas Calderón<sup>1</sup>, J. J. Villalón López<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), Santiago Tapia No. 403, Col. Centro, Morelia, Michoacán 58000, México.

Thank you for your participation, the printed volume will appear in early 2012.

Best Regards,

Dr. Hector A. Calderon Benavides  
Co-Editor  
Professor ESFM-IPN  
Mexico

Av. Instituto Politécnico Nacional s/n, Edificio 9, U.P. Adolfo López Mateos  
Col. San Pedro Zacatenco, Del. Gustavo A. Madero, México, D.F.  
C.P. 07738, Tel 5729 6000, Ext. 55343, [www.esfm.ipn.mx](http://www.esfm.ipn.mx)

**Welcome to Cambridge Journals Online**

To access subscriptions and personalised features please log in or register

[Register for an Account](#)

ARTICLE AUTHOR QUERY



JOURNAL INFORMATION



JOURNAL MENU



[MRS Online Proceedings Library Home](#)

**Browse Journal**

[All Volumes](#)

**Browse Articles**

[Most Downloaded](#)

[Most Cited](#)

[Submit Your Article](#)

[Home](#) > [MRS Online Proceedings Library](#) > [Volume 1373](#) > [Rotating Bending Fatigue Endurance and Effect of  
Aluminum Alloy.](#)

**MRS Proceedings**

MRS Proceedings 2012 1373 : imrc-1373-s4-21 (6 pages)

Copyright © Materials Research Society 2012

DOI: <http://dx.doi.org/10.1557/opl.2012.308> (About DOI)

Published online by Cambridge University Press: 2012

[Table of Contents - Volume 1373 - Symposium S4 - Advances in Materials—2011](#)

Buy This Article \$45.00 / £30.00

Rent This Article Now for 24 hours  
\$5.99 / £3.99 / €4.49



Request Permissions



0 Comments

**Articles**

[Rotating Bending Fatigue Endurance and Effect of  
Aluminum Alloy.](#)

2011 IMRC Meeting.

**G. M. Domínguez Almaraz<sup>a1</sup>, J. L. Ávila Ambríz<sup>a1</sup>  
J. J. Villalón López<sup>a1</sup>**



Ciudad de Morelia

09 febrero, 2012

A quien corresponda:

Nos complace informarle que hemos recibido el artículo: **Efecto de la Corrosión Controlada en la Resistencia a la Fatiga en Flexión Rotativa de la Aleación de Aluminio AISI-SAE 6063-T5**. Autores: Dr. Gonzalo M. Domínguez Almaraz, Ing. Jorge I. Ávila Ambríz, Dr. Erasmo Cadenas Calderón, Ing. J. Jesús Villalón López, y que este ha sido **ACEPTADO** por el Comité de Publicaciones Impresas de la Facultad de Ingeniería Mecánica [CPIFIM] de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, que se publicará en su número 6.

Dicho artículo ha sido evaluado por el Comité Científico y Comité de redacción del CPIFIM, mismos que no han hecho ninguna sugerencia de modificaciones en los aspectos científicos o de redacción del mismo.

Se extiende la presente para los fines que a los interesados convengan.

Atentamente



DRA. BÁRBARA E. ESTRADA CÁRDENAS

Coordinador de la publicación



DR. CRISANTO MENDOZA COVARRUBIAS

Coordinador general del CPIFIM



## Fatigue endurance and crack propagation under rotating bending fatigue tests on aluminum alloy AISI 6063-T5 with controlled corrosion attack

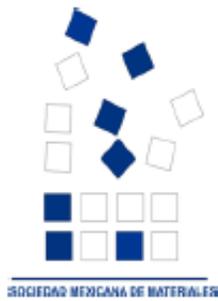
Gonzalo M. Domínguez Almaraz  , Jorge L. Ávila Ambríz, Erasmo Cadenas Calderón

Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), Santiago Tapia No. 403, Col. Centro, Morelia, Michoacán 58000, Mexico

Received 2 December 2011. Revised 5 June 2012. Accepted 24 June 2012. Available online 29 June 2012.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.06.012>, How to Cite or Link Using DOI

 [Permissions & Reprints](#)



**SOCIEDAD MEXICANA DE MATERIALES, A.C.**

*Mexico DF, June 2nd, 2012*

**Jorge Luis Avila Ambriz**  
UMSNH

I am pleased to inform you that your contribution "EFFECT OF CONTROLLED CORROSION ON THE FATIGUE ENDURANCE OF ALUMINUM ALLOY AISI 6063-T5, UNDER ROTATING BENDING FATIGUE TEST" by *Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz, Jorge Luis Avila Ambriz, Víctor López Garza, Erasmo Cadenas Calderón*, has been accepted to be presented in the symposium 7D, **Advanced Structural Materials** at the XXI International Materials Research Congress, to be held in Cancun in August 12 - 17, 2012.

The presentation has been accepted in the **Poster Presentation** modality. Remember that in order that your abstract is included in the program book you must preregister before June 29th, 2012.

**Organizer of the Symposium**  
*"Advanced Structural Materials"*

## **Effect of controlled corrosion attack with HCl acid on the fatigue endurance of aluminum alloy AISI 6063-T5, under rotating bending fatigue tests.**

Gonzalo M. Domínguez Almaraz<sup>1</sup>, Jorge L. Ávila Ambríz<sup>1</sup>, Erasmo Cadenas Calderón<sup>1</sup>, Víctor López Garza<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), Santiago Tapia No. 403, Col. Centro, Morelia, Michoacán 58000, México.

### **Abstract:**

Corrosion attack was implemented on the aluminum alloy AISI 6063-T5 for six different types of specimens comprising non corroded and pre-corroded specimens. Concerning pre-corroded specimens, they were divided in two groups; the first ones implying 1 and 2 minutes immersed in hydrochloric acid 20% of concentration, and the second ones was for 2, 4, 6 minutes of immersion, this time with 38% of concentration. After that, pictures were taken with the aid of optical microscope focusing the corrosion attacked surfaces, in order to contrast the surface corrosion caused by different time of exposure in the aggressive environment. Then, rotating bending fatigue tests were carried out on corroded and non-corroded specimens at the frequency of 50 Hz, room temperature and without control of environmental humidity. Loading conditions were fixed by Finite Element numerical simulation, the loading range where: 90%, 80%, 70% and 60% of yield stress of this aluminum alloy. A numerical simulation study was carry out with the Ansys Software to investigate the stress concentration factor variation induced by the proximity of two close pitting holes: in longitudinal and transversal direction regarding the principal applying loading. Finally, different pictures were taken to analyze the fracture surfaces in longitudinal and transversal axis, in order to establish possible causes of fatigue fracture.

**Keywords:** Corrosion attack, AISI 6063-T5, stress concentration factors, corrosion pits.

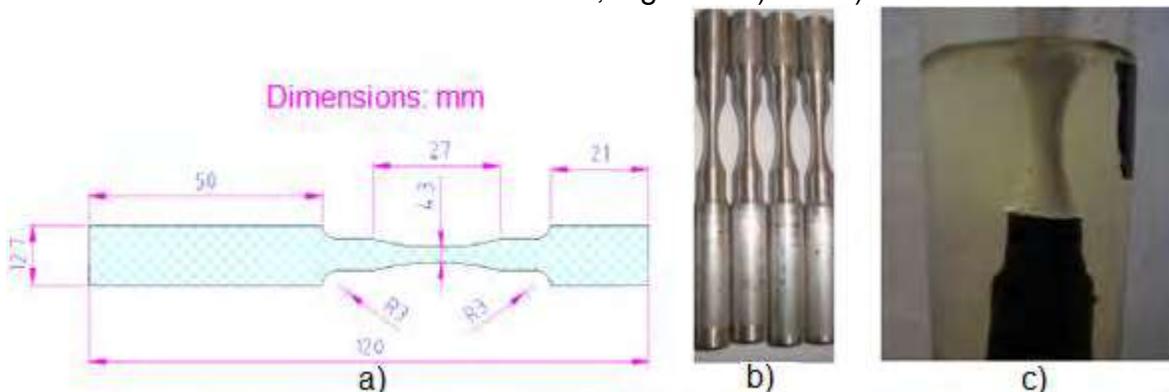
### **Introduction:**

The applications of 6063-T5 aluminum alloy involve very good general corrosion resistance whit good weldability features, high machinability and adequate fatigue strength. It presents suitability for anodizing enables decorative usage in architectural applications like sections for windows, doors and curtain walls; it is also used in truck and trailer flooring, pneumatic installation, irrigation pipes, ladders and railings,... [1-4]. The influence of corrosion on the fatigue performance of metallic components is of considerable importance for industrial applications and the case of 6063-T5 aluminum alloy is not the exception. Many aspects of fatigue-corrosion problems have been studied extensively over the past 20 years [5]; furthermore, the application of aluminum alloys has been wide expanded in car industry in the last years [6]. Then, the knowledge of the mechanical corrosion-behavior of this aluminum alloy is of principal interest [7].

### **Experimental details:**

The rotating bending fatigue machine to carry out this study is described elsewhere [8-9], ... In the present study rotating bending fatigue tests were carried out on the

hourglass shape specimens at the frequency of 50 Hz, without control of environmental humidity and surface roughness; nevertheless, all specimens were machined similarly in order to maintain the surface roughness with no large variation before the pre-corroded process. Specimen profile for rotating bending testing corresponds to hourglass shape specimen, which dimensions are shown in Figure 1 a). Chemical composition in weigh and principal mechanical properties of testing material is shown in Table 1 a) and b) respectively. The pre-corrosion process was controlled by immersion of specimens in two different concentration of acid solution: the first one was a hydrochloric acid solution at concentration of 38% and pH close to 0.8; in this case the time of immersion was divided in 3 stay times: for 2, 4 and 6 minutes of corrosion attack. The second treatment was with the same acid but at 20% of concentration and a pH close to 0.42 at room temperature; in this case the exposed corrosion time was comprised in 2 stay times: 1 and 2 minutes of corrosion attack, Figure 1 b) and c).



**Figure 1.** Dimensions of the specimens a), non-corroded specimens b), and corrosion attack process c).

Table 1. a) Chemical composition of aluminum alloy 6063-T5.

| Si      | Fe   | Cu  | Mn  | Me       | Cr  | Zn  | Tl  | Al     |
|---------|------|-----|-----|----------|-----|-----|-----|--------|
| 0.3-0.6 | 0.35 | 0.1 | 0.1 | 0.4-0.85 | 0.1 | 0.1 | 0.1 | > 96.9 |

Table 1. b) Principal mechanical properties of aluminum alloy 6063-T5.

| Elastic Limit<br>MPa | UTS<br>Mpa | %<br>elongation | E Young<br>Gpa | Hardness<br>Brinell |
|----------------------|------------|-----------------|----------------|---------------------|
| 145                  | 187        | 0.33            | 68.9           | 60                  |

In Figure 2 are plotted the experimental results. The pre-corroded process induces an evident decrease on fatigue endurance of this aluminum alloy; the specimens with non-corrosion show fatigue lives highest compared with the pre-corroded specimens for the 4 values of applying load  $\sigma_a$ : 60%, 70%, 80% and 90% regarding the yield stress of this material.

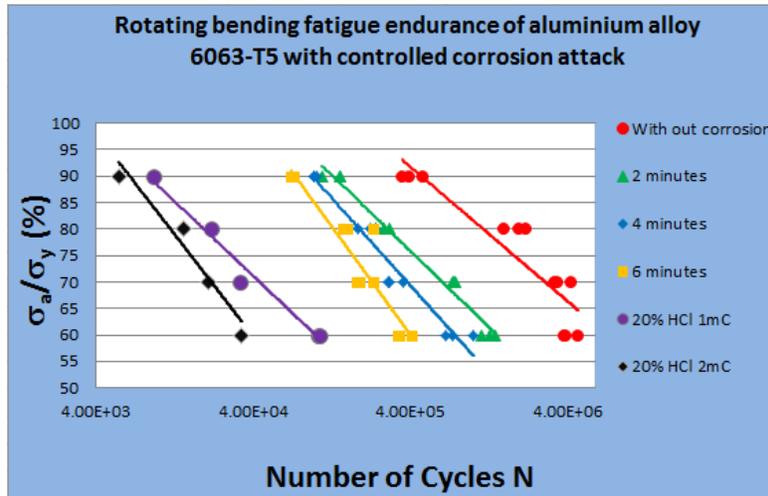


Figure 2. Tendency lines and fatigue life for 6 types of aluminum specimens, subjected to rotating bending fatigue tests.

As shown in Figure 2, large time of attack corrosion is traduced by a decrease on fatigue life and this difference is higher for the low loading regimes (60% and 70% of yield stress). The specimens attacked with lower concentration of HCl which present the lower pH, have the lower fatigue endurance.

**Discussion:**

The average size of pitting holes on corroded specimens at 38% of HCl are comprised approximately between 150 μm and 250 μm for the 2 and 4 minutes of corrosion, pitting holes density on specimen surface increases with time of corrosion attack rather than increasing the pitting holes size [9]. This tendency is observed on Figure 4 c); here, the longest time of corrosion attack induces coalescence of contiguous pitting holes forming “grooves” along the longitudinal direction of specimen. A possible explanation of this behavior is the grain re-orientation during the extrusion process [10], has shown in Figure 3.



Figure

**3. Grain evolutions during extrusion process.**

As it has been demonstrated by different authors [11-12] pitting corrosion is initiated frequently at the grain boundaries, where weakness for corrosion attack is enhanced. Since extrusion process implies an elongation of grain boundaries parallel to longitudinal direction specimen, this should be at origin of pitting coalescence and grooves, Figure 4 c). Here, the proximity of two contiguous corrosion pitting holes is related to the stress concentrations factors, accelerating the fracture initiation and crack propagation; as consequence, the fatigue endurance of the AISI 6063-T5 aluminum alloy decreases dramatically (Figure 2).

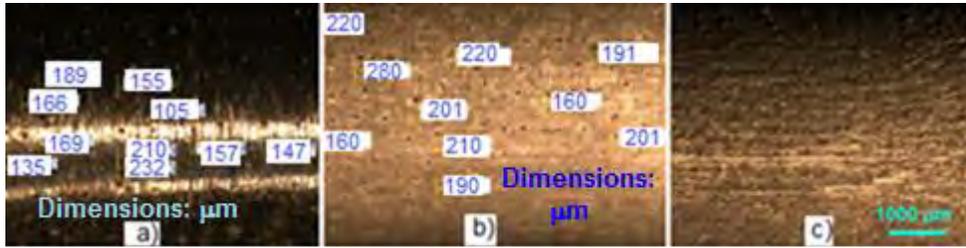


Figure 4. Average sizes of corroded specimens before crack with: 2 minutes a), 4 minutes b), and 6 minutes of corrosion attack with HCl at concentration of 38% and pH close to 0.8.

In the other hand, the specimens pre-corroded with HCl at 20% of concentration, have superficial spots in the case of one minute of corrosion attack, Figure 5 a); whereas the 2 minutes corroded specimens Figure 5 b), present a similar behavior of that obtained for the 6 minutes of acid exposure at 38% of concentration.

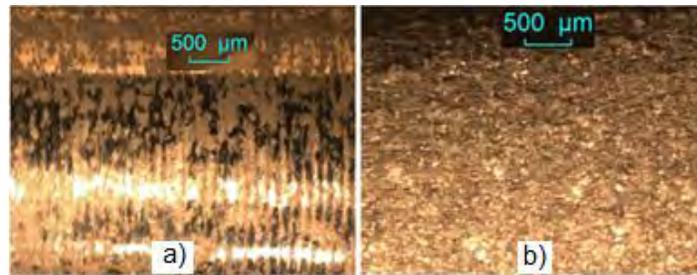


Figure 5. Corroded specimens before crack with: 1 minute a) and 2 minutes b) of corrosion attack with HCl at concentration of 20% and pH close to 0.42.

Reduction on fatigue endurance was observed associated with pitting holes and crack initiation was identified with the presence of one, two or more close corrosion pitting holes. In order to modeling the pitting corrosion effect on the stress concentration factor, a Finite Element Analysis was undertaken, Figure 6.

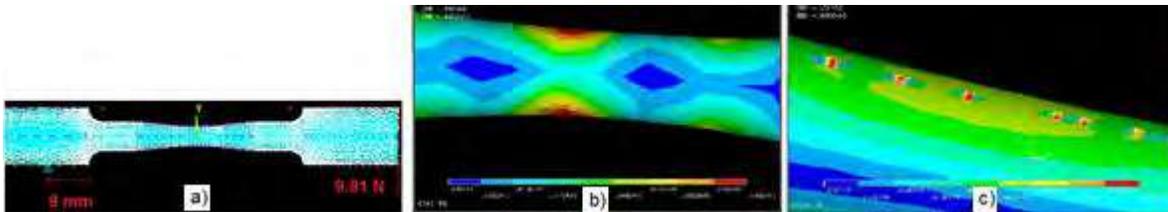
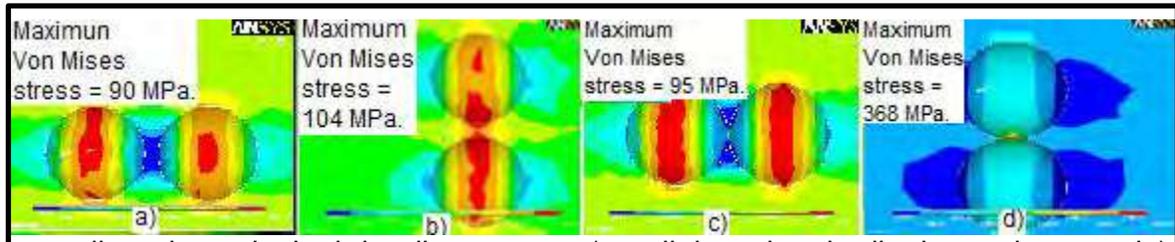


Figure 6. Specimen with applying load and restrictions a), non-corrosion specimen with  $\sigma_{\max}=44$  MPa b), pre-corroded specimens with  $\sigma_{\max}= 90$  MPa c). For the same loading conditions, the maximum Von Mises Stress increases 2.04 times for the corroded specimens regarding the result of the non-corroded one, Figure 6, b) and c).

In the same direction, studies were carry out analyzing the interaction of the proximity between two close pitting holes in parallel and perpendicular direction



regarding the principal loading stress (parallel to longitudinal specimen axis), Figure 6 a) and b) respectively.

Figure 7. Interaction between 2 continuous pitting holes separated 50  $\mu\text{m}$  a) and b), versus 5  $\mu\text{m}$  of separation c) and d).

From numerical simulation results, stress concentration factor  $K_t$  increases dramatically as shown in Figure 7, particularly for the perpendicular direction regarding the principal loading stress. All specimens were identically loaded: specimens without pitting present 44 MPa of maximum Von Mises stress; whereas for two pitting holes in longitudinal direction it was 90 MPa with 50  $\mu\text{m}$  of separation (Figure 7 a), and 95 MPa for 5  $\mu\text{m}$  of separation (Figure 7 c). In the other hand, corresponding perpendicular direction the high Von Mises stress were: 104 MPa with 50  $\mu\text{m}$  of separation (Figure 7 b), and 368 MPa with 5  $\mu\text{m}$  of separation (Figure 7 d).

### Conclusions:

- Rotating bending fatigue endurance decreases with time of corrosion attack, the relative fatigue endurance difference between pre-corroded specimens increases with low loading (60 and 70% of the material yield stress).
- The corrosion potential observed by corrosion effect, increases while acid concentrations decreases; this is observed in comparing Figure 4 a) and Figure 5 b).
- Analysis on fracture surfaces shows that crack initiates at corrosion pitting holes and propagates following the path of close pits.

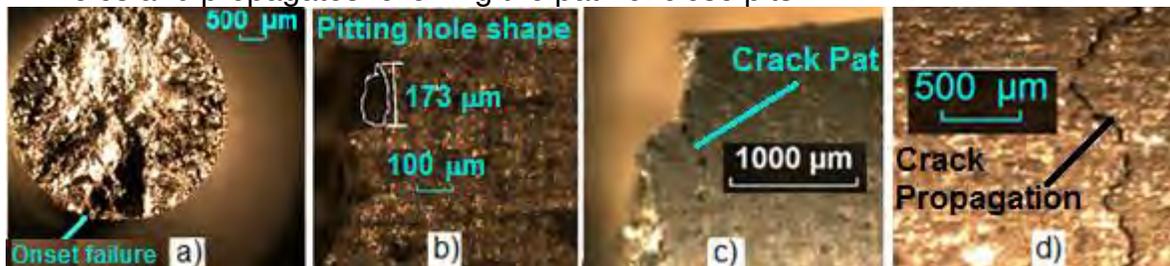


Figure 8. Frontal fracture image show the beginning of failure a), lateral fracture image at the same point to onset failure b), crack pats c) and crack propagation d).

- The highest concentrations zones are related to stress concentrators, representing by corrosion pitting holes in this study.

- The stress concentration factor is higher when the applying loading is perpendicular to the separation axe between 2 pitting holes.

### **Acknowledgments:**

We express our gratitude to the University of Michoacan (UMSNH) in Mexico for the facilities received to carry out this study. A special mention of gratitude to CONACYT (The National Counsel for Science and Technology in Mexico) for the financial support destined to this research work.

### **References**

1. J. Hirsch, "Virtual Fabrication of Aluminum Products (Microstructural Modeling in Industrial Aluminium Fabrication Process)", Ed. Wiley-VCH, First Edition (2006), 381 pages.
2. Haymarket, "Aluminum for Future Generations: Sustainability Update 2005" London, UK: International Aluminum Institute, (2005).
3. Subodh K. Das, "Designing Aluminum Alloys for a Recycle-Friendly World," Light Metal Age, June (2006), pp. 26–33.
4. **G.M. Scamans, N. Birbilis, R.G. Buchheit**, "3.08 - Corrosion of Aluminum and its Alloys", [Shreir's Corrosion](#), Vol. 3 (2009), pp. 1974-2010.
5. J.J. Medved, M. Breton, P.E. Irving, "Corrosion pit size distributions and fatigue lives—a study of the EIFS technique for fatigue design in the presence of corrosion", International Journal of Fatigue 26 (2004) 71–80.
6. Fridlyander, I.N., V.G. Sister, O.E. Grushko, V.V. Berstenev, L.M. Sheveleva and L.A. Ivanova, "Aluminum Alloys: Promising Materials in the Automotive Industry", Metal Science and Heat Treatment, September 2002, pp. 3-9.
7. **C.J. Villalobos-Gutiérrez, G.E. Gedler-Chacón, J.G. La Barbera-Sosa, A. Piñeiro, M.H. Staia, J. Lesage, D. Chicot, G. Mesmacque and E.S. Puchi-Cabrera**, "Fatigue and Corrosion Fatigue Behavior of an AA6063-T6 Aluminum Alloy Coated with a WC–10Co–4Cr Alloy Deposited by HVOF Thermal Spraying", Surface and Coating Technology, Vol. 202 (2008), pp. 4572-4577.
8. G. M. Domínguez Almaraz, M. Guzmán Tapia, Patent No. 276818, Mexico (2010); "High Speed Rotating Bending Fatigue Machine".
9. G. M. Domínguez Almaraz, J. L. Ávila Ambriz, E. Cadenas Calderón and J. J. Villalón López (2012). Rotating Bending Fatigue Endurance and Effect of Controlled Corrosion on the AISI-SAE 6063-T5 Aluminum Alloy.. MRS Proceedings, 1373 , imrc-1373-s4-21 doi:10.1557/opl.2012.308.
10. I.J. Beyerlein, R.A. Lebensohn, C.N. Tome, "Modeling texture and microstructural evolution in the equal channel angular extrusion process", Elsevier, Materials Science and Engineering A345 (2003) 122\_/138.
11. H. Sahlaoui, K. Makhoulouf, H. Sidhom, J. Philibert, "A Structural Materials Properties Microstructure and Processing", Materials Science and Engineering (May 2004), p. 98.
12. H. Kokawa, M. Shimada, Z.J. Wang, Y.S. Sato, M. Michiuchi, "Grain boundary engineering for intergranular corrosion resistant austenitic stainless steel" Key Eng Mat, (2004), 261-263, 1005-1010 pages.

