

UNIVERSIDADE DA CORUÑA

**ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS DE CAMINOS, CANALES
Y PUERTOS**

**DEPARTAMENTO DE MÉTODOS MATEMÁTICOS Y
REPRESENTACIÓN**

DOCTORADO EN INGENIERÍA CIVIL

**FATIGA DE ALEACIONES DE
ALUMINIO AERONÁUTICO CON NUEVOS
TIPOS DE ANODIZADO DE BAJO IMPACTO
AMBIENTAL Y VARIOS ESPESORES DE
RECUBRIMIENTO**

REALIZADA POR
Leidy Janeth Ramirez Medina

DIRIGIDA POR
Dra. Mar Toledano Prados

A Coruña, Junio, 2010



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



E.T.S.I. CAMINOS, CANALES Y PUERTOS

Tesis Doctoral

**FATIGA DE ALEACIONES DE ALUMINIO
AERONÁUTICO CON NUEVOS TIPOS DE ANODIZADO
DE BAJO IMPACTO AMBIENTAL
Y VARIOS ESPESORES DE RECUBRIMIENTO**

Autora

Leidy Janeth Ramirez Medina

Directora

Mar Toledano Prados

A Coruña, 2010

A mi familia por su apoyo.
A Mar Toledano por su atención y confianza.

INDICE

Agradecimientos

| | |
|---|-----------|
| CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN | 1 |
| 1.1 Motivación | 3 |
| 1.2 Objetivos | 5 |
| 1.3 Estructura de la tesis | 6 |
| CAPÍTULO II. FUNDAMENTOS TEÓRICOS | 9 |
| 2.1 Aleaciones de aluminio de alta resistencia en estructuras aeronáuticas | 11 |
| 2.1.1 Características generales | 11 |
| 2.1.2 Aleación de aluminio AA7075-T6 | 12 |
| 2.1.2.1 Composición y características metalúrgicas | 12 |
| 2.1.2.2 Propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión | 13 |
| 2.2 Tratamiento superficial de anodizado | 14 |
| 2.2.1 Corrosión del aluminio | 14 |
| 2.2.2 Proceso de anodizado | 15 |
| 2.2.3 Riesgos medioambientales en el anodizado | 19 |
| 2.2.4 Estructura y propiedades de los recubrimientos anódicos | 21 |
| 2.2.4.1 Mecanismo de formación de las películas anódicas porosas | 21 |
| 2.2.5 Interfase metal-recubrimiento | 23 |
| 2.2.6 Influencia de las partículas de segunda fase en el recubrimiento | 24 |
| 2.2.7 Defectos en la interfase metal-recubrimiento | 25 |

| | |
|--|-----------|
| 2.3 Proceso de fractura por fatiga | 26 |
| 2.3.1 Fractura por fatiga | 26 |
| 2.3.1.1 Descripción de las tensiones cíclicas | 27 |
| 2.3.2 Cinética de la fatiga | 29 |
| 2.3.2.1 Criterio de fractura total | 29 |
| 2.3.2.2 Etapas en el crecimiento de las grietas de fatiga | 31 |
| 2.3.3 Resistencia y límite de fatiga | 34 |
| 2.3.3.1 Diagramas de Wöhler | 34 |
| 2.3.3.2 Influencia de la metodología de ensayo | 37 |
| 2.3.3.3 Influencia de la tensión media | 39 |
| 2.3.3.4 Influencia del estado superficial y del ambiente | 41 |
| 2.3.4 Caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta según la mecánica de la fractura elástico-lineal (MFEL) | 42 |
| 2.3.5 Fractografía de la fractura por fatiga | 45 |
| 2.3.6 Metodologías de ensayo en fatiga | 46 |
| 2.4 Análisis estadístico de la fatiga | 49 |
| 2.4.1 Curvas S-N-P | 49 |
| 2.4.2 Proceso analítico de la Metodología de Maening | 50 |
| 2.4.2.1 Rango de transición | 51 |
| 2.4.2.2 Rango de vida finita | 53 |
| 2.4.3 Ajuste de la curva S-N-P | 55 |
| 2.5 Flexión en cuatro puntos | 56 |
| 2.5.1 Estado tenso-deformacional en flexión | 56 |
| 2.5.1.1 Diagrama de fuerzas cortantes y esfuerzo flector interno en flexión en cuatro puntos | 56 |

| | |
|---|---------------|
| 2.5.1.2 Flexión pura. Ley de Navier | 60 |
| 2.5.1.3 Momento elástico | 65 |
| 2.6 Influencia de los tratamientos superficiales en el comportamiento a fatiga | 66 |
| 2.6.1 Comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio con tratamientos superficiales de anodizado | 66 |
| 2.6.2 Comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio en tratamientos superficiales distintos del anodizado | 70 |
| CAPÍTULO III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL | 73 |
| 3.1 Materiales | 75 |
| 3.2 Diseño del dispositivo de ensayo en flexión en cuatro puntos | 77 |
| 3.2.1 Geometría de las probetas | 78 |
| 3.3 Proceso de anodizado | 79 |
| 3.3.1 Pretratamiento | 80 |
| 3.3.2 Anodizado sulfúrico | 80 |
| 3.3.3 Anodizado tartárico-sulfúrico | 81 |
| 3.4 Ensayo de Flexión en cuatro puntos | 81 |
| 3.5 Configuración del ensayo de flexión | 82 |
| 3.5.1 Ensayo de flexión estático | 82 |
| 3.5.2 Planificación de ensayos en el programa experimental de fatiga | 84 |
| CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN | 87 |
| 4.1 Ensayos Estáticos de flexión | 89 |
| 4.1.1 Diagrama tensión-flecha | 89 |
| 4.1.2 Propiedades mecánicas en flexión | 90 |
| 4.1.2.1 Flexibilidad y límite proporcional | 90 |

| | |
|--|----------------|
| 4.1.2.2 Rigidez, momento elástico y curvatura en régimen elástico | 91 |
| 4.2 Ensayos Dinámicos de flexión | 92 |
| 4.2.1 Validación de los ensayos controlando la evolución de la amplitud cíclica de carga y la flexibilidad cíclica | 92 |
| 4.2.2 Datos experimentales de fatiga | 97 |
| 4.2.2.1 Selección del número de ciclos tecnológico | 97 |
| 4.2.2.2 Descripción de los resultados numéricos | 98 |
| 4.2.3 Resultados del cálculo estadístico | 103 |
| 4.2.3.1 Ajuste de los puntos de Maennig del 50% de probabilidad | 113 |
| 4.2.4 Comparativas de las curvas totales S-N del 50% de probabilidad | 118 |
| 4.2.4.1 Influencia del pretratamiento | 118 |
| 4.2.4.2 Influencia del espesor del anodizado para distintos tipos de recubrimiento | 119 |
| 4.2.4.3 Influencia del tratamiento de anodizado con distintos espesores | 123 |
| 4.3 Análisis de las superficies de fractura | 126 |
| 4.3.1 Fractura para bajo nivel de carga | 129 |
| 4.3.2 Fractura para alto nivel de carga | 132 |
| CAPÍTULO V. CONCLUSIONES | 135 |
| LISTA DE FIGURAS | 141 |
| LISTA DE TABLAS | 147 |
| REFERENCIAS | 149 |
| APÉNDICES | |

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

1.1. MOTIVACIÓN

El acabado superficial de las aleaciones de aluminio de alta resistencia es un factor de gran importancia cuando estos materiales se utilizan en componentes sometidos a cargas cíclicas (fatiga), como ocurre en el caso de las aleaciones utilizadas en la industria aeroespacial. La razón por la cual la fatiga es un proceso sensible al estado superficial se debe a que las grietas de fatiga siempre tienen su origen en las superficies libres cuando el metal está sometido a cargas cíclicas. El proceso de nucleación así como todo el proceso de fatiga está controlado por la deformación plástica cíclica, y por tanto, es de esperar que las grietas comiencen en lugares donde la deformación cíclica plástica son mayores que la media, en otras palabras, en lugares donde tiene lugar concentración de deformación plástica, como son los concentradores de tensiones que están ligados a entallas o defectos superficiales.

Otro aspecto muy importante en la industria aeroespacial es el control de los factores medioambientales, y en particular del fenómeno de la corrosión por picaduras en ambientes marinos. El aluminio puro tiene una excelente resistencia a la corrosión, pero ésta resistencia disminuye según aumenta el contenido de elementos aleantes en las aleaciones. La microestructura heterogénea de las aleaciones favorece la corrosión. En particular, las aleaciones de aluminio utilizadas como componentes estructurales en aeronaves, las aleaciones 2024 y 7075, son muy susceptibles de sufrir picaduras por corrosión en la superficie y en consecuencia presentar una elevada densidad de defectos superficiales propicios para el inicio de las grietas de fatiga. Las picaduras se producen por corrosión intergranular y pueden llegar a alcanzar distinta longitud dependiendo de las condiciones ambientales y del tiempo de exposición. Cuando estos materiales están trabajando en un ambiente corrosivo en condiciones de sollicitaciones de cargas alternas (corrosión-fatiga) la integridad estructural de los componentes aeronáuticos se altera sensiblemente por la nucleación y rápido crecimiento de grietas de fatiga a partir de las picaduras de corrosión [SAN01, LIU02]. Los estudios realizados por K. Genel [GEN07] sobre la aleación 7075-T6 mostraron que, dependiendo de la severidad de las picaduras, la reducción en la resistencia de fatiga podía alcanzar casi un 60% para una vida a fatiga de 10^7 ciclos [SHI82]. Actualmente el coste anual por inspecciones de

corrosión y reparación, sólo de aviones militares, supone para la industria americana más de un billón de dólares [HAB96]. En consecuencia, resulta fundamental en la industria aeronáutica el uso de técnicas de protección frente a la corrosión en las aleaciones que son utilizadas como componentes estructurales y que estén sometidos a cargas cíclicas.

Para mejorar la resistencia de las aleaciones de aluminio frente al fenómeno de la corrosión, la técnica de protección superficial más empleada hasta el momento es el anodizado. Las ventajas frente a otros métodos de recubrimiento son básicamente, la sencillez de la metodología, la manera controlada con la que se crecen las películas de óxidos (capa protectora de alúmina) sobre la superficie, y los buenos resultados obtenidos como método de protección frente a la corrosión y al desgaste [RIC70]. Una de las características fundamentales del anodizado es que puede ser realizado utilizando diferentes medios (los convencionales son medios ácidos como el sulfúrico, crómico y fosfórico), y en función del tipo de electrolito utilizado, el crecimiento de la película de alúmina se realizará en diferentes condiciones y sus características de porosidad y estructura variarán según haya sido el tipo de anodizado. En consecuencia, las superficies de las aleaciones de aluminio anodizadas presentarán diferentes morfologías y acabados superficiales, en función del proceso de anodizado, y la resistencia a fatiga de estos metales serán diferentes a las tabuladas para las aleaciones de aluminio sin ningún tipo de tratamiento superficial. Por tanto, cuando se trabaja con nuevos tipos de recubrimientos, es necesario evaluar la respuesta a fatiga del material para poder garantizar la integridad superficial de los componentes.

Seleccionando de manera adecuada las condiciones de anodizado es posible crecer capas de óxido sobre la superficie para que el metal sea resistente en un determinado medio corrosivo. Sin embargo, los recubrimientos anódicos tienen un efecto perjudicial sobre el comportamiento a fatiga [SAD06, CAM07]. El recubrimiento de la capa de óxido es frágil comparado con el sustrato de aluminio y se fractura con facilidad en condiciones cíclicas de tensión. Otro parámetro importante son las tensiones internas de tracción. Rateick et al. [RAT96] mostraron que el anodizado en la aleación 6061-T6 produce una apreciable reducción en la resistencia a fatiga y que la presencia de grietas

en el recubrimiento es la responsable de este deterioro. En general, es aceptado que los recubrimientos anódicos mejoran la resistencia a la corrosión, pero reducen la respuesta a fatiga del aluminio y sus aleaciones. Sin embargo, no existe un estudio sistemático sobre la influencia del espesor del recubrimiento en el comportamiento a fatiga.

1.2. OBJETIVOS

En esta tesis el objetivo fundamental se centra en encontrar la correlación entre diferentes tipos y espesores de anodizado con la respuesta a fatiga en la aleación de aluminio de alta resistencia 7075-T6. A diferencia de otros estudios realizados sobre esta aleación, los ensayos de fatiga se han realizado en flexión en cuatro puntos y como técnicas de anodizado se han utilizado electrolitos que contienen componentes orgánicos y que pueden suponer una importante reducción en los residuos químicos producidos en la industria del anodizado.

Como objetivos más concretos, este trabajo de investigación se ha centrado en los siguientes aspectos:

Evaluar si los recubrimientos alternativos de bajo impacto ambiental que se proponen con baños mixtos de ácidos inorgánicos y orgánicos igualan o mejoran las prestaciones de fatiga de los anodizados convencionales en medios ácidos.

Diseñar un ensayo de fatiga en flexión de cuatro puntos que permita la realización de ensayos combinados corrosión-fatiga.

Elaborar una base de datos de curvas S-N-P en ambiente inerte para las aleaciones de aluminio de alta resistencia 7075-T6 utilizando el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos.

Establecer un criterio de fallo para el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos. Este tipo de ensayos sobre materiales metálicos no están normalizados por lo que la geometría del ensayo y parámetros de control no están marcados en ninguna norma. De hecho, uno de los problemas que se plantea con el aluminio es que es un material dúctil y la rotura no se produce de manera instantánea, sino

que está asociada con una propagación estable de la grieta. Esto desde el punto de vista experimental es un problema para fijar el momento de la rotura, porque antes de que se produzca el fallo de la pieza, la vida útil del material ya ha terminado (la propagación de la grieta reduce la sección neta del material y la capacidad de soportar cargas). Por tanto, es fundamental establecer un criterio de rotura que en principio estará asociado con el aumento de flexibilidad del material (avance de la grieta).

Aportar información sobre la influencia del espesor del recubrimiento en la respuesta a fatiga (tanto en la resistencia como en el límite de fatiga) cuando el anodizado se realiza sobre probetas de sección plana. La información disponible en la literatura científica sobre la influencia del recubrimiento está relacionada con los ensayos de fatiga rotativa, donde el anodizado se produce sobre probetas de sección circular.

1.3. ESTRUCTURA DE LA TESIS

El documento se compone de cinco capítulos. En la introducción se describen los objetivos del trabajo y la motivación para el mismo. El segundo capítulo está orientado a sentar las bases científicas de los procedimientos y técnicas utilizados en el desarrollo de la tesis, así como presentar los antecedentes que existen en la literatura científica, relacionados con el tema. Con este objeto, en el capítulo segundo se describen los conceptos claves relacionados con la fatiga (fractura por fatiga, cinética de la fatiga, resistencia y límite de fatiga, velocidad de crecimiento de grieta, fractografía de la fractura por fatiga, metodologías de ensayo en fatiga), el análisis estadístico utilizado en la descripción del fenómeno de la fatiga, el estado tenso-deformacional que se desarrolla en el ensayo en flexión en cuatro puntos, y por último se incide en las repercusiones que los tratamientos superficiales tienen en el comportamiento a fatiga del material de estudio, analizando los estudios de fatiga relacionados con procesos de anodizado y otros recubrimientos superficiales. La tercera parte de este documento describe el procedimiento experimental adoptado, la caracterización del material, los tratamientos superficiales (haciendo hincapié en el proceso de recubrimiento al que fueron sometidas las probetas ensayadas) y todas las pautas que marcaron el proceso de

los ensayos y su configuración, tanto para la parte estática como la de dinámica. El cuarto capítulo contempla los resultados obtenidos de los ensayos estáticos de flexión, que son los que marcaron las directrices para los ensayos dinámicos, incluidos en la segunda parte de éste mismo capítulo, donde se define el criterio de rotura y se presentan las curvas S-N-P. Y por último, se hace el estudio de la fractura por fatiga analizando las superficies de fractura mediante técnicas fractográficas. El capítulo quinto está dedicado a la exposición de las conclusiones de acuerdo a los resultados de los ensayos de laboratorio para los tipos de recubrimiento y espesores contemplados en ésta tesis, valorando así su importancia y la respuesta del material en cada caso.

CAPÍTULO II

FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1. ALEACIONES DE ALUMINIO DE ALTA RESISTENCIA EN ESTRUCTURAS AERONÁUTICAS

Las principales aleaciones de aluminio utilizadas como componentes estructurales en el sector aeroespacial son las aleaciones de la serie 7xxx de alta resistencia mecánica, o las de la serie 2xxx con reconocida mejora en la tenacidad. Las aplicaciones industriales de estas aleaciones se explican a partir de su microestructura y propiedades físico-mecánicas, por lo que son más usadas en bastidores y piezas del fuselaje de componentes aeronáuticos, donde la resistencia específica también es un factor crítico. Sirva como ejemplo que entre el 75% y el 80% de un avión comercial está fabricado con estas “aleaciones aeroespaciales” [SMI04]. En la figura 1 se incluye un esquema del porcentaje de los distintos materiales empleados en el avión A340.

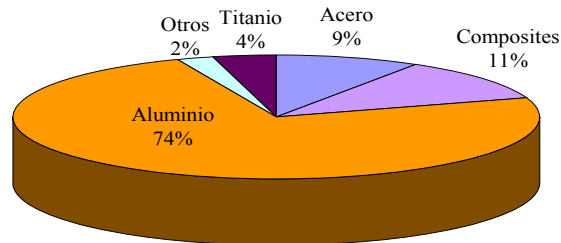


Figura 1. Porcentaje de materiales empleados en el avión Airbus A340.

2.1.1. Características generales

Desde el punto de vista de la estructura cristalina las aleaciones de aluminio son cúbicas centradas en caras (fcc) y no sufren cambios alotrópicos, lo que le confiere una alta plasticidad, aunque las propiedades mecánicas varían enormemente según sean los elementos aleantes y los tratamientos termomecánicos a los que haya sido sometido el aluminio. En el caso particular de las aleaciones tratables térmicamente (ej.: serie 7xxx), el procesado térmico al que son sometidas genera una fina dispersión de partículas de segunda fase en la matriz. Estos precipitados generados en el tratamiento térmico disminuyen la movilidad de las dislocaciones (deslizamiento) y en consecuencia se reduce significativamente la conformabilidad de la aleación [SOL80, SOL83]. Este mismo efecto está acompañado de un aumento considerable de la resistencia, que combinado con los bajos valores de densidad ($2,8 \text{ g/cm}^3$), dan lugar a aleaciones con

una resistencia específica similar a la del acero.

En relación con la resistencia a la corrosión, el aluminio tiene una alta reactividad con el oxígeno del aire, formándose de manera natural una delgada capa de óxido de aluminio o alúmina (Al_2O_3) en la superficie del metal. Esta capa es adherente y protege al metal de futuras oxidaciones, dotándole de una buena resistencia a la corrosión frente a soluciones ácidas, pero puede ser atacada por medios alcalinos. Y aunque la capa de óxido puede formarse en distintos tipos de ambientes, es posible controlar y mejorar la respuesta de estas capas superficiales haciéndolas crecer artificialmente por anodizado. El aluminio puro y las aleaciones de aluminio no tratables térmicamente exhiben una alta resistencia a la corrosión generalizada. En cambio, en las aleaciones tratables térmicamente, como son las series 6000, consideradas de media resistencia, y las series 2000 y 7000 de alta resistencia mecánica, la respuesta frente al fenómeno de la corrosión es menor. Por este motivo, estas aleaciones se utilizan en aplicaciones aeronáuticas donde la resistencia a la corrosión es un aspecto secundario frente a la resistencia mecánica.

2.1.2. Aleación de aluminio 7075-T6

La aleación 7075 en temple T6 es una de las aleaciones más sólidas de la ingeniería en general. En particular, cabe destacar las características metalográficas que le confieren sus excelentes propiedades mecánicas. Los elevados valores de resistencia y baja densidad son los factores claves que determinan su uso en componentes estructurales que estén sometidos a elevadas tensiones y sea necesaria una buena respuesta frente a la corrosión. Estas aleaciones son sustitutas de los aceros en estructuras que soportan sobrecarga, donde se pueden explotar las ventajas del peso menor, la rigidez específica y las correlaciones altas de la resistencia al peso. Los principales usos se encuentran en la industria aeroespacial, militar y nuclear.

2.1.2.1. Composición y características metalúrgicas

La aleación de aluminio 7075 es una aleación de forja de la serie 7000. Es la más importante de este grupo y contiene entorno a un 5,1%-6,1% de Zn, entre 2,1 y 2,9% de

Mg y entre 1.2 y 2% de Cu. Debido a los elementos aleantes (Cu, Mg y Zn) se trata de una aleación tratable térmicamente y susceptible de endurecerse por envejecimiento, característica que se denota por la letra T. Los números que siguen indican el tipo exacto de tratamiento térmico u otros aspectos especiales del procesado de la aleación. Este tratamiento consta de una primera etapa (solubilización y templado) en la que se genera una solución sólida sobresaturada, y de una segunda fase denominada de envejecimiento, que puede ser natural o artificial, según se produzca a temperatura ambiente o a alta temperatura, respectivamente. Como resultado la aleación aumenta su resistencia por la precipitación de determinados compuestos. El propósito del endurecimiento por precipitación es el de crear en la aleación una microestructura formada por una dispersión densa y fina de partículas en una matriz de metal deformable. Las partículas precipitadas actúan como obstáculos que se oponen al movimiento de las dislocaciones durante la deformación, al restringir el movimiento de las dislocaciones la aleación se fortalece, aumentando el límite elástico y la resistencia a tracción [TOL06].

En la aleación de aluminio 7075-T6 el tratamiento térmico realizado de solubilización y temple se combina con un proceso de envejecimiento artificial en un horno a unos 120°C aproximadamente. El precipitado básico que se forma en el tratamiento térmico es el compuesto intermetálico $MgZn_2$. La elevada solubilidad del zinc y del magnesio en el aluminio hace posible que se cree una alta densidad de precipitados y, por lo tanto, producir incrementos de dureza muy elevados, superiores a la del material de partida.

2.1.2.2. Propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión

El estudio de las propiedades mecánicas se utiliza como base para dictaminar sobre un material metálico, con vistas a un fin de aplicación concreto. Las principales características mecánicas de la aleación AA7075-T6 que determinan su uso en aplicaciones de componentes estructurales en la industria aeronáutica son su módulo de elasticidad, límite elástico, resistencia a tracción y tenacidad de fractura a temperatura ambiente. Las aleaciones basadas en el sistema cuaternario Al-Zn-Mg-Cu presentan valores de resistencia y límite elástico, muy elevados próximos a los 600MPa y 500MPa, respectivamente. Las adiciones de Zn y del Mg son las que determinan el

aumento de la resistencia y, la combinación de estos elementos con las impurezas de Cu permite obtener las aleaciones de aluminio con las mayores resistencias mecánicas. Aunque el Zn, el Mg y el Cu en general tienden a reducir la resistencia a la corrosión, el Cu en particular mejora la respuesta frente a los esfuerzos de corrosión bajo tensión. Las aleaciones de aluminio 7xxx son susceptibles a exfoliación y agrietamiento de corrosión bajo tensión en el temple T6, por lo que requieren de una protección superficial frente al fenómeno de la corrosión.

2.2. TRATAMIENTO SUPERFICIAL DE ANODIZADO

2.2.1. Corrosión del aluminio

El aluminio posee una excelente resistencia a la corrosión en la atmósfera debido a la formación espontánea de una capa de óxido protectora (alúmina o Al_2O_3) cuando entra en contacto con oxígeno del aire. La capa pasiva que se forma tiene un espesor entre 2-10 μm y no es muy adherente [HUF92], por lo que cualquier método que mejore la adherencia e integridad de esta capa mejora la resistencia a la corrosión.

El comportamiento frente a la corrosión del aluminio es sensible a pequeñas cantidades de impurezas en el metal. La capa de óxido que se forma en condiciones naturales en las aleaciones tendrá una naturaleza heterogénea e irregular que condicionará sus propiedades protectoras. En general, las aleaciones de aluminio, serán menos resistentes a la corrosión que el metal de pureza comercial. Es decir, la presencia de impurezas en las aleaciones de aluminio que dan lugar a la formación de precipitados y que aumentan la resistencia mecánica, van a alterar la pasividad de la aleación, disminuyendo la resistencia a la corrosión. Estos microconstituyentes pueden ser muy diferentes con respecto a la matriz atendiendo a la serie galvánica, y pueden actuar como ánodos o cátodos en una celda galvánica de dimensiones reducidas [YOU61]. En particular, las aleaciones Al-Cu y Al-Zn-Mg son las que presentan más tendencia para que los precipitados formen sitios catódicos que favorezcan el proceso anódico de pérdida de aluminio en la matriz [WOO87]. En estos casos aunque la extensión de la corrosión por pérdida del material puede no ser muy extensa, la presencia de las picaduras puede

provocar un rápido aumento de pérdida de producto o bien, disminuir la integridad estructural de la aleación favoreciendo la propagación de grietas. Como resultado, la capa de alúmina natural crecida instantáneamente en las aleaciones de aluminio AA2024-T3 (Al-Cu) y AA7075-T6(Al-Zn-Mg) no proporciona la adecuada protección frente a la corrosión debido a las impurezas que contienen en forma de precipitados. Si además se tiene en cuenta que estas aleaciones se utilizan en estructuras aeronáuticas, donde predominan las sollicitaciones de carga cíclica y los ambientes salinos, en estas condiciones de trabajo, el principal motivo de degradación de los materiales se debe a un proceso de corrosión-fatiga [PAO00, DOL00]. En la bibliografía existen numerosos trabajos relacionados con el mecanismo de corrosión por picaduras y sus efectos en la resistencia a fatiga. En particular los estudios realizados por K. Genel [GEN07] en la aleación de aluminio AA7075-T6 indican que dependiendo de la severidad de las picaduras, la reducción en la resistencia a fatiga puede alcanzar valores del 60% para una vida de 10^7 ciclos. Estos motivos justifican la necesidad de realizar tratamientos superficiales que mejoren la resistencia a la corrosión de los componentes.

En la actualidad, el tratamiento superficial más utilizado para prevenir la corrosión atmosférica en estructuras aeronáuticas es el anodizado, porque además de ser inhibidor de la corrosión, es de fácil aplicación, durabilidad y adherencia.

2.2.2. Proceso de Anodizado

El anodizado del aluminio consta básicamente de tres etapas: a) preparación previa de la superficie, que consiste en un desengrase, decapado y neutralizado, b) tratamiento electrolítico de anodizado y c) otros tratamientos [LIZ84].

- Desengrase: Es el primer paso antes de realizar los tratamientos superficiales. Su finalidad es eliminar cualquier rastro de grasa que haya sido depositada en la superficie del metal, ya sea producto de la manipulación del material, de su transporte, o por presencia de aceites o grasa propios del ambiente de fabricación de las probetas. Esta limpieza desengrasante es necesaria para que la reacción anódica pueda tener lugar y la capa de óxido de aluminio se disponga de manera homogénea.

El desengrase químico puede realizarse con disolventes orgánicos o en soluciones acuosas alcalinas con poder detergente, que como es sabido son moléculas anfífilas con efecto tensoactivo [GAL09].

- Decapado: Se utiliza para eliminar el óxido metálico e irregular de la superficie que se quiere recubrir. En el aluminio los decapados industriales más utilizados son en medios alcalinos con sosa cáustica (NaOH) concentrado en un 5-10%, a una temperatura de trabajo de 50-60°C, y con un tiempo de inmersión entre 5-10 minutos. Además del medio básico, se le suele incorporar algún tipo de aditivo comercial para modificar la velocidad de ataque e inhibir la formación de depósitos duros.

A consecuencia de los productos químicos que se generan por la acción de las soluciones del decapado y de las impurezas que pueden aparecer por la disolución de las partículas de segunda fase del material base es indispensable un tratamiento posterior de neutralizado, para eliminar esta película superficial de aspecto uniforme.

- Neutralizado: Se puede llevar a cabo en soluciones que contengan ácido nítrico o fluorhídrico, o mezcla de ellos dependiendo de la aleación. En la mayoría de los casos, es suficiente con la inmersión durante pocos segundos en una solución que contenga un 20-30% de ácido nítrico a temperatura ambiente.

La morfología final de la capa de óxido estará influenciada por el tipo de pretratamiento [DAV86]. En este sentido, cabe destacar el trabajo de investigación realizado por Walmsley J. et al. [WAL02] relativo al uso de distintos tipos de pretratamientos en el proceso de anodizado y su influencia sobre la morfología de la capa anódica.

- Anodizado de aluminio: La oxidación anódica, o anodizado, es un proceso de conversión de superficies por vía electroquímica, mediante el cual se produce la oxidación de la superficie del metal. Como resultado del proceso la superficie pasa de ser aluminio metálico a convertirse en óxido de aluminio o alúmina (Al_2O_3). En la figura 2 se representa un esquema del dispositivo que se utiliza. El sistema está formado por dos electrodos conectados a una fuente de corriente continua, y sumergidos en una celda electroquímica que contiene un electrolito. El aluminio actúa como ánodo produciéndose su oxidación. En el cátodo se utiliza un metal inerte o también aluminio

cuya única función será la de cerrar el circuito electrofítico.

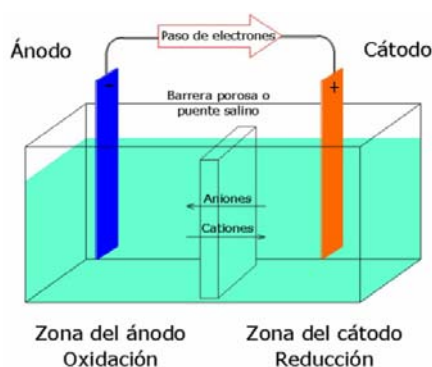
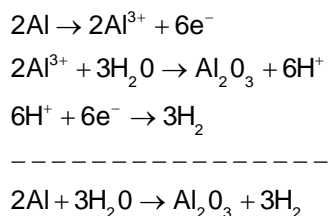


Figura 2. Esquema general de un proceso electrofítico.

Cuando se aplica una corriente o potencial externo los electrones circulan desde el ánodo hasta el cátodo dejando cationes de aluminio en la superficie de la aleación. En el caso de que el electrolito sea un ácido, el oxígeno naciente procedente de la disolución electrofítica del agua no se desprenderá como un gas, sino que reaccionará con los cationes del ánodo para formar una capa de alúmina en la superficie de la aleación, siguiendo el esquema:



En este proceso, el recubrimiento se produce por la reacción del metal con los iones del electrolito dando lugar a una capa de mayor espesor que el sustrato de aluminio inicial. Como resultado, se produce un incremento en las dimensiones de las piezas anodizadas con respecto al material sin tratar, como se muestra en la figura 3. Para anodizados convencionales en sulfúrico y en crómico este aumento del tamaño de la pieza es aproximadamente un tercio del espesor del recubrimiento.

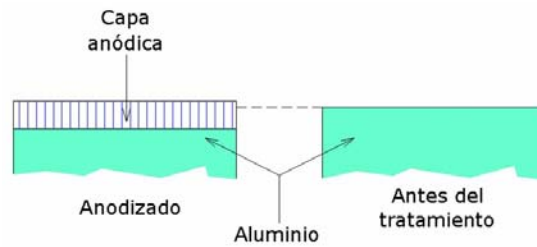


Figura 3. Efectos dimensionales del anodizado.

El proceso de conversión del aluminio está determinado por el tiempo de anodizado y la densidad de corriente, de tal modo que cuando aumentan estos parámetros se incrementa la conversión. La morfología y espesor de la capa de óxido anódico también depende de la intensidad del voltaje, de la temperatura y de la composición del electrolito.

En el anodizado del aluminio el electrolito más utilizado es el ácido sulfúrico al 20%, aunque en ocasiones pueden utilizarse otro tipo de soluciones como el ácido oxálico, fosfórico o crómico. El anodizado en ácido oxálico fue desarrollado en Japón y posteriormente fue utilizado en Europa, sin embargo el proceso de anodizado con este tipo de ácidos es más caro que en sulfúrico y además los residuos que genera presenta una elevada toxicidad. El anodizado en ácido fosfórico se utiliza principalmente en la industria aeroespacial para mejora las propiedades adherentes del aluminio. Este proceso fue desarrollado por Boeing para mejorar la durabilidad de las uniones, y se basa en un pretratamiento de decapado en una solución en sulfúrico seguido del anodizado en ácido fosfórico [SHE01]. El anodizado en crómico es cada vez menos utilizada debido a las limitaciones impuestas por las directivas europeas y sólo puede ser utilizado en aplicaciones muy concretas [HUF92].

- Otros tratamientos: La capa de alúmina formada durante el proceso de anodizado puede colorearse con colorantes orgánicos o compuestos inorgánicos metálicos. En el sector aeroespacial es habitual que después del anodizado se utilicen “primers” con inhibidores y pinturas, que además de suministrar una protección adicional a la corrosión están reforzando el material. El sellado del aluminio se realiza por inmersión en agua caliente para conseguir la hidratación de los poros de forma lenta [SNO01].

2.2.3. Riesgos medioambientales en el anodizado

La industria de anodizado de superficies permite alargar la vida útil del aluminio de forma que contribuye al ahorro de los recursos naturales reduciendo el consumo de los mismos. Sin embargo, en algunos de sus procesos se utilizan sustancias peligrosas para el medio ambiente y para la salud de las personas que trabajan en contacto con estos productos.

Desde que en 1967 se aprobó la primera Directiva de carácter ambiental, la protección y conservación del medio ambiente ha sido una de las principales inquietudes de la Comunidad Europea. Una de las principales actuaciones ha sido la Directiva 96/1/CE [COM96] conocida como “Directiva IPPC” (recientemente sustituida por la Directiva 2008/1/CE) relativa a la prevención y al control integrado de la contaminación, mediante la que se establecen medidas para evitar, o al menos reducir, las emisiones de las instalaciones industriales en la atmósfera, el agua y el suelo. La incorporación al ordenamiento español de la Directiva 96/1/CE se llevó a cabo, mediante la Ley 16/2002, que tuvo, por tanto, una inequívoca vocación preventiva y de protección del medio ambiente en su conjunto. La implantación de estas normas, por otro lado, se enmarcó dentro de otros objetivos comunitarios como la competitividad del sector industrial y, por tanto, contribuir al desarrollo sostenible. El objetivo final de tal integración es la mejora en la gestión y control de los procesos industriales, asegurando un alto nivel de protección ambiental en su globalidad. Dentro de esta línea, el artículo 3 de la Directiva 96/61/CE establece, como principio general, que los agentes implicados adopten todas aquellas medidas preventivas apropiadas contra la contaminación, en particular, mediante la aplicación de las Mejoras Técnicas Disponibles (*MTD*) y limitación de los Valores de Emisión Asociados (*VEA*).

Como se comentó al principio, la industria de transformación de aluminios no es ajena en absoluto a la contaminación del medio ambiente. La política de control de riesgos medioambientales de las industrias dedicadas a estos procesos debe contener entre sus responsabilidades el respeto y la minimización del daño sobre el entorno en donde se ubica. Para ello, las empresas una vez estimados los principales riesgos que su actividad pueda producir, deben administrar un proceso de gestión de los mismos en aras de toma

de decisiones cuando los estándares ambientales se vean alterados de manera significativa.

Los riesgos que suponen para el entorno se verán condicionados por los productos seleccionados para cada etapa del proceso, por tanto también será necesario estimar el tipo de materias primas que se utilizan para poder delimitar los riesgos medioambientales del anodizado. Algunos de estos riesgos son:

- Almacenamiento de materiales peligrosos.
- Vertidos de baños agotados procedentes de las etapas de desengrase y decapado.
- Residuos del proceso de anodizado: Los anodizados pueden realizarse en distintos medios, (ácido sulfúrico, ácido crómico, ácido bórico-sulfúrico, ...) y generar vertidos que contienen abundantes sólidos en suspensión, sulfatos, etc.

Actualmente se están tratando de desarrollar productos menos agresivos y en algunos casos los materiales nocivos pueden ser sustituidos total o parcialmente por aquellos. Por ejemplo, algunos solventes utilizados en el desengrase como el percloroetileno pueden sustituirse por solventes orgánicos no halogenados tales como alcoholes, aminas, cetonas y ésteres. También pueden ser utilizados para la misma misión productos inorgánicos como soluciones alcalinas y detergentes libres de fosfatos.

También se ha señalado que el anodizado se lleva a cabo en un medio concreto, uno de ellos, el ácido crómico, es altamente contaminante. Desgraciadamente las mismas propiedades que hacen del cromo hexavalente, Cr^{6+} , un poderoso inhibidor de la corrosión también hacen de él una sustancia ambientalmente insegura. A través de su reducción a Cr^{5+} puede interactuar con el ADN humano de forma maligna. Las alternativas que se manejan para la sustitución del cromo hexavalente son compuestos de cerio [SEO89, ALD95, MAN95, HIN92] o molibdeno [BRE94, SHA90, KEN95]. En la actualidad los anodizados con ácido crómico están siendo sustituidos por otros medios afines como el sulfúrico y bórico-sulfúrico. Asimismo, el sellado que suele realizarse con ácido crómico, acetato de níquel o acetato de níquel-cobalto pueden cambiarse por agua caliente.

2.2.4. Estructura y propiedades de los recubrimientos anódicos

Con el desarrollo de nuevas tecnologías como la microscopía electrónica de alta resolución, ha sido posible la observación de la morfología del óxido, la caracterización, así como la localización de las interfases metal-óxido y óxido-solución.

La morfología de las películas anódicas de Al_2O_3 , depende principalmente del electrolito en que fueron formadas durante el anodizado, y se clasifican en dos tipos:

- Películas anódicas tipo barrera. Se forman en electrolitos neutros que no tienen acción disolvente sobre la capa de óxido (ej.: citratos y sales de ácido tartárico). Las películas que se forman son muy adherentes y no conductoras. El crecimiento del óxido se realiza hasta que su resistencia eléctrica es tan elevada que impide la circulación de la corriente hacia el ánodo. Debido a sus propiedades dieléctricas son de gran aplicación en la industria electrónica.
- Películas anódicas porosas. Son formadas en medio ácidos, principalmente sulfúricos, crómicos y fosfóricos. Su morfología es porosa, puede llegar a tener espesores de varias micras, y, presenta buena resistencia a la abrasión y a la corrosión. Este tipo de anodizado es el más utilizado en aplicaciones arquitectónicas, en la industria aeroespacial y es el anodizado con el que se trabaja en esta investigación.

2.2.4.1. Mecanismo de formación de las películas anódicas porosas

Las películas porosas o de tipo dúplex están constituidas por una delgada capa barrera unida al metal base y una capa exterior porosa ubicada sobre la capa barrera, según se aprecia en la figura 4. La formación de estas capas de óxido porosas se explica mediante un mecanismo combinado de oxidación-disolución. La oxidación está asociada al crecimiento de la capa de óxido desde el exterior al interior, mientras que la disolución se corresponde con la disolución de la capa de óxido a medida que se forma.

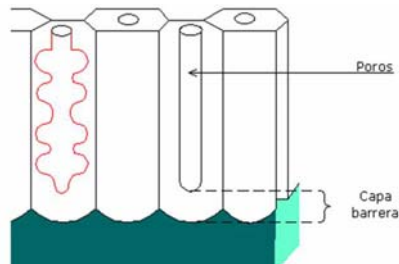


Figura 4. Estructura de las capas anódicas porosas.

Cuando se oxida una pieza de aluminio en una solución que tenga una acción disolvente sobre la capa de alúmina, se observa que la intensidad de la corriente, para una tensión determinada, disminuye muy rápidamente pero se estabiliza en seguida a un nivel más elevado. Después de los primeros segundos de la electrólisis, se forma una verdadera capa barrera. El óxido formado en este estado consiste en una alúmina anhidra en estado amorfo. Las investigaciones realizadas en los últimos años han puesto de manifiesto que esta capa está constituida por un apilamiento de células hexagonales yuxtapuestas, en las que, el centro será de alúmina amorfa poco resistente a los ácidos, mientras que la periferia está formada por alúmina cristalina muy resistente a los ácidos. Aparecen entonces en la superficie de la capa barrera una multitud de puntos de ataque como consecuencia del efecto de disolución de la película por el electrolito que se produce en el centro de las células de alúmina y que constituye el comienzo de los poros. El proceso de disolución se produce desde el exterior del metal al interior a partir del fondo de los poros.

El espesor de ambas capas y el diámetro de los poros dependen fundamentalmente de las condiciones experimentales usadas durante el anodizado del aluminio (tipo de electrolito, voltaje, densidad de corriente, temperatura, etc). Por lo general, la concentración de celdas o poros es del orden de $10^{10}/\text{cm}^2$, y el diámetro del poro en su base varía entre 25 y $150\mu\text{m}$. El óxido de esta capa pasiva tiene un volumen molecular 1,5 veces mayor que el del aluminio, con lo que trabaja a compresión [WER87]. Por este motivo puede soportar cierta deformación del sustrato sin romperse. Sin embargo, debido a que la capa de óxido superficial es un cerámico (alúmina), su comportamiento mecánico es más bien frágil y podrá fracturarse a valores relativamente bajos de carga debido a impactos o bien por esfuerzos que impliquen deformaciones excesivas. Esta

fragilidad de la capa de óxido ante impactos y deformaciones plásticas es la que ha motivado, en el ámbito industrial, al uso de tratamientos posteriores al proceso electrolítico del anodizado con el objeto de ofrecer una protección adicional al material.

2.2.5. Interfase metal-recubrimiento

En el proceso de oxidación anódica los cationes de aluminio Al^{3+} migran hacia afuera desde la interfase metal/recubrimiento hasta la interfase recubrimiento/electrolito, mientras que los iones O^{2-}/OH^- migran en la dirección opuesta. Aproximadamente el 40% del espesor del recubrimiento se forma en la interfase recubrimiento/electrolito por la migración de los iones Al^{3+} , y el 60% restante en la interfase metal/recubrimiento por migración de los iones O^{2-}/OH^- hacia adentro [BRO73]. Los estudios realizados por Habazaki et al. [HAB96] sobre la oxidación de aleaciones binarias aluminio (Al-X) han puesto de manifiesto que en la formación de los recubrimientos anódicos también se forman capas delgadas enriquecidas del elemento aleante “enriched alloy layers”, según la figura 5.a que se presenta a continuación.

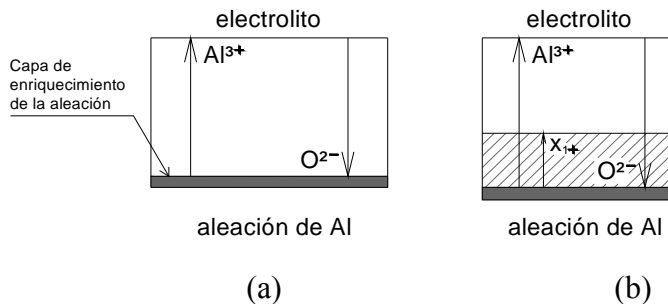


Figura 5. (a) Esquema de la migración de iones, de la capa de enriquecimiento y (b) del proceso de incorporación del elemento aleante en el recubrimiento.

Esta capa enriquecida se forma en una estadio inicial porque al tiempo que se oxida el aluminio se produce la acumulación de átomos aleantes (Cu, Zn, etc.) en la interfase metal/recubrimiento, incluso en algunos casos es posible la formación de “clusters” con concentraciones superiores a la media. Las capas enriquecidas tienen espesores entre $1\mu m$ y $5\mu m$, y están confinadas justo debajo de la capa anódica [SHE94]. Para aleaciones que contienen una concentración atómica entre 1-5%at. del elemento aleante en relación a la masa total de la aleación, la concentración media de la capa enriquecida es del orden del 20-40%at. Cuando la concentración de la interfase metal-recubrimiento

alcanza un determinado valor umbral, se inicia la oxidación del elemento aleante, pero este nivel máximo de concentración es función de la composición de la aleación (del tipo de aleante) y de las condiciones del anodizado. En la figura 5.b. se representa el esquema de este proceso. La movilización del ión del elemento aleante aparece indicada con la nomenclatura x_1^+ .

En resumen, la oxidación anódica en aleaciones binarias consistirá en primera instancia en la oxidación de los átomos de aluminio formando una capa de alúmina pura y una progresiva acumulación del elemento aleante en una delgada capa justo debajo del recubrimiento (capa de enriquecimiento). Por ejemplo, en el caso de la aleación binaria Al-Cu, los átomos de cobre se van acumulando en la capa de enriquecimiento formando en algunos casos los denominados clusters. Una vez que se alcanza el grado suficiente de enriquecimiento de la interfase, del orden del 33%at. de Cu, comienza la oxidación del cobre en la interfase aleación/recubrimiento, formando CuO. A partir de ese momento la composición media y el espesor de la capa de enriquecimiento permanece aproximadamente constantes, y los átomos de cobre y aluminio se incorporan al recubrimiento en sus proporciones de la aleación.

Según han demostrado Habazaki et al. [HAB96*] el desarrollo de las capas de enriquecimiento no está únicamente limitado al proceso de anodizado, sino que también se ha encontrado cuando se realizan otros tratamiento superficiales como pueden ser el pulido químico, electropulido y ataques alcalinos. En estos casos los pretratamiento crean una capa enriquecida de la aleación y el elemento aleante se oxida cuando se inicia el proceso de anodizado.

2.2.6. Influencia de las partículas de segunda fase en la capa anódica

La discusión planteada en el punto anterior se sustenta sobre la base de que la aleación es una solución sólida homogénea y por tanto el proceso de anodizado es uniforme a lo largo de la interfase metal/recubrimiento. Sin embargo, la mayoría de las aleaciones utilizadas en ingeniería son endurecidas mediante precipitados y por tanto contienen partículas de segunda fase e impurezas que pueden segregarse en determinadas regiones de la aleación. En esta situación la capa de recubrimiento podría crecer bien por encima

de la matriz, o por encima de partículas de segunda fase o de impurezas, lo que daría lugar a que en un mismo material el recubrimiento anódico pueda tener diferentes espesores y composición. Existe una amplia bibliografía sobre el efecto que los elementos aleantes tienen en el proceso de anodizado del aluminio [DIM39, SKE99, KIH00, PAE00, LIU01, BON02]. Según sea el tipo de aleación los compuestos intermetálicos serán diferentes, y su comportamiento dependerá del tipo de solución que se utilice como electrolito. Por tanto es de esperar que diferentes tipos de aleaciones y soluciones en el baño de anodizado generen diferentes tipos de recubrimientos.

2.2.7. Defectos en la interfase metal/recubrimiento

En el caso de algunas aleaciones de aluminio el crecimiento de la capa de óxido estaría asociada a la generación de grietas en la capa anódica, que podrían influir tanto en la protección de la aleación contra la corrosión como en la vida a fatiga. Estas grietas parece que pueden comenzar a desarrollarse una vez que se inicia el enriquecimiento de la aleación en la interfase [SOL80, SOL83]. Además, es posible que para una misma aleación existan diferentes tipos de interfase metal-óxido a lo largo del sustrato, debido a que la aleación puede contener partículas de segunda fase e impurezas. Por lo tanto, el crecimiento de los óxidos será distinto según la localización y esto generará elevadas tensiones locales por el confinamiento de las distintas capas de óxidos.

Otro de los motivos que debilitan la capa anódica es la existencia de poros en la interfase, cuyo origen se encuentra en los precipitados intermetálicos de la matriz de aluminio. En el caso de que los precipitados sean catódicos es posible la disolución del material circundante, que puede terminar con el desprendimiento del precipitado. En el caso de que el intermetálico sea anódico, como ocurre con el compuesto CuAl_2 en las aleaciones Al-Cu, se producirá su disolución. El resultado en ambos casos será la existencia de cavidades con origen en la interfase, que penetran hacia la aleación y que facilitarán la entrada del óxido hacia el interior del material.

En la literatura también está documentada la existencia de huecos en el recubrimiento que están asociadas con burbujas rellenas de oxígeno (O_2) que se desprenden en el proceso de anodizado. Según Skeldon et al. [SKE97] en las aleaciones Al-Cu estos

defectos se generan a partir de la oxidación del Cu de la capa de enriquecimiento. El CuO es un óxido semiconductor que estaría facilitando el paso de electrones que podrían oxidar los iones O^{2-} que se encuentran por encima de la capa de enriquecimiento. Las imágenes obtenidas al SEM por Paez et. al. [PAE00] indican que estas burbujas están localizadas encima de regiones de la capa enriquecida que contienen concentraciones de Cu por encima de la media, probablemente asociadas con clusters de cobre con un tamaño crítico. Además, estas burbujas en el recubrimiento están impidiendo el transporte iónico a través del recubrimiento, lo que se traduce en un menor crecimiento de la capa anódica en la sección en la que se encuentran localizados estos defectos [SKE97] como ocurre en el caso de las aleaciones Al-Zn [HAB96]. Para este tipo de materiales la capa de enriquecimiento por debajo de la capa anódica puede tener concentraciones de hasta un 40%at. de Zn.

2.3 PROCESO DE FRACTURA POR FATIGA

2.3.1. Fractura por fatiga

Un material o componente en servicio está sometido a fatiga cuando está solicitado por cargas variables en el tiempo. Desde el punto de vista matemático, la sollicitación se describe mediante la condición:

$$\left| \frac{dF}{dt} \right| \neq 0 \quad (\text{Ec. 2.1})$$

Bajo estas circunstancias, es posible que la fractura ocurra a un nivel de tensión sensiblemente menor que la resistencia a la tracción o el límite elástico correspondiente a una carga estática. Este tipo de roturas de fatiga se producen además súbitamente y sin previo aviso, prácticamente sin deformaciones plásticas aparentes, a diferencia de lo que ocurre con las roturas de piezas o componentes sometidos a carga estáticas, donde siempre existen grandes deformaciones, y es posible reemplazar el componente antes de que se produzca la rotura. En cambio, si se estudia la fatiga considerando este fenómeno como un proceso donde se sucede daño acumulativo y que se manifiesta por la propagación de grietas, no es posible entender la fatiga sin la presencia de

deformaciones plásticas en el extremo de la grieta. Es preciso tener en cuenta que, aunque sea muy pequeño el volumen donde se ejercen las tensiones, si estas son suficientemente altas se generará deformación plástica. Si el campo de tensiones en el extremo de la grieta fuera de índole elástica, la grieta no podría avanzar, no tendría sentido hablar de propagación estable de la grieta.

La mayoría de los componentes utilizados en estructuras de ingeniería civil y aeronáutica (puentes, aviones y componentes de máquinas) están sometidos a cargas cíclicas o fluctuantes a niveles inferiores a los de la tensión del límite elástico del material utilizado. Sin embargo, a pesar de los bajos niveles de carga utilizados, el daño puede acumularse y producirse la fractura por fatiga. Se estima que alrededor de un 85% de las fracturas frágiles que se producen tienen asociadas un periodo de crecimiento de grietas de fatiga [SAN03].

2.3.1.1. Descripción de las tensiones cíclicas

Dentro de la definición de fatiga se pueden encontrar varias configuraciones de sollicitación dinámica, sin embargo, dentro de las posibles, éste trabajo de investigación se centra en las cargas cíclicas o periódicas. Para definir la tensión cíclica se necesitan varios parámetros: tensión máxima, tensión mínima, frecuencia y forma de la evolución temporal. Mientras que algunos de ellos afectan mucho al comportamiento a fatiga del material, otros influyen de manera inapreciable. Así, comúnmente se admite que los valores de tensión máxima y mínima son parámetros importantes y en cambio, la frecuencia o la forma de la evolución temporal tienen una influencia más bien escasa. La forma más elemental de representar las cargas periódicas es según una ley sinusoidal (figura 6):

$$\sigma(t) = A \sin(Ct) + B \quad (\text{Ec. 2.2})$$

Donde A, C y B son constantes que dependen del tipo de sollicitación.

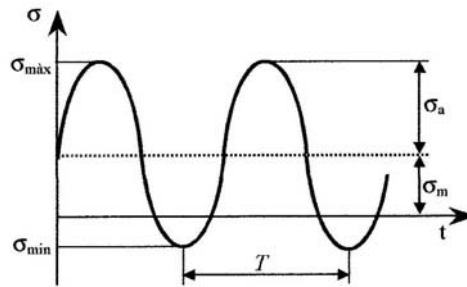


Figura 6. Forma de la carga cíclica o periódica.

Las tensiones fundamentales que definen las cargas cíclicas son:

Tensión máxima: $\sigma_{\text{máx}}$

Tensión mínima: $\sigma_{\text{mín}}$

En función de las anteriores se pueden definir las siguientes tensiones y magnitudes:

Tensión media (σ_m): Es el promedio de la tensión máxima y mínima en el ciclo.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (\text{Ec. 2.3})$$

Rango de tensión (σ_r): Es la diferencia entre la tensión máxima y mínima.

$$\sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (\text{Ec. 2.4})$$

Amplitud de tensión (σ_a): Se define como la mitad del rango de tensiones.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (\text{Ec. 2.5})$$

Relación de tensiones o razón de carga: R

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad (\text{Ec. 2.6})$$

De estas relaciones se deduce que:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{2}(1-R) \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{2}(1+R) \quad (\text{Ecs. 2.7 - 2.8})$$

Conforme a los distintos valores que puede adoptar el parámetro R, se definen varios ensayos de fatiga, según queda recogido en la tabla 1. Cuando en las condiciones de fatiga se cumple $R = -1$, la tensión media es nula y las condiciones de carga se pueden

expresar en función de la σ_a ó de $\sigma_{m\acute{a}x}$. En el caso de que la tensión media no sea nula se necesitan dos variables independientes para especificar el nivel de carga. Algunas combinaciones son $\sigma_a - \sigma_m$, $\sigma_{m\acute{a}x} - R$ ó $\Delta\sigma - R$.

Tabla 1. Valores de R para distintas condiciones de carga.

| R | Condiciones de carga |
|-------------|---|
| $0 < R < 1$ | Tracción - Tracción $\sigma_{max} > 0 \quad \sigma_{min} > 0 \Rightarrow \sigma_m > 0$ |
| $R = -1$ | Tracción - Compresión oscilante (ciclos de inversión completa) $\sigma_{max} = - \sigma_{min} \Rightarrow \sigma_m = 0$ |

2.3.2. Cinética de la fatiga

Dependiendo del nivel de amplitud de tensión aplicado al material, se distinguen dos tipos de fatiga: fatiga de bajo número de ciclos (oligofatiga) y fatiga de alto número de ciclos. La fatiga de bajo número de ciclos se caracteriza por los niveles altos de tensión, que provocan una deformación plástica significativa en lugares como entallas, u otros concentradores de tensiones, a pesar de que en el conjunto total del componente las deformaciones sean elásticas. Como consecuencia, la fractura por fatiga se produce después de un número relativamente pequeño de ciclos, del orden de unos cientos hasta los 10^3 ciclos. Muchas veces para el rango bajo de fatiga, muchos diseñadores emplean sólo consideraciones estáticas, ignorando por completo la fatiga del material y empleando únicamente coeficientes de seguridad y tensiones permisibles. En el caso de la fatiga de alto número de ciclos, los niveles de carga son muy inferiores a los del límite elástico y la vida total del componente es mayor, superando los 10^3 - 10^5 ciclos. Este tipo de fatiga es la más frecuente en las aplicaciones de los materiales en ingeniería aeronáutica, y es el ámbito en el que se centra el estudio de la fatiga en esta tesis.

2.3.2.1. Criterio de fractura total

La fatiga de alto número de ciclos está caracterizada por tres etapas distintas: a) iniciación de la grieta, b) propagación y c) un periodo inestable de crecimiento rápido

hasta la fractura. De este modo, la vida total de servicio de un componente, N_t , no sólo está determinada por la aparición de la grieta, puesto que esto no significa la inutilidad de la pieza. Un mayor nivel de optimización en ingeniería se consigue considerando la vida de fatiga como la suma del número de ciclos de la iniciación de la grieta, N_i , y los de su propagación o crecimiento, N_p (la contribución de la etapa de fractura final es insignificante ya que se produce muy rápidamente). Es decir:

$$N_t = N_i + N_p \quad (\text{Ec. 2.9})$$

Las proporciones relativas a la vida total de N_i y N_p dependen del material y de las condiciones de ensayo. A niveles bajos de tensión (fatiga de alto número de ciclos), una gran fracción de la vida a fatiga corresponde a la etapa de inicio de la grieta. Cuando se incrementan los niveles de tensión, N_i disminuye y las grietas se forman más rápidamente. Así, para fatiga de bajos ciclos (alto nivel de tensiones), la etapa de propagación es predominante.

El análisis separado de los ciclos requeridos para la iniciación y el crecimiento de la grieta se justifica por el diferente nivel de la tensión en el fondo de entalla antes y después de iniciarse la grieta de fatiga, σ_i , σ_p , respectivamente. Para determinar la relación entre estas tensiones y la tensión remota σ , puede utilizarse el modelo utilizado en resistencia de materiales, considerando que la grieta es una entalla con un determinado radio de curvatura [DOW90], según la figura 7.

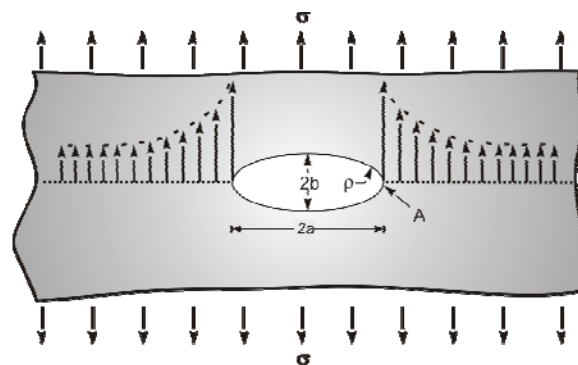


Figura 7. Agujero elíptico en una chapa plana.

De esta forma, antes de iniciarse la grieta de fatiga, la tensión en el extremo A del concentrador de tensiones de longitud a y radio de curvatura ρ , está dada por:

$$\sigma_i = 2\sigma\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (\text{Ec. 2.10})$$

En el caso de que la grieta esté iniciada, la tensión requerida para proseguir la grieta, σ_p se evalúa por la expresión:

$$\sigma_p = 2\sigma\sqrt{\frac{a_p}{\rho_p}} \quad (\text{Ec. 2.11})$$

Donde a_p y ρ_p son la longitud y el radio de curvatura de la grieta. En el supuesto de que se cumpla la relación $a_i \approx a_p$, entonces se obtiene:

$$\frac{\sigma_p}{\sigma_i} = \sqrt{\frac{\rho_i}{\rho_p}} \quad (\text{Ec. 2.12})$$

Puesto que ρ_p corresponde a una grieta de fatiga, es del orden de la distancia interatómica, con valores de 10^{-9}m , las tensiones en el fondo de la entalla alcanzarán fácilmente las tensiones de plastificación, lo que también justifica el mecanismo de crecimiento de las grietas de fatiga con una velocidad mayor que la requerida para su inicio [FER03].

2.3.2.2. Etapas en el crecimiento de las grietas de fatiga

- Etapa de inicio de la grieta (etapa I): En la mayoría de los casos, las grietas de fatiga se inician en la superficie donde existen concentradores de tensiones como pueden ser rayas superficiales, cantos vivos, ranuras de chaveta, roscas, mellas y otros similares. Además, las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas resultado del deslizamiento de dislocaciones (por procesos de deformaciones plásticas locales), las cuales también pueden actuar como concentradores de tensiones, y ser lugares de nucleación de grietas [CAL02]. También pueden iniciarse en defectos subsuperficiales tales como defectos de fundición, inclusiones o huecos, grietas de temple, etc. Aunque, independientemente del lugar de nucleación, es importante tener en cuenta que las grietas de fatiga siempre se inician en un defecto estructural o del material.

Según los estudios de Rice [RIC67], el rango de tensiones locales en el lugar de nucleación de la grieta, $\Delta\sigma_1$, está relacionada con el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_I , por la ecuación 2.13. ΔK_I es un parámetro que representa la fuerza motriz mecánica, e incorpora el efecto del cambio de longitud de fisura y la magnitud de la carga cíclica.

$$\Delta\sigma_1 = \Delta\sigma k_t = \left(\frac{2}{\pi^{1/2}}\right) \left(\frac{\Delta K_I}{r^{1/2}}\right) \quad (\text{Ec. 2.13})$$

Donde r , es el radio en el borde de la entalla o grieta inicial, $\Delta\sigma$ es el intervalo de tensión remota y k_t es el factor de concentración de tensiones.

La experiencia demuestra que $(\Delta K_I/r^{1/2})$ es el principal parámetro que gobierna la etapa de iniciación de la grieta de fatiga. Si el rango del factor de intensidad de tensiones es muy pequeño, la grieta no crece. A este valor, para el que la grieta no crece, se le denomina “umbral de fatiga” ΔK_{th} , que dependerá del material, medio ambiente y de la relación de cargas R . Los valores del umbral para aluminios son del orden de $10\text{MPam}^{1/2}$. Para valores de ΔK ligeramente superiores a ΔK_{th} la zona plástica todavía es muy pequeña y queda contenida dentro de los granos cristalinos del material, por este motivo la etapa I está fuertemente influida por la microestructura.

En las aleaciones metálicas, la etapa I tiene una extensión muy corta, la grieta se propaga a través de unos pocos granos, en particular, a lo largo de los planos cristalinos de deslizamiento en los que se dan condiciones de altas tensiones a cortante. En el caso de materiales dúctiles con superficies muy lisas y/o sometidos a cargas bajas, esta etapa puede suponer aproximadamente el 90% de la vida a fatiga, mientras que en el caso de componentes sometidos a altas tensiones y/o con entallas, esta etapa puede despreciarse completamente.

- Etapa de propagación de grieta (Etapa II): El comportamiento de la mayoría de los componentes y estructuras bajo cargas de fatiga depende en gran medida de la resistencia a la propagación de la grieta más que del proceso de nucleación. Un caso típico de estas características se presenta en los fuselajes de los aviones, donde el diseño

de los componentes se basa principalmente en la pre-existencia de grietas y en una propagación lenta dentro del material. Aproximadamente, a partir de los años 1960 la USAF (United States Air Force) comenzó a recopilar informes de mal funcionamiento de distintos tipos de aviones. El examen de estos informes reveló que la mayoría de los problemas estructurales eran debidos a defectos en los materiales y a defectos que se originaban durante la vida en servicio. Estos hechos dieron lugar a un enfoque de diseño que requiere el análisis de tolerancia al daño, que consiste en asumir que los materiales no son perfectos, es decir, es necesario asumir que en el interior del material existen grietas que pueden estar localizados con la peor orientación y en el lugar menos deseable. Este tipo de análisis permite garantizar que las estructuras están diseñadas para asumir la propagación lenta de las grietas hasta que estas alcancen una longitud crítica que pueda ser detectada mediante métodos fiables de ensayos no destructivos.

En esta segunda etapa, la propagación de la grieta es en un plano perpendicular a la dirección de aplicación de la carga de tracción, y se propaga como resultado de deformaciones plásticas locales en el fondo de grieta [CAL02, RIC67, PAR60], ocurriendo esto durante cada periodo de carga de extensión (cuando la tensión es de compresión la grieta no puede crecer). El tamaño de la zona plástica en el borde de la grieta, en estado de tensión plana, está dado por la expresión:

$$r_y = \left(\frac{1}{\pi} \right) \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{Ec. 2.14})$$

Donde K es el factor de intensidad de tensiones y σ_{ys} es el límite elástico.

Según esta expresión cuanto mayor es el límite elástico del material menor es el tamaño de la zona plástica, por este motivo en los cerámicos la zona plástica es muy pequeña o no existe.

En el caso de los metales la propagación de las grietas se produce porque en el proceso de tracción se produce deformación plástica en la punta de la grieta a 45° relativos al plano de la grieta y la grieta avanza por un proceso de deformación a cortante, tomando una forma redondeada. En el caso de las aleaciones que contienen inclusiones el flujo plástico genera cavidades o huecos alargados en el entorno de las inclusiones y en estos

casos la grieta avanza un poco más rápidamente que antes porque los huecos se unen unos a otros y con la punta de la grieta, según se detalla en la figura 8.

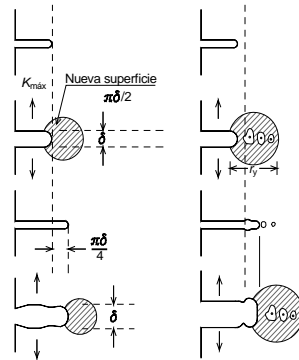


Figura 8. Crecimiento de grietas de fatiga.

- Etapa de crecimiento inestable (Etapa III): Se caracteriza por un rápido crecimiento de la grieta, con las peculiaridades de la fractura frágil. Según la mecánica de la fractura, la condición de programación inestable de la grieta, que conduce a la fractura frágil, se produce cuando:

$$K = K_c \quad (\text{Ec. 2.15})$$

El factor de intensidad de tensiones (K) en la etapa II alcanza el valor de la tenacidad de fractura del material (K_c). En este momento la dimensión de la grieta, a , tiene el valor crítico a_c determinado por la ecuación:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{Y\sigma_c} \right)^2 \quad (\text{Ec. 2.16})$$

Donde Y es un factor adimensional y σ_c es la tensión crítica de fractura.

2.3.3. Resistencia y Límite de fatiga

2.3.3.1. Diagramas de Wöhler

El método más extendido para analizar y predecir el comportamiento a fatiga en el rango de la fatiga de alto número de ciclos, es el estudio de la amplitud o del rango de la tensión frente al logaritmo del número de ciclos totales a fractura, $\log N$. Esta

aproximación se denomina análisis de la curva S-N o diagramas de Wöhler, donde S representa en la tensión nominal, calculada a partir de la fuerza o del momento sobre el cuerpo [WOH60].

El diagrama S-N puede modelizarse en dos partes; la primera asociada a una relación lineal entre los dos parámetros, (S-logN), y la segunda parte en la que se observa un comportamiento asintótico hacia una tensión límite, denominada límite de fatiga, σ_e , esto es, una tensión por debajo de la cual no se produce la fractura por fatiga. En las aleaciones de aluminio no endurecibles (del grupo AlMg), al igual que ocurre con los aceros de construcción, la curva de Wöhler adopta un curso casi horizontal para 10^6 ciclos aproximadamente, en cambio, en las aleaciones endurecibles, la curva de Wöhler transcurre cada vez más plana al aumentar el número de ciclos, pero no alcanza la horizontalidad hasta llegar al orden de los 10^8 ciclos. A pesar de que esta ha sido la teoría con la que se ha trabajado en el último siglo, y con la que se sigue trabajando desde el punto de vista del análisis del comportamiento a fatiga de los materiales en ingeniería, estudios recientes realizados por Bathias [BAT99], han puesto de manifiesto que por encima de los 10^7 ó 10^9 ciclos es posible que se produzca un nuevo descenso en la pendiente de la curva S-N, debido a que entren en juego en el proceso de fatiga los defectos internos producidos por inclusiones no metálicas.

En la mayoría de los materiales es posible definir una relación entre el límite de fatiga y la resistencia a tracción, que recibe el nombre de coeficiente de fatiga (fatigue ratio). En el caso de aleaciones férricas (aceros aleados y al carbono), el límite de fatiga representa entre el 35% y el 60% de la resistencia a tracción del material. En cambio, para las aleaciones no férricas, como el aluminio, los datos existentes en la bibliografía indican que los valores del coeficiente de fatiga son del orden del 20% y el 40%, considerando que el límite de fatiga se alcanza para 10^7 ciclos [FOR62]. En la figura 9 se muestran los datos experimentales típicos obtenidos para una aleación de aluminio (x) y un acero (●), en condiciones de carga axial [KLE80].

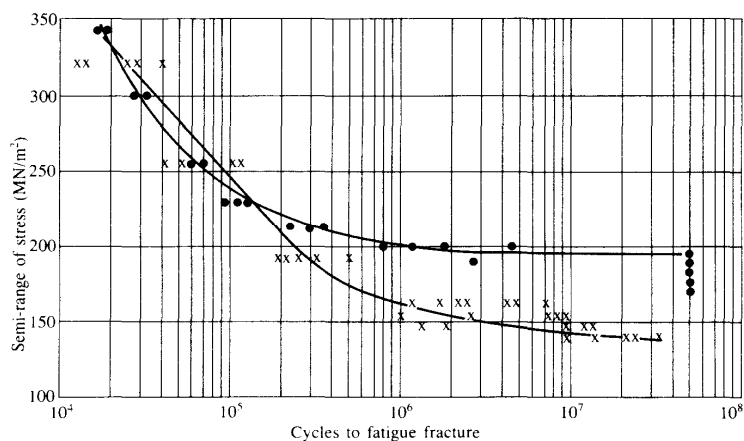


Figura 9. Curvas S-N típicas para aleaciones férreas y no férreas.

En la tabla 2 se incluyen los datos recopilados de la bibliografía [MEC77, FER03] para las aleaciones de aluminio de alta resistencia utilizando el ensayo de fatiga en flexión rotativa ($R=-1$). Se dan los valores de la resistencia a tracción, el límite de fatiga y el coeficiente de endurecimiento que se calcula como el cociente de ambos términos.

Tabla 2. Resistencia a tracción y límite de fatiga de algunas aleaciones de aluminio.

| <i>Material</i> | <i>Resistencia (MPa)</i> | <i>Límite de fatiga (MPa)</i> | <i>Coficiente de fatiga</i> |
|-----------------|--------------------------|-------------------------------|-----------------------------|
| 7075-T6 | 572 | 159 | 0.28 |
| 2024-T3 | 483 | 138 | 0.28 |
| 6061-T6 | 310 | 97 | 0.31 |

Otros parámetros importantes que caracterizan el comportamiento a fatiga de un material en la curva S-N, son la *vida a fatiga* N_f , que se define como el número de ciclos necesarios para producir una rotura a un nivel determinado de tensiones, y el término *resistencia a fatiga*, S_f , que se utiliza para especificar la amplitud de tensión para un determinado número de ciclos.

En la figura 10 se representan las curvas S-N obtenidas para distintos tipos de aluminios reportados en la literatura [OSG82, ISH95, VER97]. Los datos de estas curvas S-N se obtuvieron en el ensayo de fatiga axial con $R=-1$. Según esta gráfica se observa que las

aleaciones de aluminio AA2024-T3 y AA7475-T7351 se comportan mejor que las aleaciones AA7075-T6 en todo el rango de tensiones estudiado.

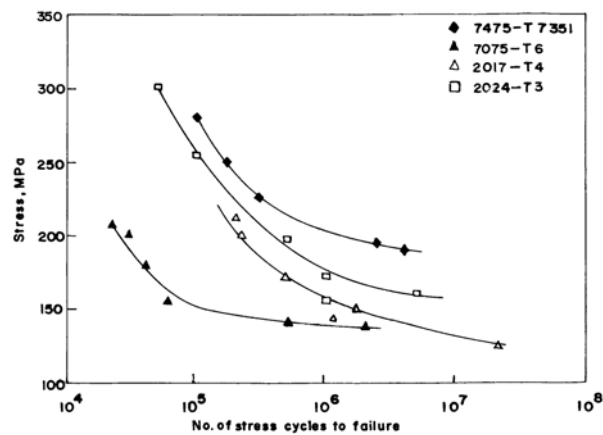


Figura 10. Curvas S-N para diferentes tipos de aluminios [VER01].

Una limitación importante para las curvas S-N es que en los datos obtenidos no se distingue entre la etapa de iniciación de grieta y la etapa de propagación [DOW00]. Estas desventajas limitan su uso al diseño de componentes estructurales de grandes dimensiones, donde es posible considerar la existencia de defectos internos que actúen como grietas iniciales (crack like defects) que pueden existir en el material debido al proceso de fabricación. En estas condiciones, es la velocidad de crecimiento de grieta la que determina la vida a fatiga del componente. Además, no es el método más adecuado en la región de bajo número de ciclos donde las deformaciones que se ejercen sobre el material tienen un elevado componente plástico, en este caso es mejor utilizar la metodología basada en ensayos en control de deformación.

2.3.3.2. Influencia de la metodología de ensayo

Sorprendentemente, existe unanimidad en la literatura científica en relación a la influencia de la configuración del tipo de ensayo en el comportamiento de las curvas S-N de un material [MOR07], por tanto, al valorar datos de la resistencia a fatiga es muy importante tener en cuenta el tipo de sollicitación [HUF92]. En la figura 11 se representan los datos obtenidos por MacGregor [MAC52] para la aleación de aluminio 7075-T6 en el ensayo de fatiga en flexión rotativa. Comparando la curva S-N de la figura 11 con la gráfica de la figura 10, se observan las grandes diferencias de valores

numéricos que pueden presentarse en la respuesta a fatiga del material en función de la metodología de ensayo.

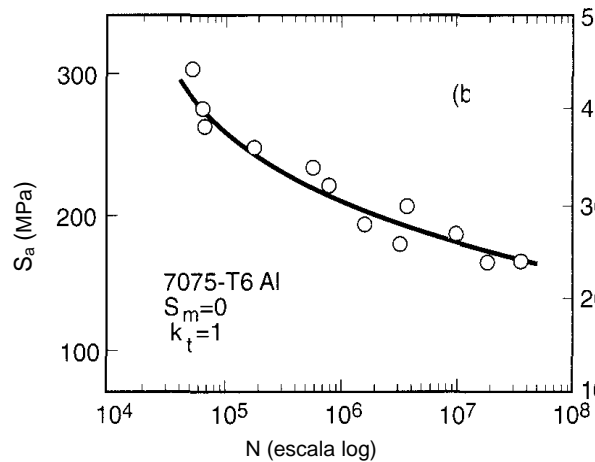


Figura 11. Curva S-N para la aleación AA7075-T6 en fatiga en flexión rotativa

Las diferentes metodologías influyen tanto en la etapa de inicio como en la etapa de crecimiento de grieta, debido a que en cada caso el mecanismo que actúa es distinto.

- Influencia de la metodología de ensayo en la etapa de inicio: Debido a la naturaleza estocástica de la iniciación de las grietas de fatiga, la probabilidad de encontrar una grieta de tamaño crítico es proporcional al volumen del material sometido a la tensión máxima [HER96]. Según este criterio, la configuración de flexión en cuatro puntos tiene más tendencia a producir una etapa de iniciación de grieta más corta debido al mayor volumen del material dentro del span de carga interior, en comparación con otros ensayos.

También es importante tener en cuenta que, por el mismo motivo, para un determinado tipo de ensayo, la resistencia a la fatiga aumenta cuando disminuye el espesor de la probeta.

- Influencia de la metodología en la etapa de propagación de grietas: Se ha comprobado que diferentes configuraciones influyen en la etapa de propagación de la grieta debido a los cambios en el estado de tensión en el que se propaga la grieta en cada una de las metodologías. Por ejemplo, en el caso de la geometría del ensayo de flexión en cuatro puntos, la fuerza impulsora (driving force) para la propagación de la grieta

disminuye según se propaga la grieta debido al gradiente de tensión a través de la sección transversal de la muestra. En cambio en un ensayo de tracción en una probeta con entalla las tensiones en el borde de la grieta aumentan según disminuye la sección transversal. Teniendo en cuenta estas diferencias, se puede justificar que la propagación de la grieta de fatiga sea más corta en el ensayo de tensión uniaxial con probeta entallada.

2.3.3.3. Influencia de la tensión media

Otro de los parámetros que se tiene que tener en cuenta para valorar los resultados de la resistencia a fatiga es la tensión media σ_m o la relación de tensiones R [AVI05]. Se puede comprobar experimentalmente que para dos cargas que provocan igual tensión máxima y distinta tensión mínima la degradación por el fenómeno de la fatiga es menos acusada en el caso de que la tensión media sea más alta, y la amplitud de tensión pequeña. De hecho, cuando R tiende a -1 se produce un decremento mayor en el límite de fatiga que cuando R tiende a 1 (la amplitud de tensión es pequeña). Es decir, el efecto de la degradación por fatiga es más acusado cuando la tensión media es prácticamente nula, que cuando para la misma tensión máxima, la tensión cíclica adquiere un valor elevado de la tensión media (figura 12).

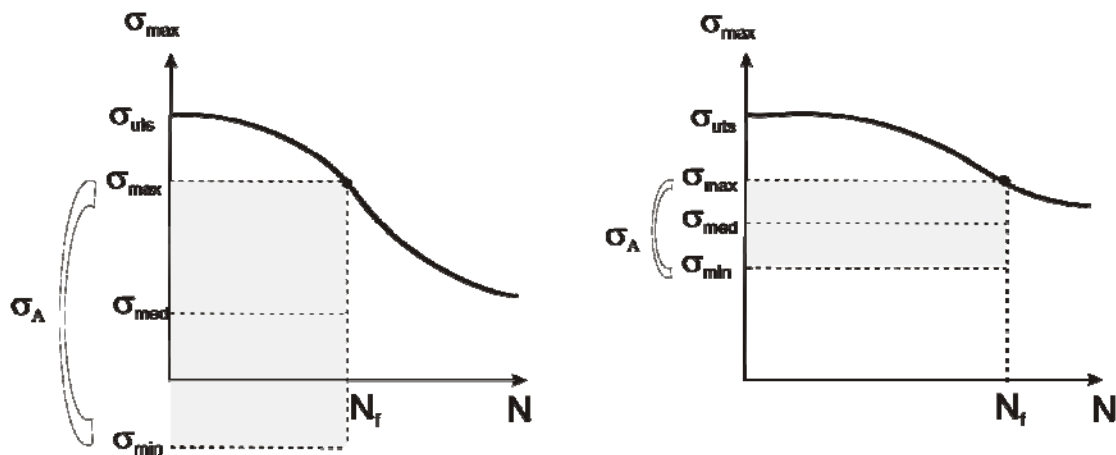


Figura 12. Curvas S-N comparativas con respecto a la tensión y la amplitud de tensión.

Cuando interesa tener en cuenta esta dependencia se trabaja con el diagrama de vida constante (figura 13), donde se representan los valores de la amplitud de tensión frente a

la tensión media para distintos valores de N_f . Este tipo de gráficas se obtienen a partir de las curvas S-N calculadas para distintos valores de la tensión media (figura 14).

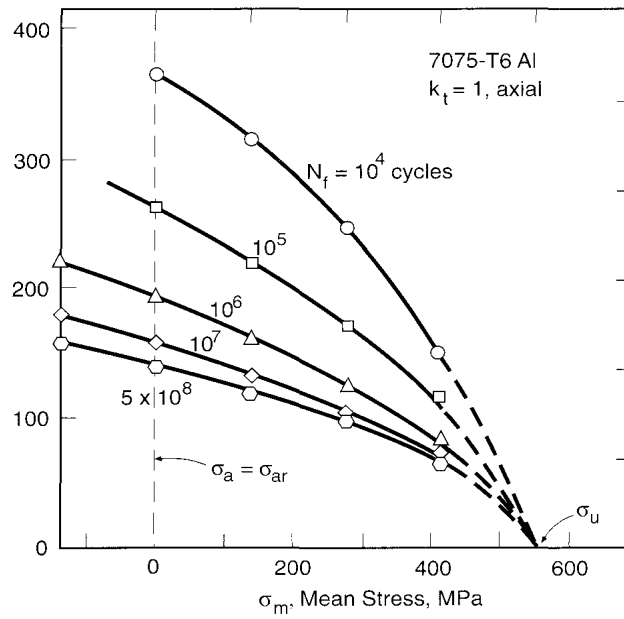


Figura 13. Diagrama de vida constante [HOW55].

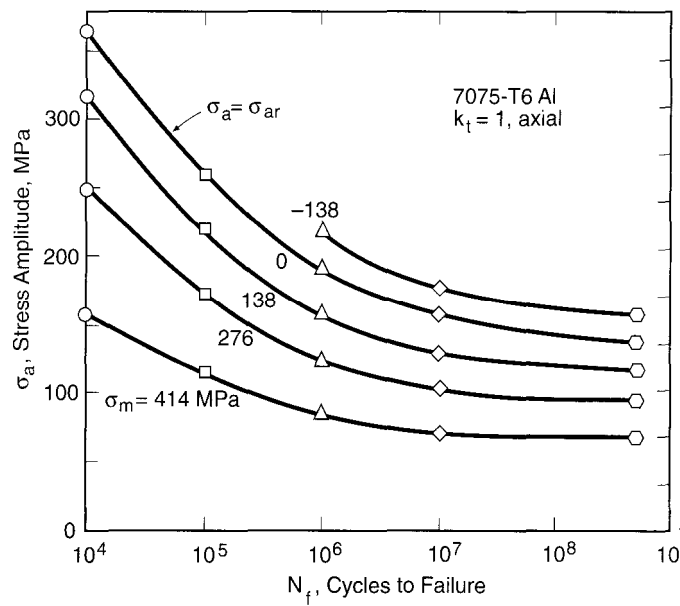


Figura 14. Curvas S-N para diferentes valores de la tensión media [HOW55].

Como la amplitud de la carga cíclica tiene un efecto importante en el comportamiento a fatiga, lo más habitual en ingeniería es representar las curvas S-N para un valor

específico de amplitud de carga. Esta amplitud se expresa a través del parámetro R, que representa la tensión mínima frente al pico máximo de tensión. En la bibliografía consultada la mayoría de los ensayos de fatiga se realizan con un valor de $R = 0,1$.

2.3.3.4. Influencia del estado superficial y del ambiente

Para muchas situaciones de carga, las máximas tensiones en un componente o estructura se producen en su superficie. Consecuentemente la mayoría de las grietas que provocan la fractura por fatiga se originan en defectos en la superficie, que actúan como concentradores de tensiones, y hacen descender, con ello, la resistencia a la fatiga del componente. Por este motivo, es muy común que aquellas partes que están sometidos a cargas cíclicas reciban algún tipo de tratamiento superficial, como por ejemplo de pulido, o bien debilitar el efecto de estos concentradores de tensiones generando tensiones internas de compresión mediante tratamientos de shot peening. Con estas técnicas es posible mejorar las características superficiales y en consecuencia el comportamiento a fatiga.

Los factores ambientales tanto térmicos como corrosivos también pueden afectar al comportamiento a fatiga de los materiales metálicos, y en particular cuando estos están sometidos a cargas oscilatorias. Los ambientes corrosivos pueden generar en la superficie pequeñas picaduras que actuarán como concentradores de tensiones y serán puntos de nucleación de grietas. En el caso de que en el medio esté presente el hidrógeno, éste favorecerá la velocidad de propagación de las grietas. En particular, las aleaciones de aluminio son bastante susceptibles a la corrosión debido a sus elevados valores de potencial eléctrico. Este hecho, junto con el amplio uso que hoy en día tienen las aleaciones de aluminio, justifican la necesidad de desarrollar recubrimientos protectores frente a la degradación por corrosión, habiéndose comprobado que dan buenos resultados la pintura, los barnices de secado en estufa y las capas de óxido, bien compactas, obtenidas por anodizado. Sin embargo, también está documentado que en las aleaciones de alta resistencia, las grietas del recubrimiento pueden hacer las veces de entalla y por consiguiente, disminuir la resistencia a la fatiga.

2.3.4. Caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta según la mecánica de la fractura elástico-lineal (MFEL)

Según se comentó en el apartado anterior, desde el punto de vista del diseño en ingeniería se puede considerar que las grandes estructuras siempre tienen grietas. Lo que se debe asegurar es que la longitud inicial de esas grietas sea inferior a un determinado tamaño – que puede detectarse de forma razonable cuando se examina la estructura. Para asegurar la vida estable y/o segura de la estructura se necesita conocer cuánto tiempo (ciclos) aguantará la estructura antes de que una de las grietas alcance una longitud tal que conduzca a un crecimiento rápido.

La propagación de grietas de fatiga se puede medir experimentalmente mediante ensayos de carga cíclica sobre probetas con grietas agudas [AST04]. Y se define la fluctuación del factor de intensidad de tensiones en un ciclo como:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{Ec. 2.17})$$

Según esta expresión la fluctuación del factor de intensidad de tensiones aumenta con el tiempo (fijando el intervalo de carga) debido a que la longitud de la grieta crece cuando la carga es de tracción. Experimentalmente se encuentra que el crecimiento de la grieta en cada ciclo, da/dN , aumenta con ΔK de la forma en que se muestra en la figura 15.

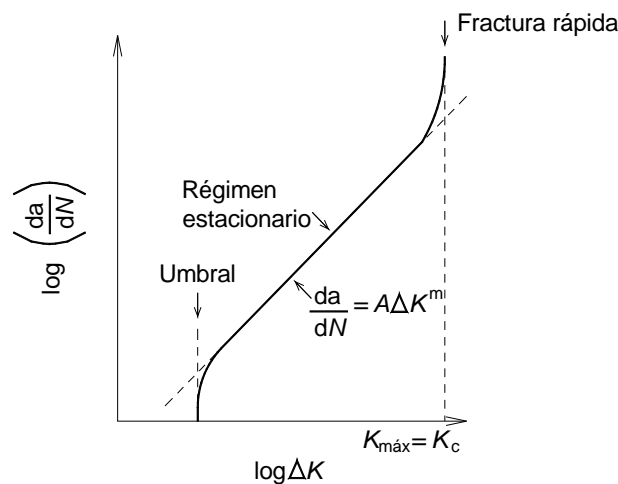


Figura 15. Diagrama de crecimiento de grieta en cada ciclo.

En régimen estacionario el crecimiento de la grieta puede modelizarse mediante una ecuación exponencial, conocida como Ley de Paris [PAR60, PAR61]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^n \quad (\text{Ec. 2.18})$$

Donde C y n son valores experimentales que dependen del tipo de material y de las condiciones ambientales.

En la figura 16 se compara la velocidad de crecimiento de grieta de la aleación AA7075-T6 con otras aleaciones de aluminio de alta resistencia comerciales, 7475, 2124-T852, 7010A-T352, 7012-T7352. Se observa que para las aleaciones AA2124, AA7075 y AA7475, el nivel umbral de crecimiento grieta (valor de ΔK por debajo del cual no existe propagación de la grieta) está en torno a 7 MPam^{1/2}. En cambio, para las aleaciones AA7010 y AA7012 el umbral de crecimiento es menor. En la región II de propagación estable de la grieta se observa que los valores de la velocidad de crecimiento de grieta son similares en todos los casos. Este resultado indica que la presencia de precipitados y su distribución tienen escaso efecto en la resistencia en la etapa II de crecimiento de grieta [BUR86, SAN79, TRU79].

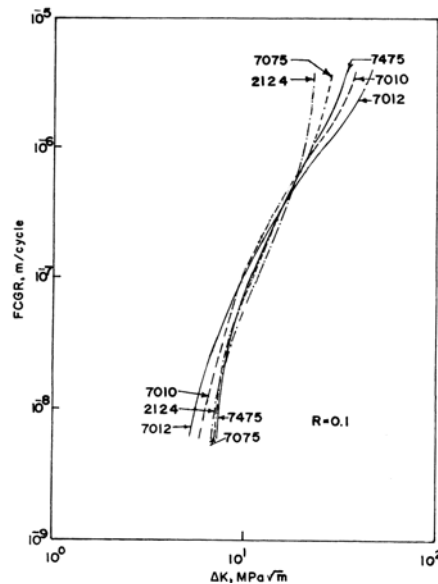


Figura 16. Comparativa de la velocidad de crecimiento de grieta (Fatigue crack growth rate-FCGR) de la aleación 7075 con otras aleaciones de alta resistencia [VER01].

Además de la ecuación de Paris para modelizar la velocidad de crecimiento de grieta, existen otros modelos que tienen en cuenta diferentes parámetros que pueden influir en este comportamiento. Uno de los modelos más aceptados y que incluye el parámetro R es la expresión propuesta por Forman:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_2(\Delta K_I)^{n_2}}{(1-R)K_{IC} - \Delta K_I} = \frac{C_2(\Delta K_I)^{n_2}}{(1-R)(K_{IC} - K_{max})} \quad (\text{Ec. 2.19})$$

Donde K_{IC} es la tenacidad de fractura del material.

En la figura 17 se incluyen los datos obtenidos por Hudson [HUD69] para la velocidad de crecimiento de grieta de la aleación AA7075-T6 con varios valores de R (figura 17a) y el ajuste realizado utilizando la ecuación de Forman (figura 17b) [DOW07]. En la tabla 3 se incluyen los datos utilizados por este mismo autor Hudson para caracterizar el comportamiento a fractura de la aleación [MIL94] y los resultados obtenidos del ajuste.

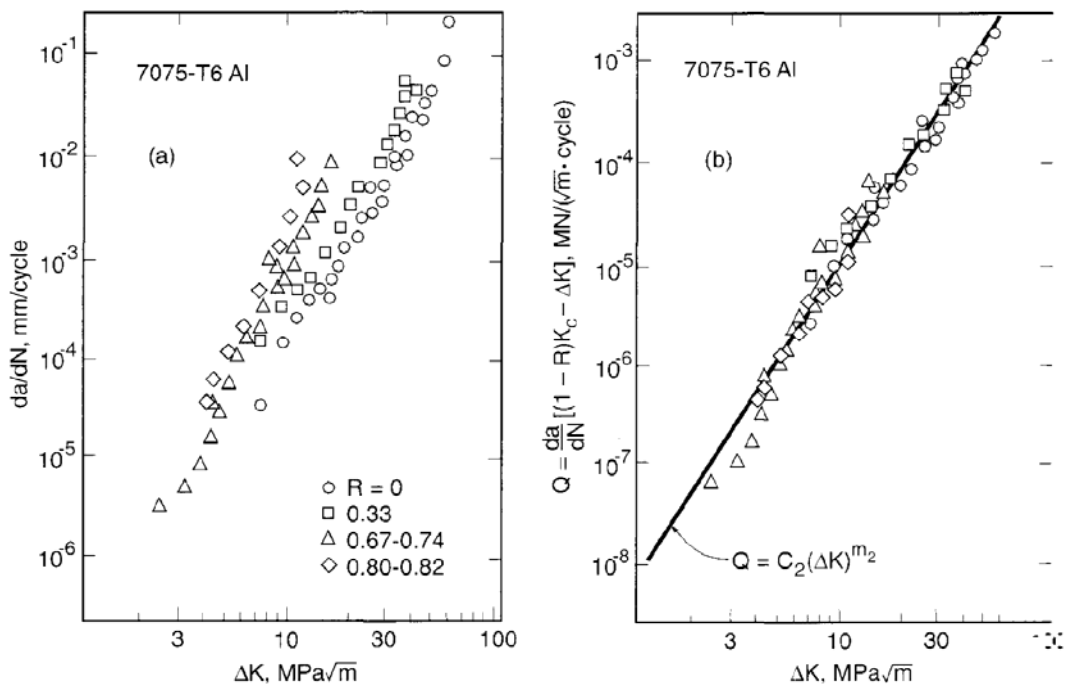


Figura 17. Datos obtenidos por Hudson para velocidad de crecimiento de grieta de la AA-7075-T6 [HUD69].

Tabla 3. Datos empleados por Hudson para caracterización del comportamiento a fatiga de la AA7075-T6 [HUD69].

| Material | C_2 | n_2 | K_c ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) |
|----------|-----------------------|-------|--|
| AA7075 | 5.29×10^{-6} | 3.21 | 78.7 |

2.3.5. Fractografía de la fractura por fatiga

El aspecto macroscópico global de la rotura por fatiga, incluso en metales, puede ser catalogado como un tipo particular de fractura frágil, en el sentido de que no hay deformación plástica importante asociada con la rotura. Si observamos con detalle esta superficie, es posible encontrar detalles que nos revelan la forma en que se ha producido el avance de la grieta.

Según se ha visto anteriormente, la fractura por fatiga ocurre como resultado de una grieta, que por lo general empieza en alguna discontinuidad en el material o en cualquier lugar que actúa como concentrador de tensiones. Según crece la grieta, las tensiones en la sección transversal a la aplicación de carga crecen hasta alcanzar el nivel suficiente para provocar la fractura catastrófica del material. Esta secuencia queda reflejada en la superficie de fractura, y por lo general se encuentran unas regiones con aspecto granulado liso y fino que corresponden al crecimiento estable de la grieta, y otras áreas rugosas asociadas que corresponden a la etapa de fractura catastrófica.

La grieta inicial que se forma es transcrystalina siguiendo la dirección de los máximos esfuerzos cortantes; es decir, a 45° de las tensiones axiales. Por este motivo, la superficie de fatiga que se forma en esta etapa tiene una apariencia plana y sin características.

La etapa de crecimiento de grieta o etapa II, es la zona de fatiga sobre la superficie de fractura y se caracteriza por dos tipos de marcas, denominadas marcas de playa y estrías de fatiga. Las marcas de playa son de dimensiones macroscópicas, visibles en la

superficie de fractura a simple vista, y aparecen cuando se producen cambios en la velocidad de propagación de la grieta debido a cambios en la amplitud de tensión. Las estrías de fatiga son de tamaño microscópico y sólo pueden observarse por SEM (scanning electron microscope) y representan la progresión del frente de grieta en cada ciclo [CAL02, RIC67], su ancho depende y se incrementa con el aumento del rango de tensiones. La presencia de marcas de playa y/o estrías sobre la superficie de fractura confirma que la causa ha sido por fatiga, no obstante, la ausencia de una o de ambas marcas no excluye a la fatiga como causa de la fractura.

La etapa III de la fractura de fatiga tiene lugar cuando la grieta de fatiga alcanza una determinada longitud crítica. En esta etapa, la grieta avanza rápidamente durante un ciclo de carga. Como resultado, después de haber cargado el componente con tensiones relativamente bajas, se produce de manera imprevista la fractura, sin ningún tipo de cambio en el aspecto exterior de la pieza. La fractura puede ser dúctil o frágil; cuando hay evidencias de deformación plástica se tomará como dúctil y en su ausencia como fractura frágil.

El tamaño relativo entre la zona de fractura final en comparación con la zona de fatiga está relacionado con la intensidad de las cargas aplicadas a la estructura. Si el nivel de tensiones aplicadas ha sido muy elevado, el área de la zona de fatiga es muy pequeña en comparación con la zona de fractura final, y en cambio, cuando se aplican niveles de tensión bajos, se observa que en la superficie de fractura la extensión de la zona de rotura final es muy pequeña.

2.3.6. Metodologías de ensayo en fatiga

Las metodologías de ensayos más utilizadas para trazar las curvas S-N son los siguientes: a) fatiga axial, b) flexión rotativa, c) flexión plana, d) flexión en tres puntos, y e) flexión en cuatro puntos.

- Fatiga axial: En este caso todo el volumen del material está sometido a unas condiciones uniformes de tensión cíclica, por lo que no resulta un ensayo apropiado para evaluar la influencia de los tratamientos superficiales en el comportamiento a

fatiga.

- Fatiga en flexión rotativa (o, rotating bending fatigue – RBF): El ensayo de flexión rotativa es un método sencillo, que se realiza en la máquina rotatoria de Moore y permite determinar las propiedades de fatiga con carga media nula.

El ensayo consiste en aplicar un momento flector sobre una probeta de sección circular, ejerciendo la carga sobre un único punto. Con esta geometría para el ensayo y para la probeta (figura 18), la tensión en un punto de la superficie varía sinusoidalmente entre un valor máximo de tensión y de compresión en cada ciclo, $R=-1$. Para un material elástico el valor de la tensión máxima en la superficie de la probeta está dado por la expresión:

$$S = 32M / \pi d^3 \quad (\text{Ec. 2.20})$$

Donde S es la tensión máxima superficial; M es el momento flector en la sección transversal considerada y d es el diámetro crítico de la muestra.

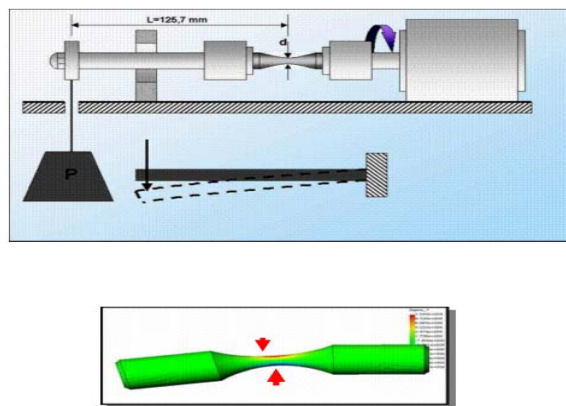


Figura 18. Esquemas de ensayo a fatiga en flexión rotativa.

- Flexión reversible sobre probetas planas (o, reversed plane bending fatigue – RPB): Se realiza sobre probetas planas de sección rectangular y asimétrica. En la máquina de ensayos se colocan de forma que están fijas en un extremo y en el otro están sometidas a un momento flector alterno hasta que se produce la fractura (figura 19). En estos ensayos la variable que controla el ensayo es la deflexión, se realizan con valores de $R = -1$ y frecuencias del orden de 50 Hz.

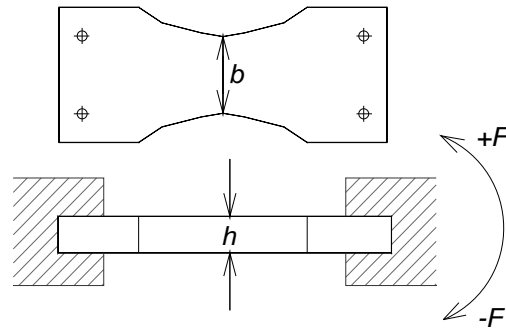


Figura 19. Esquema de colocación de las probetas en el dispositivo de ensayo.

- Fatiga en flexión en tres puntos: Las probetas se encuentran sobre dos apoyos, y están sometidas a una carga en el centro de las mismas.
- Fatiga en flexión en cuatro puntos (four point bending – 4PB): Se realizan utilizando máquinas servohidráulicas, por lo que el coste de estos ensayos es en principio más elevado el ensayo en fatiga en flexión rotativa. Entre las principales ventajas que ofrece este ensayo sobre los demás destacan:

Se produce un momento uniforme entre los dos puntos de carga interiores en la muestra, y produce una tensión de tracción máxima uniforme en la superficie (figura 20). A partir de esta característica es posible analizar la influencia de los recubrimientos en las propiedades de fatiga de los materiales.

Debido a la geometría del ensayo es factible diseñar un dispositivo que permita realizar ensayos combinados de corrosión-fatiga.

No se necesitan sistemas de amarre especiales para estos ensayos.

La geometría de las probetas es sencilla. Las probetas son de sección transversal uniformemente rectangular. Además se pueden utilizar probetas de espesores pequeños (entre 1 y 2mm) y sin necesidad de mecanizado, lo que reduce sustancialmente el coste de los ensayos derivados de la materia prima. Este es un factor importante a tener en cuenta, debido a la dispersión intrínseca asociada a los ensayos de fatiga, y en particular cuando se trabaja con las curvas de probabilidad, ya que en promedio se necesita ensayar una media de 50 probetas para tener acotado de manera fiable el error de la medida.

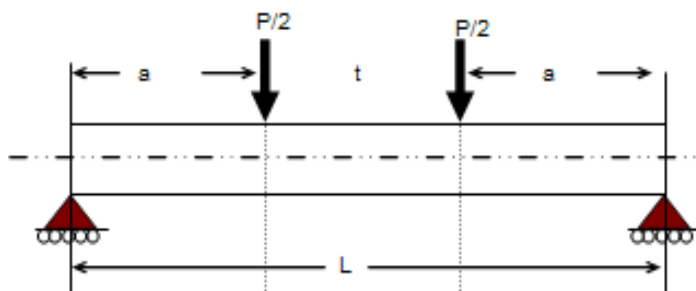


Figura 20. Esquemas de la metodología de ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos.

2.4 ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LA FATIGA

2.4.1. Curvas S-N-P

Según el estudio realizado en el apartado anterior, las curvas de Wöhler o curvas S-N estudian la relación entre el rango de tensión (o amplitud de tensión) y el número de ciclos hasta la rotura, de elementos estructurales sometidos a cargas cíclicas que oscilan entre un mínimo σ_{\min} y un máximo σ_{\max} . Una de las características más importantes de estas curvas es la elevada dispersión de los resultados, como se muestra en el ejemplo de la figura 21, donde además se observa que cuando decrece el rango de tensión aumenta la dispersión del tiempo de vida a fatiga.

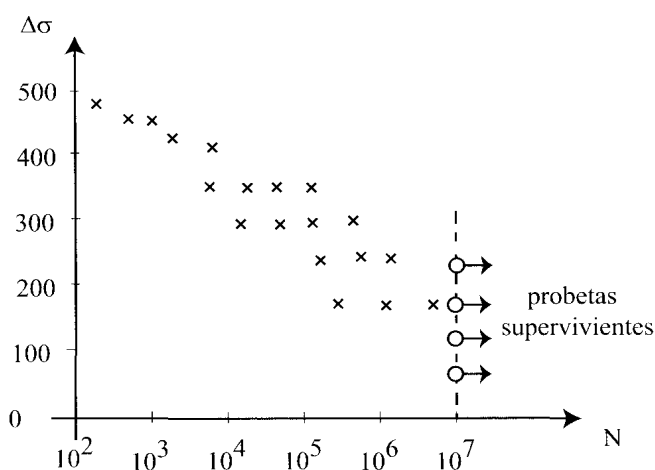


Figura 21. Ejemplo de dispersión de resultados para el ensayo de fatiga.

De esta manera se puede decir que el tiempo de vida a fatiga es una variable aleatoria, y por ello, en vez de una única curva media S-N, es más apropiado considerar una familia de curvas percentiles S-N o curvas isoprobables S-N-P, que dividen el mapa S-N en tres regiones, según se presenta en la figura 22, y se describen a continuación.

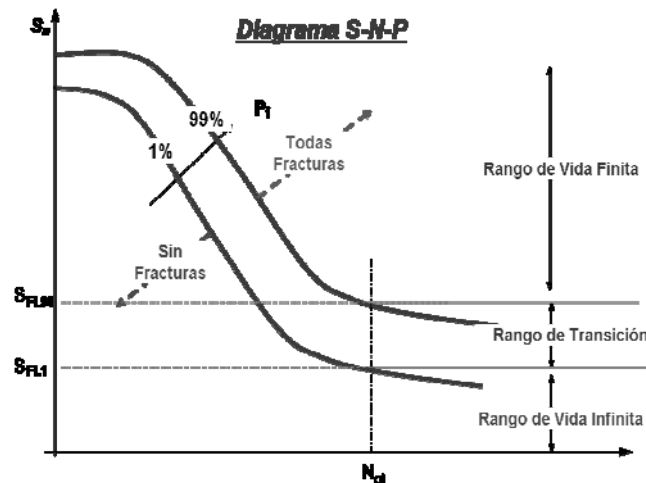


Figura 22. Diagrama S-N-P.

- Rango de vida finita. Región definida por encima de la curva del 99% de probabilidad de fractura. Los niveles de tensión asociados a esta zona corresponden a valores para los que siempre se produce la rotura de las probetas.

- Rango de vida infinita. La curva de 1% de probabilidad de fractura determina el llamado rango de vida infinita, ya que las probetas con niveles de tensión por debajo de éste valor de tensión no se rompen.

- Rango de Transición. Es la región entre los rangos de vida finita e infinita. En esta región se calcula el límite de fatiga, que se define como el valor de la tensión que conduce a un tiempo de vida a fatiga de N_G ciclos (número de ciclos tecnológico), para la curva percentil mediana $P_f = 0,5$.

2.4.2. Proceso analítico de la Metodología de Maennig

Para este análisis se ha seguido el método de Maennig [JÜR97, WOL96] aceptado internacionalmente y respaldado por distintos autores [MON07]. En particular cabe

destacar la tesis doctoral de Segovia [SEG06] en la cual se explica exhaustivamente la aplicación del método de Maennig, que el autor utilizó en ensayos de fatiga rotatoria de aleaciones de aluminio. Mediante esta metodología probabilística se obtienen curvas S-N-P, incluyendo la probabilidad de fractura como un tercer parámetro y se evalúa en forma independiente el *rango de transición* y el *rango de vida finita*.

2.4.2.1. Rango de transición

La evaluación del rango de transición exige que se fije el número de ciclos N_g y se estudie cómo varía la probabilidad de fractura con respecto a la carga aplicada. En la práctica, se trata de evaluar de forma independiente S_{FL1} y S_{FL99} , que representan los límites de fatiga del 1% y del 99%. Estos valores delimitan los denominados *rango de vida infinita* y el *rango de vida finita*.

Para evaluar estos límites de fatiga, S_{FL1} y S_{FL99} , se aplican dos niveles de carga S_a y S_b , elegidos de tal manera que en el nivel de carga más bajo S_a , todas las probetas superen el nivel de ciclos N_g (todas rompen) y en el nivel de carga mayor S_b se produzca el evento contrario, es decir que se fracture antes de N_g . En este último nivel, se establece un criterio de “pasa - no pasa”, en el cual se contabilizan las probetas que se fracturan antes (r) y las que sobreviven a los ciclos N_g . A cada nivel de carga se le debe asignar una probabilidad de fractura (P_f).

$$P_f = 100 \frac{3r - 1}{3n + 1} \quad \text{si } r \neq 0 \quad (\text{Ec. 2.21})$$

$$P_f(r = 0) = 0.5 \cdot P_f(r = 1) = 100 \cdot (3r + 1) \quad \text{si } r = 0 \quad (\text{Ec. 2.22})$$

Siendo r el número de probetas rotas y n el número total de probetas de cada nivel S_i .

Con la pareja de puntos (S_a, P_f^a) y (S_b, P_f^a) se puede representar la probabilidad de fractura P_f frente a S (MPa), y se obtiene una curva en forma de S (figura 23).

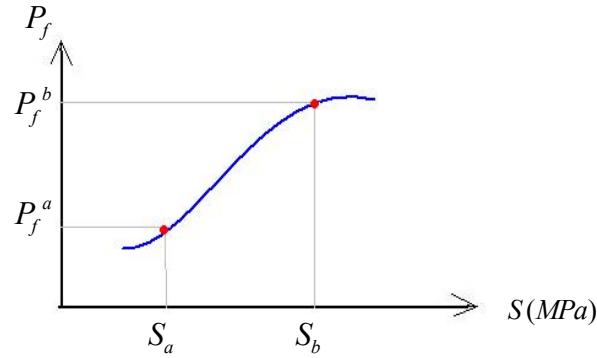


Figura 23. Gráfica $P_f - S$ (MPa)

Como ésta relación no es lineal, para hallar una relación lineal entre la probabilidad y la tensión se calcula la transformada de la probabilidad de fractura, ψ , y el logaritmo de la tensión:

$$\psi = \sqrt[3]{LnP_f} \quad (\text{Ec. 2.23})$$

$$LnS = Ln(S) \quad (\text{Ec. 2.24})$$

De esta forma se obtienen los datos ψ^a e ψ^b , y la pareja de puntos (LnS_a, ψ^a) y (LnS_b, ψ^b) pueden ser ajustados por una recta como se puede observar en la figura 24.

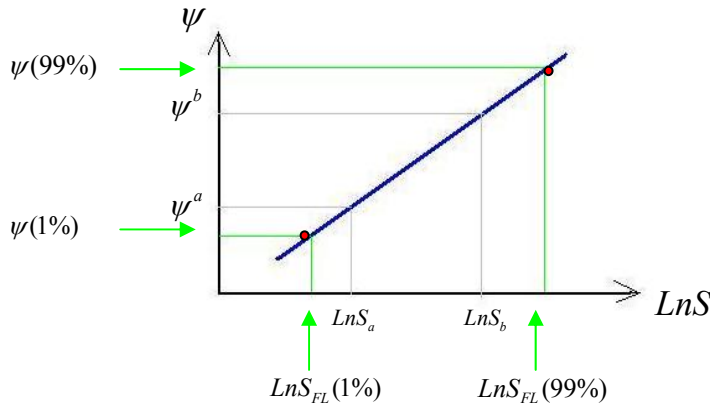


Figura 24. Ajuste lineal de los datos experimentales (lnS_1, Ψ_1) y (lnS_2, Ψ_2)

Conocida la ecuación de la recta de ajuste (Ec.2.25), es posible extrapolar para calcular los límites de fatiga S_{FL1} y S_{FL99} , (Ec.2.26) asociados con la probabilidad de fractura del 1% y del 99%.

$$\psi = A + B \cdot \ln S \quad (\text{Ec. 2.25})$$

Donde A y B son los coeficientes de ajuste con valores constantes.

$$\begin{aligned} S_{LF}(1\%) &= e^{\left[\frac{-1.664-A}{B}\right]} \\ S_{LF}(99\%) &= e^{\left[\frac{-0.216-A}{B}\right]} \end{aligned} \quad (\text{Ec. 2.26})$$

2.4.2.2. Rango de vida finita

Para evaluar el rango de vida finita se aplican distintos niveles de carga, S_m y en cada uno se ensayan “n” probetas. A diferencia del tratamiento de datos en el rango de transición, ahora la probabilidad de fractura se calcula por la expresión (Ec.2.27) y es asignada a cada ensayo.

$$P_f^m(i) = \frac{i - 0.417}{n + 0.166} \quad (\text{Ec. 2.27})$$

Donde i es la numeración de cada probeta, que se determina ordenando las probetas de menor a mayor número de ciclos de rotura, y n es el número total de probetas ensayadas.

También se obtiene la transformada, ψ_i^m , para cada probeta dentro del mismo nivel:

$$\psi_i^m = \sqrt[3]{\ln(P_f^m(i))} \quad (\text{Ec. 2.28})$$

Y los logaritmos del número de ciclos de rotura para cada ensayo, x_i^m ,

$$x_i^m = \ln(N_i^m) \quad (\text{Ec.2.29})$$

Representando los puntos (x_i^m, ψ_i^m) se obtiene una recta del tipo (figura 25):

$$\psi^m = A + B \cdot x^m \quad (\text{Ec. 2.30})$$

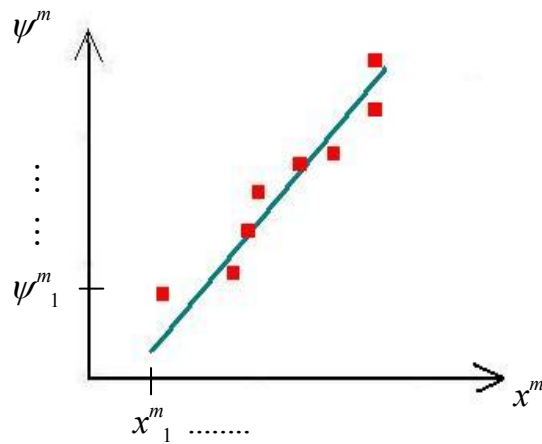


Figura 25. Ajuste de los puntos para obtener la recta.

Ahora se pueden calcular los valores del número de ciclos correspondientes a las probabilidades de rotura del 1%, 50% y 99% para el nivel m .

Luego, se realiza el mismo proceso cuantas veces sea necesario, en los niveles de carga que se consideren (figura 26). En cada nivel se obtienen valores del 1, 50 y 99% de la probabilidad de fractura del material.

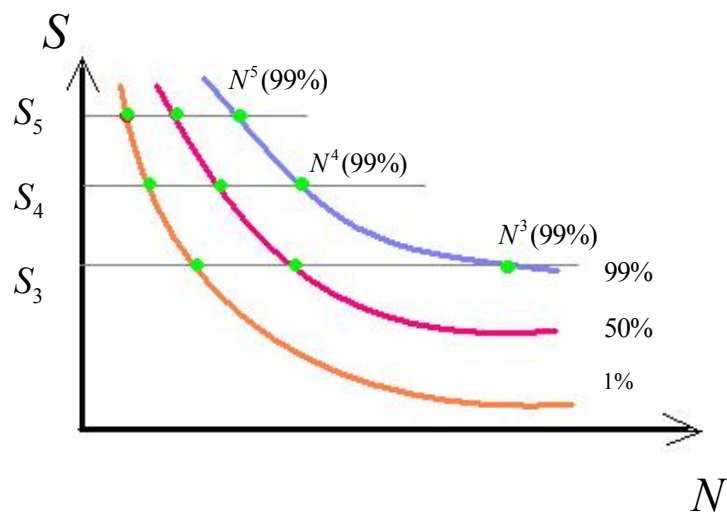


Figura 26. Ejemplo de las curvas obtenidas de la probabilidad de fractura del material.

2.4.3. Ajuste de la curva S-N-P

Se intenta ajustar todos los puntos obtenidos hasta ahora del tipo (S_m, N^m) a las 3 curvas $S-N$ correspondientes a las probabilidades de rotura (P_f) del 1%, 50% y 99% como se muestra en la figura 27:

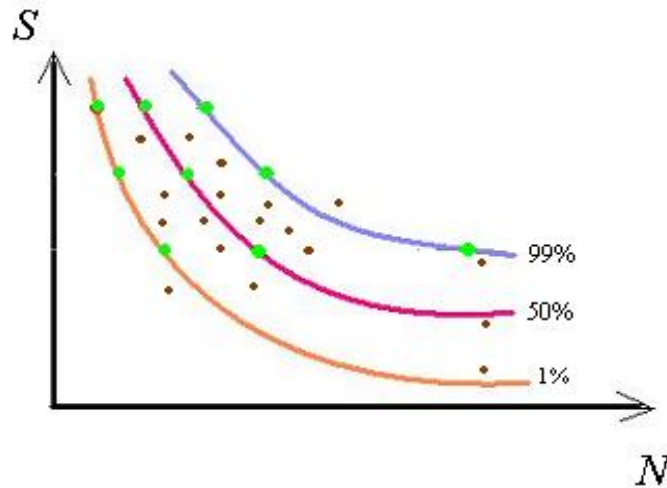


Figura 27. Ajuste de puntos a las probabilidades de rotura P_f .

Los datos de probabilidad del 1%, 50% y 99% pueden ser ajustados con la ecuación hiperbólica:

$$(\log N - B) (\log S - D) = A \quad (\text{Ec.2.31})$$

Donde A, B y D son las constantes de ajuste.

Los métodos de ajuste gráfico son muy variados, desde los que dejan todo el problema a dos constantes fijando el coeficiente B , y otros que permiten con al menos 3 puntos contrastados y característicos de cada curva (S_m, N^m) , ajustar a curvas de diferentes tipos y calcular los coeficientes A, B, C de manera independiente.

En principio, se utilizan como puntos contrastados los llamados *puntos Maening* (los calculados en el examen del rango de vida a fatiga, mas los puntos obtenidos en la evaluación del rango de transición).

2.5 FLEXIÓN EN CUATRO PUNTOS

2.5.1. Estado tenso-deformacional en flexión

La flexión se caracteriza por la naturaleza inhomogénea de la deformación. Esto significa que para un elemento en flexión la deformación y la tensión en un punto determinado dependen de su situación con respecto al eje neutro de la sección transversal de la muestra. En los casos que el momento flector aplicado varíe a lo largo de la longitud de la muestra (como es el caso de la flexión en tres puntos) las deformaciones y las tensiones también dependerán de la posición axial del punto. Debido a estas inhomogeneidades, es fundamental conocer la distribución de las tensiones y las deformaciones para abordar cualquier problemática en flexión.

A continuación se analizan los esfuerzos inducidos en vigas y su estado de deformación cuando éstas se encuentran sometidas a esfuerzos de flexión pura. Un ejemplo de un elemento sometido a flexión pura lo constituye la parte de una viga entre dos cargas puntuales [BED02, ORT07, HIB06, BEE93, VAZ99]. El interés de este estudio se debe a que los resultados que se deducen pueden aplicarse a los ensayos de flexión en cuatro puntos que se realizan para caracterizar el comportamiento a fatiga de las aleaciones de aluminio objeto de estudio.

2.5.1.1. Diagrama de fuerzas cortantes y esfuerzo flector interno en flexión en cuatro puntos

En esta sección se determina el estado de esfuerzos en una viga simplemente apoyada de longitud L sobre la que actúan dos fuerzas simétricas separadas una distancia t (figura 28a). Conocer el estado de esfuerzos equivale a calcular sobre el diagrama de cuerpo libre (Fig. 28b) los valores de las fuerzas internas P (fuerza axial), V (fuerza cortante) y del momento flector interno M (Fig. 28c). Las direcciones de P , V y M de esta figura son las direcciones positivas de estas magnitudes. Como resultado se presentarán los diagramas de la fuerza cortante V y de momento flector M en función de la distancia x al extremo de la viga. Estos diagramas permiten ver los cambios en la fuerza cortante y en el momento flector que ocurren a lo largo de la longitud de una

viga, al igual que sus valores máximos positivos y negativos.

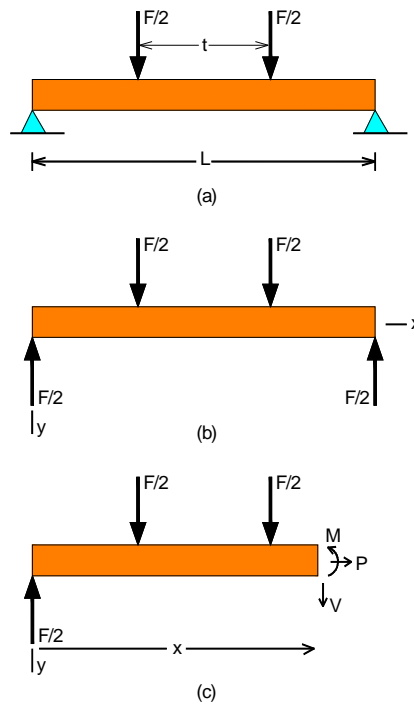


Figura 28. (a) Viga cargada. (b) Diagrama del cuerpo libre. (c) Corte de la viga en una posición arbitraria x .

Por tanto, se pueden determinar las distribuciones de las fuerzas internas y del momento considerando un plano a una distancia cualquiera x desde el extremo de la viga y resolver V y M como funciones de x .

Suponiendo que las fuerzas de elasticidad generadas al cargar la viga se distribuyen uniformemente en su interior, esta puede, a efectos de análisis dividirse en dos partes iguales y calcular los esfuerzos internos sobre una de ellas. Para ello se escogen los puntos x_1 y x_2 en las condiciones que se detallan en la figura 29. El punto x_1 se encuentra definido en la región desde el extremo izquierdo de la viga (A) hasta B y el punto x_2 en la región BC .

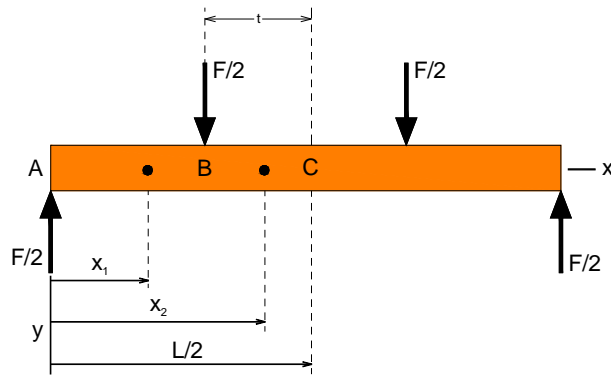


Figura 29. Esquema para cálculo de los diagramas cortante y momento flector.

Al aplicar las ecuaciones de equilibrio a este diagrama de cuerpo libre, en las regiones *AB* y *BC*, se obtienen los resultados:

Intervalo AB: $0 < x_1 < (L-t)/2$

$$\begin{aligned}
 P &= 0 \\
 V &= \frac{1}{2}F \quad (\text{Ec. 2.32}) \\
 M &= \frac{1}{2}Fx_1
 \end{aligned}$$

Según estos valores, el esfuerzo cortante es constante y el momento flector aumenta linealmente con la distancia a origen de la barra. En el extremo del intervalo, cuando la coordenada x_1 alcanza el valor $(L-t)/2$, se obtiene el valor máximo del momento en este intervalo.

$$\text{Si } x_1 = \frac{(L-t)}{2} \Rightarrow M = \frac{F}{4}(L-t) \quad (\text{Ec. 2.33})$$

O bien, si se define a como la distancia entre los puntos de carga y los de apoyo:

$$a = \frac{(L-t)}{2} \quad (\text{Ec. 2.34})$$

Entonces:

$$M = \frac{F}{2}a \quad (\text{Ec. 2.35})$$

Intervalo BC: $(L-t)/2 < x_2 < L/2$

$$\begin{aligned} P &= 0 \\ V &= 0 \\ M &= \frac{1}{4}F(L-t) = \frac{F}{2}a \end{aligned} \quad (\text{Ec.2.36})$$

En esta región de la barra, que se extendería entre los dos puntos de carga internos, se obtiene que el esfuerzo cortante es nulo y el momento flector es constante.

En la figura 30 se representan los diagramas de la fuerza cortante y del momento flector, como gráficas de V y M , respectivamente, en función de x . Estas gráficas permiten entender la distribución de las fuerzas internas y del momento en una barra sometida a flexión en cuatro puntos. Según estos esquemas se observa que las fuerzas puntuales en la dirección positiva dan como resultado una discontinuidad en la fuerza cortante equivalente a una disminución de magnitud $F/2$, pero no producen discontinuidad en el momento flector.

Como resultado del estado de carga en flexión en cuatro puntos, el momento flector permanece constante a lo largo de la sección de la viga, entre los dos puntos de carga, y en este intervalo toda la sección tiene la misma curvatura. En relación al esfuerzo cortante V , como se observa, se anula entre los dos puntos de carga, no produce por tanto, ninguna tensión cortante, y tampoco habrá alabeo de la sección. Por tanto, la región de la barra comprendida entre los dos puntos de carga trabaja a flexión pura, dado que sólo existe momento flector. Las partes de la barra situadas entre los extremos y los puntos de aplicación de carga están sometidas a flexión simple, puesto que el momento no es constante y además existen fuerzas cortantes.

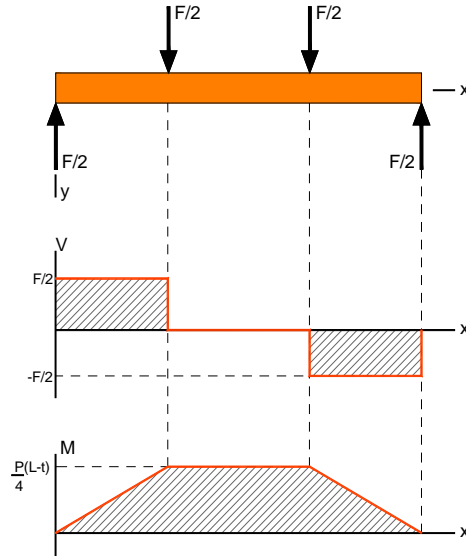


Figura 30. Diagramas de fuerza cortante V y momento flector M en una viga biapoyada.

2.5.1.2. Flexión pura. Ley de Navier

La flexión pura hace referencia a la flexión de un elemento bajo la acción de un momento flector constante. Este es el caso de la parte central de la viga ilustrada en la figura 30. La fuerza cortante en esta región es nula y únicamente está sometida a un momento constante igual a la fuerza aplicada por la distancia entre el extremo y el punto de aplicación de carga, a . Cuando una barra prismática de un material isotrópico elástico se somete a un esfuerzo de flexión pura, la barra se flexa (figura 31). En esta gráfica se denomina xy al plano de sollicitación, que coincide con el plano de simetría.

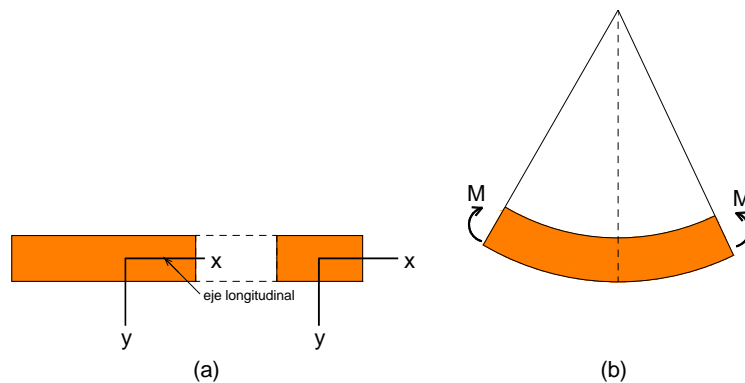


Figura 31. Esquema de una viga prismática, antes y después de la flexión.

Los aspectos más importantes que se pueden observar en la deformación son los siguientes [CER01]:

- Hipótesis de Bernouilli-Navier: Después de la deformación, cada sección transversal se conserva plana y normal al eje. Aceptar este modelo permitirá admitir el modelo de “rebanadas” (figura 32).

- En el proceso de deformación las fibras o ejes longitudinales se curvan transformándose en arcos de circunferencia concéntricos. En esta deformación se observan tres comportamientos diferentes en las fibras longitudinales de la sección:

Unas fibras se acortan, estando sometidas a esfuerzos de compresión, $\sigma_x < 0$.

Otras fibras se alargan estando sometidas a esfuerzos de tracción, $\sigma_x > 0$.

- Por continuidad de la deformación, existe una línea que divide la sección en una parte traccionada y otra comprimida, y en la que la tensión longitudinal es nula, $\sigma_x = 0$. Esta fibra longitudinal que no modifica su longitud en el proceso de deformación recibe el nombre de “eje neutro”. También, resulta intuitivo deducir que las fibras extremas, al ser las más deformadas, serán las sometidas a tensiones más elevadas.

Relación entre la deformación y el radio de curvatura.

Se considera una barra prismática de un material isotrópico y elástico, sometido a flexión pura según el plano de simetría longitudinal (figura 32). Para obtener la relación referenciada se supondrá una flexión infinitesimal, caracterizada por un ángulo $d\theta$, aplicada sobre un elemento de longitud, dx , de una viga prismática. Dado que el ángulo considerado es muy pequeño se pueden identificar los arcos producidos y sus respectivas tangentes (figuras 32a y 32b), para obtener la figura 32c sin pérdida de información significativa. La posición de una fibra cualquiera del material queda determinada por su distancia, y , al eje neutro. Llamando ρ al radio de curvatura de dicho eje, la posición final de una fibra genérica será, $\rho \pm y$; tomando el signo positivo para aquellas fibras situadas debajo del eje neutro y el negativo en el caso opuesto.

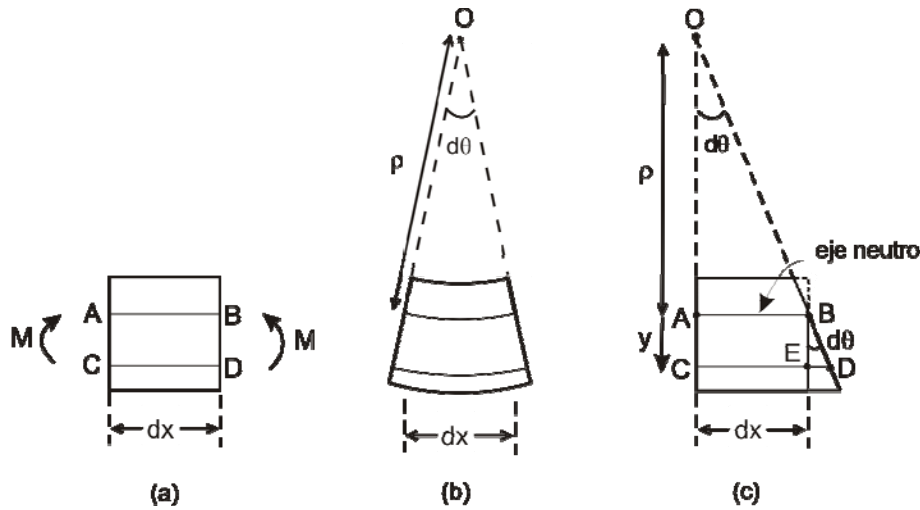


Figura 32. Deformación de un segmento de viga.

Por la semejanza de triángulos OAB y BED se define la relación:

$$\frac{\overline{AB}}{\overline{OA}} = \frac{\overline{ED}}{\overline{BE}} \quad (\text{Ec.2.37})$$

Teniendo en cuenta el concepto de deformación, y siendo la distancia ED el alargamiento que sufre una fibra situada a una distancia y del eje neutro, se tiene:

$$\overline{ED} = \varepsilon_x \cdot dx \quad (\text{Ec. 2.38})$$

Donde ε_x es la deformación unitaria o longitudinal en la dirección x .

Sustituyendo valores:

$$\frac{dx}{\rho} = \frac{\varepsilon_x \cdot dx}{y} \quad (\text{Ec. 2.39})$$

Y, despejando la deformación:

$$\varepsilon_x = \frac{1}{\rho} y \quad (\text{Ec. 2.40})$$

Esta ecuación indica que para un radio de curvatura dado, la deformación de la fibra o alargamiento será proporcional a la distancia de la fibra neutra. El signo positivo indica que el ancho de la viga aumentará en la dirección positiva de y , mientras que disminuirá

en la dirección negativa de y , por encima del eje neutro.

Según la ley de Hooke generalizada, para un material elástico lineal se tiene:

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}\sigma_x - \frac{\nu}{E}(\sigma_y + \sigma_z) \quad (\text{Ec. 2.41})$$

Donde E es el módulo de elasticidad para carga axial o rigidez del material, y ν es el coeficiente de Poisson.

Tomando como hipótesis que las tensiones normales a la sección estudiada son despreciables frente a la tensión contenida en el plano:

$$\sigma_y, \sigma_z < \sigma_x \quad (\text{Ec. 2.42})$$

Entonces,

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}\sigma_x \quad (\text{Ec. 2.43})$$

Despejando el valor de la tensión y sustituyendo el valor de la deformación calculado en el apartado anterior, se deduce el valor de la tensión longitudinal en cualquier punto de la sección.

$$\sigma_x = \frac{E}{\rho}y \quad (\text{Ec. 2.44})$$

Esta relación se denomina ley de Navier e indica que los módulos de las tensiones que se ejercen sobre las distintas fibras son directamente proporcionales a las distancias al eje neutro. En la figura 33 se representa la distribución de tensiones en flexión pura. Como se observa en este gráfico, cuando los esfuerzos sobre una viga son de flexión pura, la parte inferior de la viga está sometida a una sollicitación de tracción y el módulo de esta tensión es máximo.

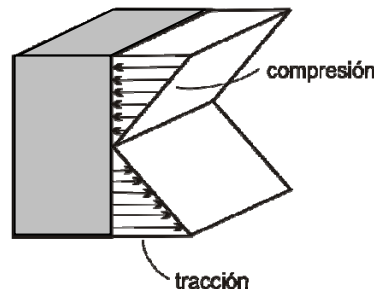


Figura 33. Distribución de tensiones en el material.

Fórmula de la flexión

Considerando que la viga está en equilibrio, la suma de los momentos en el diagrama de cuerpo libre debe ser nula. Aplicando la ecuación de equilibrio de los momentos se deduce que el momento resultante de las tensiones axiales respecto al eje neutro, debe ser igual al momento flector actuante.

$$M = \int_A \sigma_x y dA \quad (\text{Ec. 2.45})$$

Donde σ_x es el esfuerzo axial, dA un elemento de área de la sección transversal de la viga y M el par aplicado.

Sustituyendo el valor de la tensión axial:

$$M = \frac{E}{\rho_A} \int_A y^2 dA \quad (\text{Ec. 2.46})$$

Teniendo en cuenta que,

$$I = \int_A y^2 dA \quad (\text{Ec. 2.47})$$

Es el momento de inercia del área de la sección transversal de la viga alrededor del eje z , o bien la rigidez del perfil de la viga, y sustituyendo en la ec. 2.46 el valor del radio de curvatura definido en la ec. 2.45, se obtiene la ecuación de la flexión, que relaciona el valor de la tensión axial con el momento flector aplicado.

$$\sigma_x = \frac{M}{I}y \quad (\text{Ec. 2.48})$$

Análogamente, se puede concluir que la deformación unitaria será:

$$\varepsilon_x = \frac{M}{EI}y \quad (\text{Ec. 2.49})$$

2.5.1.3. Momento elástico

Mientras el comportamiento del material esté dentro del régimen elástico serán válidas las fórmulas de la resistencia de materiales:

$$\sigma_x = \frac{M}{I}y \quad \varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} = \frac{M}{EI}y = \chi y \quad (\text{Ecs. 2.50 – 2.51})$$

Donde EI es la rigidez y χ es la curvatura de la sección, que en el caso del régimen elástico coincide con el cociente M/EI.

En el límite del régimen elástico, justo cuando la fibra más tensionada (la de mayor y) alcanza la tensión del límite proporcional, σ_p , el momento flector interno alcanza el valor M_e , definido como el momento elástico:

$$M_e = \sigma_p \frac{I}{y_{\max}} \quad (\text{Ec. 2.52})$$

Y la mayor curvatura en régimen elástico será, χ_e :

$$\chi_e = \frac{M_e}{IE} \quad (\text{Ec. 2.53})$$

2.6. INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE ALEACIONES DE ALUMINIO

Según se ha comentado en apartados anteriores, la mayoría de las grietas de fatiga se inician en la superficie. Por este motivo, las características físico-químicas y morfológicas del acabado superficial desempeñan un papel muy importante para mejorar el comportamiento a fatiga de los materiales. Incluso pequeños defectos superficiales (de unas pocas micras de profundidad) pueden provocar reducciones considerables en la resistencia a fatiga en comparación con las muestras perfectamente pulidas [SHA96].

En el caso particular de las aleaciones de aluminio de alta resistencia, que se utilizan en componentes aeronáuticos, la corrosión también es un fenómeno que es necesario controlar. La resistencia a fatiga de las aleaciones de aluminio es significativamente inferior en un medio corrosivo que en condiciones normales, especialmente en tensiones bajas y largos periodos de tiempo [HOL83]. Para evitar las picaduras que se forman sobre la superficie de las aleaciones en condiciones atmosféricas de alta salinidad es necesario recurrir a recubrimientos de protección frente a la corrosión y también en muchos casos frente al desgaste. Sin embargo, estos recubrimientos producen un daño superficial, que es necesario cuantificar para evaluar los posibles efectos en la vida a fatiga.

2.6.1. Comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio con tratamientos superficiales de anodizado

El anodizado es un proceso bien conocido, consistente en la creación de una capa de óxido en la superficie de un metal. Este tratamiento es usualmente utilizado en aleaciones de aluminio con el objeto de dotarlas de resistencia al desgaste y a la corrosión. A pesar de sus beneficios en estos procesos, el anodizado afecta adversamente al comportamiento a fatiga de estas aleaciones [KKN73, MAR04], debido a la alteración de su superficie lo que puede derivar en la formación de defectos superficiales [ORT02]. No obstante, existe poca información sobre la influencia de la película anodizada sobre algunos procesos a fatiga, tales como el inicio de fracturas y su

propagación [SHI82].

Uno de los estudios seminales sobre inicio y propagación de fracturas lo lleva a cabo Shiozawa [SHI04], utilizando aleaciones de aluminio, AA2014-T6 y AA5176-T6. Sus conclusiones fueron que las muestras anodizadas experimentaron una reducción de alrededor del 20 al 30% en la resistencia a fatiga, bajo las condiciones en las que se llevó a cabo el experimento, con $R=0,01$. La reducción la explica en función de las fracturas múltiples en el estadio inicial del proceso de fatiga, inducidas por las grietas presentes en la película y que actúan como concentradores de tensión.

Estudios similares sobre otras aleaciones de aluminio, Al-2024 y Al-7075-T7351, y con anodizados de ácido crómico, sulfúrico y sulfúrico-bórico, fueron realizadas por A. Monsalve et al [MON07]. En este estudio los autores utilizan el método de ensayo en flexión rotatoria, $R=-1$. Estos autores utilizan un mecanismo estadístico, el método de Maennig [WOL96], para concretar los resultados, ya que los valores experimentales arrojan una dispersión muy elevada. Por lo tanto, sus resultados vienen caracterizados por la terna S-N-P, siendo la probabilidad de fractura, P, el tercer parámetro. El análisis para el aluminio AA7075 indica que cuando es anodizado con ácido crómico se produce una disminución de la resistencia a fatiga a altos ciclos pero no altera el límite de fatiga del material sin tratamiento superficial. Cuando el anodizado se realiza con ácido sulfúrico se obtienen buenos resultados en todos los niveles de carga experimentados, mientras que con el sulfúrico-bórico hay una disminución de resistencia a fatiga en todo los rangos de esfuerzo [REN05]. En relación con la aleación AA2024, los resultados siguen una pauta distinta. Es para el anodizado con sulfúrico-bórico donde se obtienen mejores resultados con gráficas similares a las del material sin tratamiento superficial. Con el fin de encontrar alguna respuesta a los resultados obtenidos para los diferentes tratamientos superficiales, se analizó mediante microscopía electrónica de barrido la morfología superficial de las probetas. Por ejemplo para el caso de ácido sulfúrico-bórico se observa que en el AA2024 la superficie queda libre de imperfecciones, lo que no ocurre con la otra aleación.

Estos autores concluyen que el anodizado crea imperfecciones en el material base que actúan como puntos de tensiones localizadas que favorecen la nucleación de grietas,

dejando al material con una escasa respuesta a fatiga, conclusión que está acorde con la bibliografía [SKE97]. Asimismo, estos autores proponen dos mecanismos desencadenantes de la rotura en función de la carga:

- Bajos esfuerzos. Una grieta única que progresa hasta romper el material.

- Altos esfuerzos. Varias fisuras que progresan hacia el interior donde finalmente rompe el material; corresponde a una zona dúctil.

Camargo et al [CAM07*] realizaron experimentos utilizando la AA7050-T7451 con anodizados de ácido sulfúrico y crómico. Igual que en el caso de Monsalve et al., también su estudio se lleva a cabo con ensayos de fatiga rotatoria, pero este trabajo evalúa la influencia del “shot-penning” (endurecimiento por golpeo) en la vida útil de las muestras recubiertas. En primer lugar, los autores no observan grandes diferencias para la resistencia a fatiga, cuando la muestra sometida a ensayos rotativos se dispone en dirección longitudinal o transversal. La resistencia a fatiga disminuyó con los anodizados tanto de ácido sulfúrico como de crómico. Sin embargo los resultados con ácido crómico son mejores que con sulfúrico.

En el estudio de Camargo, también se consideró el uso de un tipo alternativo de anodizado, llamado anodizado fuerte (“hard anodizing”). Esta modalidad difiere de la normal en que el electrolito es utilizado a temperaturas más bajas, en este caso -3 a 3°C, y unas densidades de corrientes más elevadas, en este caso de 2 a 5 A/dm². Con este tipo de anodizado los resultados son peores que con la anodización normal.

Otra conclusión digna de mención, es la mejora de la vida a fatiga que se obtiene en el material y en casi todas las condiciones utilizando el método de shot-penning. La excepción la constituye la fuerte anodización según la sección transversal a una máxima tensión de 217MPa [SHA96]. Estos beneficios son más significativos en condiciones de fatiga a alto número de ciclos (bajos niveles de tensión aplicada).

Goetz [GOE05] en la Universidad de Ohio estudió la aleación de aluminio AA7050-T74 con distintos espesores de capas anodizada de ácido sulfúrico, utilizando el ensayo de fatiga en flexión rotativa. Los grosores estaban divididos en cuatro grupos: de 0 a

5.080 10^{-3} mm, de 7,620 10^{-3} a 1,270 10^{-2} mm, de 1,270 10^{-2} a 1,778 10^{-2} mm y finalmente de 1,778 10^{-2} a 2,286 10^{-2} mm. Las conclusiones más significativas fueron que las muestras que pertenecían al primer intervalo, 0-5.08 10^{-3} mm, eran las que poseían una mayor resistencia a fatiga; los dos intervalos siguientes, es decir, 620 10^{-3} - 1,270 10^{-2} mm y 1,270 10^{-2} - 1,778 10^{-2} mm mostraban una significativa disminución del valor de resistencia a fatiga, sin embargo las muestras comprendidas en el ultimo intervalo de grosor de capa anodizada no presentaban una caída brusca en dicho valor, como se muestra en la figura 34.

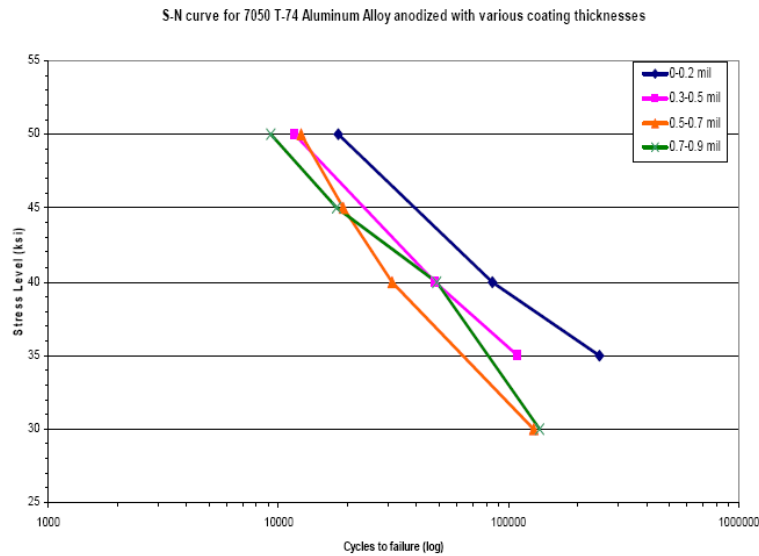


Figura 34. Curvas S-N para la aleación de aluminio 7050-T74 con distintos espesores [GOE05].

Goetz, también utiliza la técnica de microscopía de barrido electrónico (SEM) para estudiar la rotura en las muestras, concluyendo que el número de fisuras es función de la amplitud de la tensión aplicada en el experimento y todas ellas se iniciaban en la capa anodizada. Con respecto a los sorprendentes resultados que se producen en las muestras de mayor grosor de capa, el autor señala la imposibilidad de elevar sus experimentos a categoría de aserto al carecer de un número de muestras suficientes para tal fin. Finalmente correlaciona los resultados de fractura y los de resistencia a fatiga a través de dos conclusiones. Ambas parten de la base que las grietas se aparecen en la capa anodizada y se pueden enunciar así:

- Si existe una fuerte adherencia entre la capa y el sustrato, las grietas se propagan en este.
- Si no existe fuerte enlace entre capa y sustrato, las grietas se propagan por la interfase entre ambos. En este caso la vida de resistencia a fatiga es mayor.

2.6.2. Comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio en tratamientos superficiales distintos al anodizado

Tal y como se expuso en párrafos anteriores, el anodizado no es el único tratamiento superficial, sino uno más. En este epígrafe se hace una recopilación de los resultados más notables que se han obtenido en aleaciones de aluminio.

González et al. [GON05] estudian el comportamiento a fatiga y al desgaste de la aleación de aluminio 7075-T6 recubierto mediante tres técnicas distintas, de deposición física por vapor (PVD) de una capa de bisulfuro de molibdeno dopada con carburo de wolframio; tratamiento de níquel químico (electroless níquel) con 12 % de fósforo, aplicado en dos capas y un anodizado duro con el polímero politetrafluoretileno (PTFE). Sus conclusiones indican que el anodizado duro con PTFE no sólo no supone ninguna mejora en la resistencia frente al desgaste (fretting) sino que, incluso, los resultados son peores que el material sin recubrir. En cambio el recubrimiento con níquel químico, con partículas de PTFE, presentan buenos resultados frente al desgaste pero pobres en el comportamiento a fatiga. Los mejores resultados los obtienen estos autores con el recubrimiento físico a base de bisulfuro de molibdeno dopado con carburo de wolframio, aunque nuevamente el comportamiento a fatiga es ligeramente inferior al del material base [GON05].

Puchi-Cabrera et al. [PUC06] han estudiado el comportamiento a fatiga sobre el mismo material, aluminio 7075-T6, utilizando un recubrimiento de nitruro de circonio de 3µm realizado por PVD, encontrando un descenso significativo en las propiedades mecánicas del material, así como en el comportamiento a fatiga. En otro artículo, la misma autora junto con otros colaboradores [PUC08] analizaron la misma aleación tratada con níquel químico, con un contenido de fósforo de 18 % en peso, que constituyó una capa de 38 a

40 μ m sobre el material. Según estos autores, se observa un mejor comportamiento a fatiga y a corrosión-fatiga, sin embargo cuando el sistema se comprueba en el aire, se produce un descenso en la vida del material debido a fatiga al aumentar la carga. También se señala en el trabajo, que las roturas debido a fatiga tienen su origen en defectos nodulares presentes en la superficie de las muestras recubiertas, cuyos efectos perniciosos parecen acrecentarse cuando el nivel de carga alternada aumenta.

CAPÍTULO III

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. MATERIALES

El material objeto de estudio es una aleación de base Al-Zn, AA7075 en estado T6, utilizada principalmente como componente estructural en el sector de la aviación, debido a la excelente relación resistencia/peso. La composición de la aleación utilizada en este trabajo se describe en la tabla 1. En la tabla 2 se presenta un resumen de las propiedades mecánicas más importantes de la aleación AA7075 endurecida por precipitación mediante el tratamiento térmico T6, con el que se consigue aumentar los parámetros de tenacidad a fractura y resistencia a tracción.

Tabla 1. Composición química de la aleación AA 7075

| | Al | Zn | Mg | Cu | Mn | Si | Fe | Cr | Ti |
|------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|------------|-----------|------------|
| %wt | Bal | 5.6 | 2.5 | 1.6 | 0.30 | máx 0.4 | máx 0.5 | 0.23 | máx 0.2 |

Tabla 2. Propiedades mecánicas de la aleación Al-7075-T651

| σ_{uts} (MPa) | σ_{ys} (Mpa) | Dureza HB | E (GPa) | Elongación (%) | K_{IC} (MPam ^{1/2}) |
|---|--|---------------------|-------------------|--------------------------|--|
| 570 | 505 | 150 | 71,7 | 11 | 29 |

σ_{uts} : Resistencia bajo carga máxima; σ_{ys} : Límite elástico 0,2%; E: módulo elástico; K_{IC} : Tenacidad de fractura en modo I.

Para esta investigación se optó por ensayar el material de referencia, sin ningún tratamiento superficial, y también analizar la influencia del pretratamiento previo al anodizado para dilucidar si este proceso puede alterar de manera importante la superficie del aluminio y contribuir a la reducción de la respuesta a fatiga. En relación a los baños de anodizado se consideraron dos tipos de tratamientos, uno convencional en ácido sulfúrico y otro más novedoso basado en un baño de ácido sulfúrico y tartárico. Este último tratamiento superficial es un proceso de anodizado muy innovador, basado en el uso de agentes químicos orgánicos no agresivos con el medioambiente. En la actualidad el anodizado tartárico-sulfúrico no es un tratamiento comercial, sino que está

en fase de desarrollo y patentado en un proyecto de investigación del grupo de Corrosión del Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), para el desarrollo de nuevos tipos de recubrimientos de bajo impacto ambiental, que utilizan baños electrolíticos con medios orgánicos e inorgánicos, para frenar el proceso de la corrosión de aleaciones de aluminio.

Para estudiar la influencia del espesor del recubrimiento se seleccionaron tres espesores, uno convencional de 1,5 a 2 μm , un espesor mayor de 5 μm y finalmente se optó por un espesor de 10 μm para consolidar los resultados que el aumento del espesor pueden tener sobre la respuesta a fatiga. En la tabla 3 se recogen los diferentes tratamientos a los que se ha sometido la aleación AA7075-T6 objeto de estudio y la nomenclatura utilizada.

Tabla 3. Nomenclatura de los recubrimientos utilizados.

| Nomenclatura | Recubrimiento |
|---------------------|--|
| A7R | Ninguno-material de referencia |
| A7PR | Sólo con pretratamiento |
| A7S2 | Anodizado sulfúrico con espesor de 2 μm |
| A7S5 | Anodizado sulfúrico con espesor de 5 μm |
| A7S10 | Anodizado sulfúrico con espesor de 10 μm |
| A7TS2 | Anodizado en tartático-sulfúrico con espesor de 2 μm |
| A7TS5 | Anodizado en tartático-sulfúrico con espesor de 5 μm |
| A7TS10 | Anodizado en tartático-sulfúrico con espesor de 10 μm |

3.2. DISEÑO DEL DISPOSITIVO DE ENSAYO EN FLEXIÓN EN CUATRO PUNTOS

Uno de los objetivos de esta tesis fue definir la metodología de ensayo en fatiga en flexión en cuatro puntos (four point bending-4PB). Con este ensayo se puede correlacionar la influencia del acabado superficial con la resistencia y límite de fatiga, además de permitir un mejor control del inicio y crecimiento de fisuras [KAD03, SHI85]. Sin embargo, no existe una normativa que aporte los parámetros necesarios para la realización de los ensayos de fatiga en flexión en cuatro puntos. En la bibliografía consultada relativa al estudio de las aleaciones de aluminio que emplean esta metodología de ensayo, no se ha encontrado unanimidad en los criterios relativos a la configuración del ensayo, y a la geometría de las probetas [BYS99, WER95]. En la mayoría de los casos se utiliza como guía la norma D6272-02 para plásticos y cables aislantes en flexión en cuatro puntos [ASTMD], en donde se establecen los puntos básicos que permiten asegurar que la tensión se concentre exactamente en el medio de los puntos de apoyo y los dos puntos de carga, además de evitar la aparición de tensiones tangenciales mediante el control de la relación entre span y espesor de la probeta. Conforme a estas referencias, en la definición de la geometría del dispositivo de ensayo, los parámetros más importantes son la distancia entre rodillos externos e internos, definidos por las magnitudes L y t , respectivamente, la distancia a que define la distancia entre rodillos externos e internos (figura 1), la relación span de carga y espesor de la muestra, h , la relación ancho–espesor de la muestra, y los diámetros del rodillo.

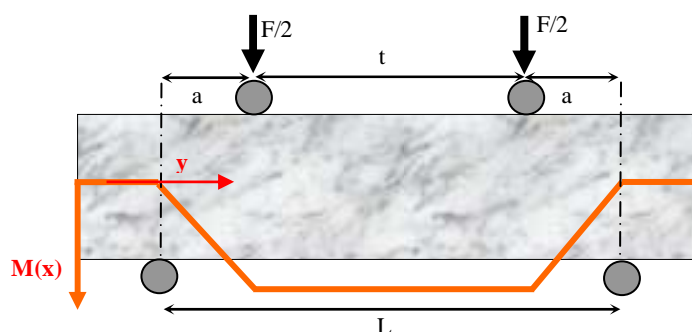


Figura 1. Esquema del dispositivo para ensayos en flexión en cuatro puntos.

Controlando estas magnitudes se pretende asegurar que el principal motivo de fractura procede de las tensiones de tensión y compresión y que las tensiones de cortante son minimizadas. Esto puede realizarse ajustando la relación entre el span de carga t y el espesor de la muestra h . Para la mayoría de los materiales la relación $t/h > 16$ es aceptable. Otra relación importante para asegurar que la distribución de tensiones es uniforme entre los puntos de carga es la relación entre el span interior y exterior (L/t). Se puede conseguir una distribución uniforme de tensión en la superficie de la muestra sometida a tracción en el ensayo de flexión en cuatro puntos considerando la relación:

$$t = \frac{2}{3}L \quad (\text{Ec. 3.1})$$

El dispositivo se realizó a medida, previos planos realizados por la autora de ésta tesis. Es de material cerámico, con puntos de apoyo y de carga regulables, cuenta con topes laterales recubiertos de teflón para evitar los movimientos longitudinales del material, que tienen lugar en el transcurso del ensayo de fatiga, y, además, para evitar la aparición de tensiones no deseadas debido al pandeo que sufren las probetas en los ensayos de bajo número de ciclos. Para los ensayos de fatiga de esta tesis, la distancia entre los puntos de inferiores se fijó en 45mm, y los rodillos de apoyo y de carga se mecanizaron con un radio de 0.5mm. Además el dispositivo de ensayo se configuró para encajar un cilindro acrílico (con cierre superior adaptado) y poder realizar también ensayos en medios salinos de corrosión-fatiga.

3.2.1. Geometría de las probetas

Las probetas utilizadas se obtuvieron a partir del material laminado de 2 mm de espesor. Para los ensayos de flexión en cuatro puntos las probetas fueron mecanizadas con sección rectangular. Las dimensiones de las probetas se definieron a partir de las características geométricas fijadas para el dispositivo de ensayo y del espesor del material suministrado. En función de estos datos se mecanizaron probetas de espesor, h , 2mm, con valor nominal del ancho w , 19,5mm y de longitud nominal, D , 74mm, según se indica en la figura 2.

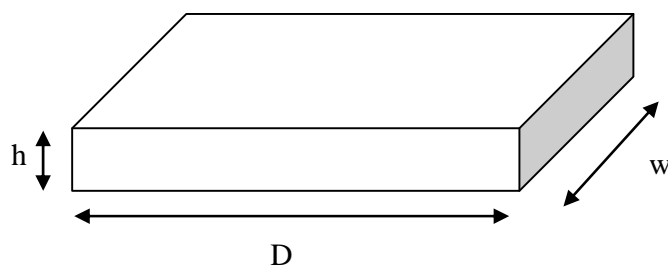


Figura 2. Morfología de las probetas.

Conforme a estas dimensiones de las probetas y las magnitudes adoptadas en la definición de la geometría del dispositivo de ensayo, la relación entre el span interior y el espesor toma el valor de 15 y el cociente entre el span exterior y el ancho es de 22.5.

3.3. PROCESO DE ANODIZADO

En la figura 3 se presenta a modo de comparación el aspecto de la superficie en estado de referencia, tras el proceso de limpieza superficial (ataque alcalino y decapado ácido) y después del crecimiento de la capa anódica. En dicha figura se observa que la superficie de la muestra anodizada exhibe un aspecto homogéneo.



Figura 3. Comparación del aspecto superficial de la aleación de referencia (izq), decapada (centro), y anodizada (derecha).

A continuación se describen con más detalle los tratamientos a los que fueron sometidas las probetas, de decapado y los anodizados sulfúrico y tartárico-sulfúrico.

3.3.1. Pretratamiento

El pretratamiento de decapado consiste en un ataque alcalino, en una solución 0,5M de NaOH a 40°C durante 3 min, seguido de una limpieza ácida en una solución de HNO₃ (300 ml/l) durante 30 segundos.

3.3.2. Anodizado sulfúrico

Para llevar a cabo el crecimiento de las películas anódicas, se ha empleado una fuente de potencia y un amperímetro de resistencia cero para la recogida de corriente durante la formación de la capa. El óxido anódico se ha crecido en una disolución de H₂SO₄ (0,4 M) a una temperatura de 35°C, aplicando un voltaje constante de 20V durante 5 minutos para las capas de 2 μm de espesor. Dicho proceso se ha realizado en un baño termostaticado para controlar que la temperatura del electrolito se mantuviera constante durante todo el ensayo.

Las capas más gruesas, 5 y 10 μm, se obtuvieron aplicando un potencial en rampa de 4V/min, hasta alcanzar un valor de 20V, manteniéndose constante durante distintos periodos de tiempo hasta alcanzar el espesor deseado (ej.: espesor de 5μm = 10 minutos). Los espesores de las capas anódicas generadas se fueron medidas en el CENIM mediante un equipo Isoscope MP (Fischer).

Después del crecimiento de la capa anódica, el aspecto superficial de la muestra es homogéneo. En la figura 4 se presenta la respuesta intensidad–tiempo recogida durante el crecimiento de la capa anódica en el baño de ácido sulfúrico. Esta respuesta es típica de películas crecidas sobre aluminio en medios ácidos a voltaje constante. Inicialmente se describe una brusca caída de la densidad de corriente hasta un valor mínimo i_{\min} que está asociada a la formación de la capa barrera (etapa I). Posteriormente, durante la etapa II, se desarrollan poros en la capa barrera, mientras que la típica morfología de las capas porosas se alcanza en la etapa III. Finalmente, en la etapa IV, se alcanza un valor constante de densidad de corriente de 18.5 mA/cm² para este caso, conocido como estado estacionario, en el que continúa la propagación de los poros.

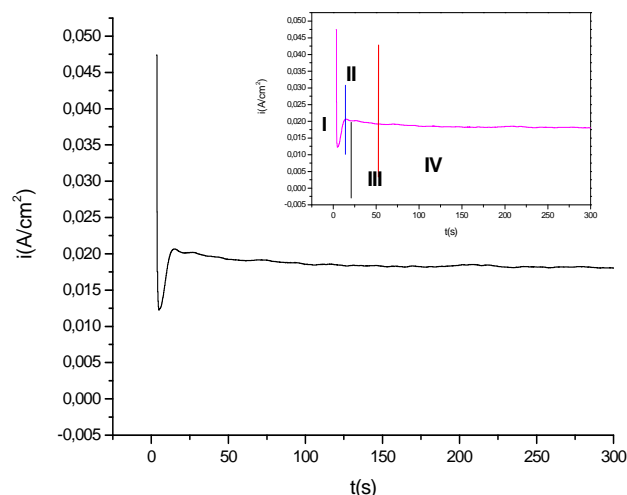


Figura 4. Curva de anodizado en ácido sulfúrico 0.4M a 20V durante 5min.

Esta curva de anodizado es altamente reproducible para todas las muestras empleadas. En general, la capa anódica está formada por una doble estructura: capa barrera en la interfase metal/óxido con un espesor de unos 15nm a 20nm para el baño y aleación empleada y de una capa porosa más externa. El espesor total de la capa dependerá del tiempo total de anodizado.

3.3.3. Anodizado tartárico-sulfúrico

Al ser un tratamiento nuevo en proceso de investigación y desarrollo, el suministrador del material ha tratado esta información de manera confidencial.

3.4. ENSAYO DE FLEXIÓN EN CUATRO PUNTOS

Para conocer la influencia del proceso de anodizado en la respuesta a fatiga de la aleación AA7075 con distintos espesores y recubrimientos se utilizó el ensayo de fatiga 4PB, que consiste en dos puntos de apoyo y dos puntos de carga. En esta configuración el estado tensional más desfavorable se localiza en la superficie de la probeta, porque es donde las tensiones alcanzan la máxima intensidad, siendo de tracción las tensiones normales en la cara inferior y de compresión en la superior, además, el momento de fuerza entre los dos puntos de carga interiores es nulo.

En estas condiciones la tensión nominal uniforme de tracción entre los dos puntos del span inferior es:

$$\sigma = F \left(\frac{3a}{wh^2} \right) \quad (\text{Ec. 3.2})$$

Donde F es la fuerza aplicada, a la distancia entre los puntos de carga y apoyo, w es el ancho y h el espesor.

$$a = \frac{(L-t)}{2} \quad (\text{Ec. 3.3})$$

Una vez fijada la configuración del ensayo el único parámetro que es necesario medir en la probeta es el ancho. El ancho nominal de las probetas se definió en 19,5mm. Es importante destacar en este punto que, el poder utilizar esta fórmula para la expresión de la tensión representa una ventaja con respecto al ensayo de fatiga en flexión rotativa (RBF), porque el único parámetro que es necesario medir sobre la probeta es el ancho, y la tensión es inversamente proporcional a este valor. En cambio en el ensayo de fatiga RBF la tensión es inversamente proporcional al cubo del diámetro que se mide. Por tanto, la incertidumbre del resultado debido a la medida de la dimensión de la probeta se reduce sensiblemente en el ensayo de fatiga 4PB.

3.5. CONFIGURACIÓN DEL ENSAYO DE FLEXIÓN

Los ensayos de fatiga 4PB se realizaron a temperatura ambiente en una máquina de ensayos universales servo-hidráulica Instron con un controlador de la serie 8500 y con una célula de carga de 5kN de clase 0,5, calibrada por un laboratorio acreditado. La configuración de los ensayos, así como los registros continuos de las fuerzas aplicadas y desplazamiento de los apoyos se realizaron con el software de adquisición de datos Wavemaker.

3.5.1. Ensayo de flexión estático

En primer lugar se realizó la caracterización mecánica de las aleaciones de aluminio en

condiciones estáticas para obtener la flexibilidad y el límite proporcional que se derivan del ensayo 4PB. El dato del límite proporcional se utilizó para establecer el intervalo de tensiones en el que el material se comporta elásticamente, y para determinar los regímenes de carga en los ensayos de fatiga. De esta forma, es posible asegurar que con los niveles de carga con los que se trabaja en fatiga el comportamiento del material está dentro del régimen elástico-lineal, dentro de los procesos de fatiga de alto número de ciclos.

Los ensayos estáticos de flexión se realizaron a temperatura ambiente y en control de desplazamiento. En primer lugar se aplicó una precarga hasta un valor de 80N a la velocidad de 0.2mm/min, para asegurar el contacto con la probeta y el ajuste inicial de las cargas. A continuación realizó el ensayo propiamente de flexión a una velocidad de 0.3mm/min. Debido a las características del material y de la geometría del dispositivo, el ensayo no se puede completar hasta la fractura, en consecuencia no es posible determinar la tensión de rotura en flexión. La primera limitación que se encontró es que debido al comportamiento dúctil del aluminio el ensayo de flexión en cuatro puntos se convierte en un ensayo de doblado y el material no llega romper. Además, únicamente se registraron datos hasta un valor determinado del desplazamiento del actuador (entre 2mm y 2.5mm) porque en el proceso de doblado del material los extremos del aluminio interferían con el útil del ensayo.

- Flexibilidad cíclica de carga: La flexibilidad se define como el cociente entre el desplazamiento y la carga en el tramo elástico inicial. La flexibilidad es por tanto la inversa de la rigidez y es una propiedad intrínseca del material. Para estos ensayos de fatiga se define la flexibilidad cíclica de carga como:

$$C = \Delta u / \Delta F \text{ (Ec. 3.4)}$$

Donde Δu es la variación de posición del actuador en un ciclo y ΔF el intervalo de carga en fatiga.

Este dato de la flexibilidad cíclica de carga se utiliza como referencia en los ensayos dinámicos porque si la probeta está intacta este valor es constante, pero a medida que el

material se deteriora debido a la existencia de una grieta en su interior, este valor disminuirá. Y según se propague la grieta la flexibilidad irá aumentando progresivamente.

- Límite proporcional: A partir de las gráficas de carga –desplazamiento, se obtuvieron los diagramas de tensión-desplazamiento. En el rango de valores entre los que se ha completado el ensayo es posible determinar el valor de la tensión que marca el límite entre la región en la que el material presenta comportamiento elástico-lineal y la región no lineal que está asociada con el inicio de la deformación permanente. A este valor de la tensión se ha denominado límite proporcional, σ_p . La información de este parámetro permite garantizar que los valores de tensión con los que se realizan los ensayos de fatiga están siempre comprendidos dentro del régimen de comportamiento elástico del aluminio en el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos. Además, el límite proporcional se ha utilizado para definir las cargas de fatiga, que se han elegido del 30%, 35%, 40%, 45%, 50%, 60%, y 70% del valor del límite elástico proporcional.

3.5.2. Planificación de ensayos en el programa experimental de fatiga

Los ensayos de fatiga 4PB se hicieron en control de carga aplicando una onda senoidal de amplitud constante con razón de carga $R = 0,1$, y a la frecuencia de 15 Hz (aunque esta frecuencia no es muy elevada, su valor no tiene gran influencia en los resultados de los ensayos de fatiga). Los niveles de carga en los ensayos de fatiga tomaron valores entre el 30% y el 70% del límite proporcional calculado en el ensayo estático de flexión.

En el desarrollo del ensayo primero se aproximó la probeta hasta que entrara en contacto con los puntos de carga superior, fijando la fuerza máxima de contacto en 80 N. A continuación se ejecutó en ensayo de fatiga que se dividió en tres bloques según se presenta en la figura 5, que muestra la pantalla del software utilizada para visualizar gráficamente los comandos introducidos para la consecución del ensayo. El primer bloque se realiza en control de carga hasta alcanzar la tensión media definida en el ensayo, en el segundo bloque se realiza el ensayo propio de fatiga en el que se define la amplitud de carga, el número máximo de ciclos, N_g , y se define un límite para detectar la rotura del material en el caso de que esta se produzca antes de que finalice el ensayo.

El tercer bloque, se define con el único propósito de controlar la posición del actuador una vez finalizado el ensayo.

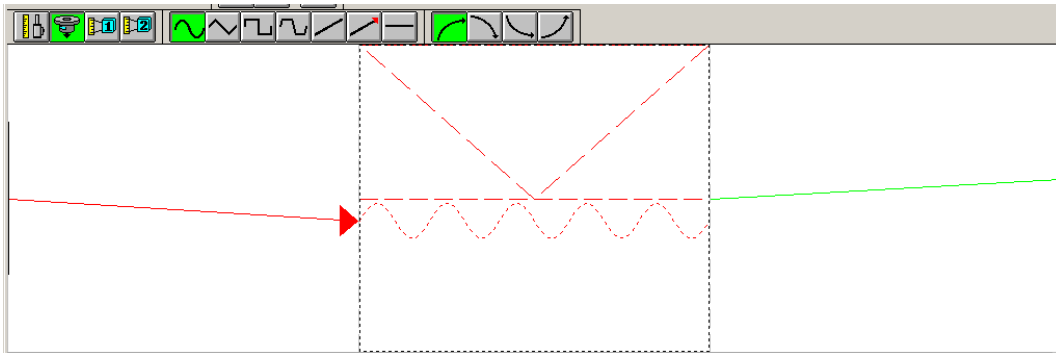


Figura 5. Bloques de programación del ensayo a fatiga.

Los ensayos se consideraron terminados al superar el número de ciclos tecnológico establecido en 2×10^6 ciclos o bien cuando se produce el fallo del material, previo a este número de ciclos, N_g . Como criterio para considerar válido un ensayo se estimó que solamente serían aceptados aquellos en los que la rotura tuviera lugar entre los dos puntos de carga. Para definir el número de ciclos en el que se produce la fractura se utilizó como criterio de fallo o como parámetro crítico la flexibilidad cíclica, así, el material finaliza su vida útil cuando la flexibilidad aumenta un 10% con respecto al valor inicial.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. ENSAYOS ESTÁTICOS DE FLEXIÓN

4.1.1. Diagrama tensión-flecha

Para caracterizar el comportamiento a flexión del material y obtener los parámetros claves bajo sollicitaciones estáticas, se realizaron ensayos de flexión sobre tres tipos de probetas, una de referencia, otra con pretratamiento y la tercera con anodizado de $2\mu\text{m}$. En todos los casos se comprobó que los resultados obtenidos fueron los mismos. Con este resultado se comprueba que el estado superficial del material debido a los tratamientos superficiales no modifica el estado tensional superficial introduciendo tensiones residuales, y de esta manera se justifica que los resultados a flexión, son los mismos en los tres casos analizados. En la figura 1 se recoge la gráfica obtenida en el ensayo de flexión en cuatro puntos utilizando una probeta de material con pretratamiento, A7PR. En el eje de ordenadas se indica la fuerza aplicada en kN y en el de abscisas el desplazamiento en mm de los puntos de apoyo. En esta gráfica se observa que el desplazamiento máximo con el que se trabajó fue de 2mm, y que con esta amplitud para la configuración del ensayo de flexión, se produce la plastificación del material, por lo que es posible determinar el límite proporcional, que marca el final del comportamiento elástico lineal.

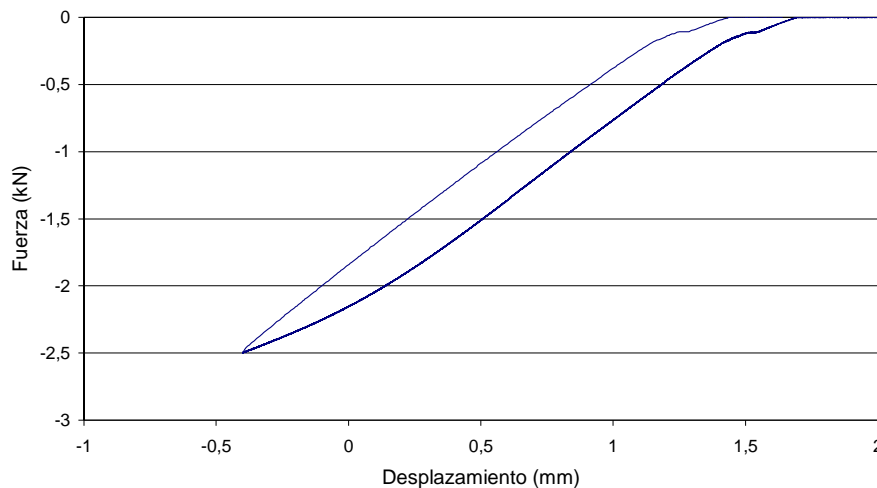


Figura 1. Registro del ensayo estático de flexión en cuatro puntos.

4.1.2. Propiedades mecánicas en flexión de la aleación AA 7075-T6

4.1.2.1. Flexibilidad y límite proporcional

En la figura 2 se presenta el tratamiento de los datos correspondientes a la gráfica de la figura 1. En esta gráfica se calcula la pendiente del tramo elástico lineal de la gráfica fuerza-desplazamiento, y el límite proporcional. El valor de la pendiente puede asimilarse al concepto de rigidez en el ensayo de tracción simple, que es indicativo de la resistencia que opone el material frente a la deformación elástica.

$$k = \frac{F}{u} = 1,48 \text{ kN/mm} \quad (\text{Ec. 4.1})$$

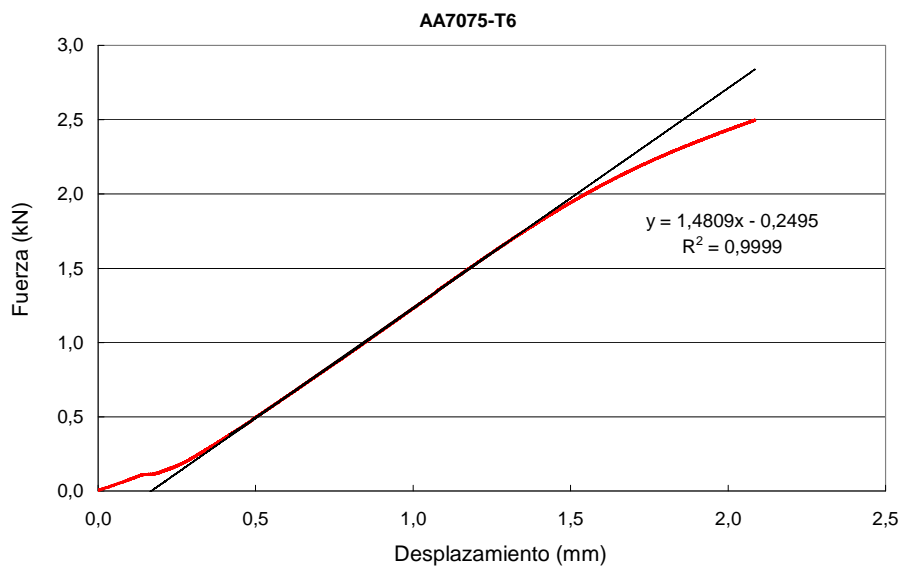


Figura 2. Pendiente del tramo elástico-lineal.

Este valor de K será el que se le asocie al material cuando no contiene ninguna grieta en su interior. La inversa de k se define como la flexibilidad, y es el valor inicial mínimo que se utilizará en los ensayos de fatiga en flexión para controlar la propagación estable de las grietas durante el proceso de fatiga. Según esta consideración, el aumento de la flexibilidad estará ligado al debilitamiento del material por el avance de las grietas en el interior del material.

$$\text{Flexibilidad: } C = \frac{1}{k} = 0,68 \text{ mm/kN} \quad (\text{Ec. 4.2})$$

El límite proporcional definido a partir de la figura 2, toma el valor de 1,9kN. Considerando las dimensiones de la probeta utilizada en el ensayo, con espesor 2mm y ancho 19,65mm, así como la geometría del dispositivo de ensayo, el valor de la tensión proporcional, σ_p , es de 548MPa. A partir de este dato se definen los niveles del rango de tensión que se utilizarán en los ensayos de fatiga, que quedan definidos en la tabla 1.

Tabla 1. Límite proporcional y niveles de carga para ensayos de fatiga.

| Límite proporcional $\sigma_p = 548 \text{ Mpa}$ | Rango de Fatiga $\Delta\sigma$ |
|---|-----------------------------------|
| Porcentaje | Tensión (Mpa) |
| 30% | 164 |
| 35% | 192 |
| 40% | 219 |
| 45% | 247 |
| 50% | 274 |
| 55% | 301 |
| 60% | 329 |
| 65% | 356 |
| 70% | 384 |

4.1.2.2. Rigidez, momento elástico y curvatura en régimen elástico

El momento de inercia para las probetas ensayadas de sección rectangular, se calcula mediante la expresión:

$$I = \frac{1}{12} wh^3 \quad (\text{Ec. 4.3})$$

De esta manera, la rigidez, definida como el producto del momento de inercia por el módulo de elasticidad (IE) toma el valor de 0,932Nm² (considerando el módulo de elasticidad de la aleación de 71,7GPa, el ancho de las muestras w=19,5mm y el espesor

h=2mm).

Sustituyendo estos datos en las ecuaciones 4.2 y 4.3 se calculan los valores del momento elástico M_e y de la curvatura en régimen elástico σ_e , obteniendo como resultado los valores presentados en la tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas experimentales.

| $y_{\text{máx}}$ (mm) | σ_p (MPa) | M_e (Nm) | χ_e (rad/m) |
|--------------------------|---------------------|---------------|---------------------|
| 1 | 544 | 7,13 | 7,65 |

4.2. ENSAYOS DINÁMICOS DE FLEXIÓN

4.2.1. Validación de los ensayos controlando la evolución de la amplitud cíclica de carga y la flexibilidad cíclica

El programa utilizado para la configuración del ensayo de fatiga y la monitorización del mismo es el programa Wavemaker de Instron. Mediante este software es posible controlar que los niveles de carga prefijados se mantienen constantes durante toda la duración del ensayo. Para esta monitorización del ensayo se utilizan los indicadores de carga mínima y máxima, además de las gráficas a tiempo real de la carga y posición del actuador frente al tiempo. En la figura 3 se presenta el panel de control que se utiliza para monitorizar los ensayos de fatiga.

Para controlar el desarrollo del ensayo y tener un criterio preliminar con el que evaluar la validez o no del mismo, a la finalización de cada ensayo se representan dos gráficas:

- a) Amplitud cíclica de carga frente al número de ciclos
- b) Evolución de la flexibilidad frente al número de ciclos. En este caso, además, se compara la evolución de la flexibilidad con la flexibilidad media inicial.

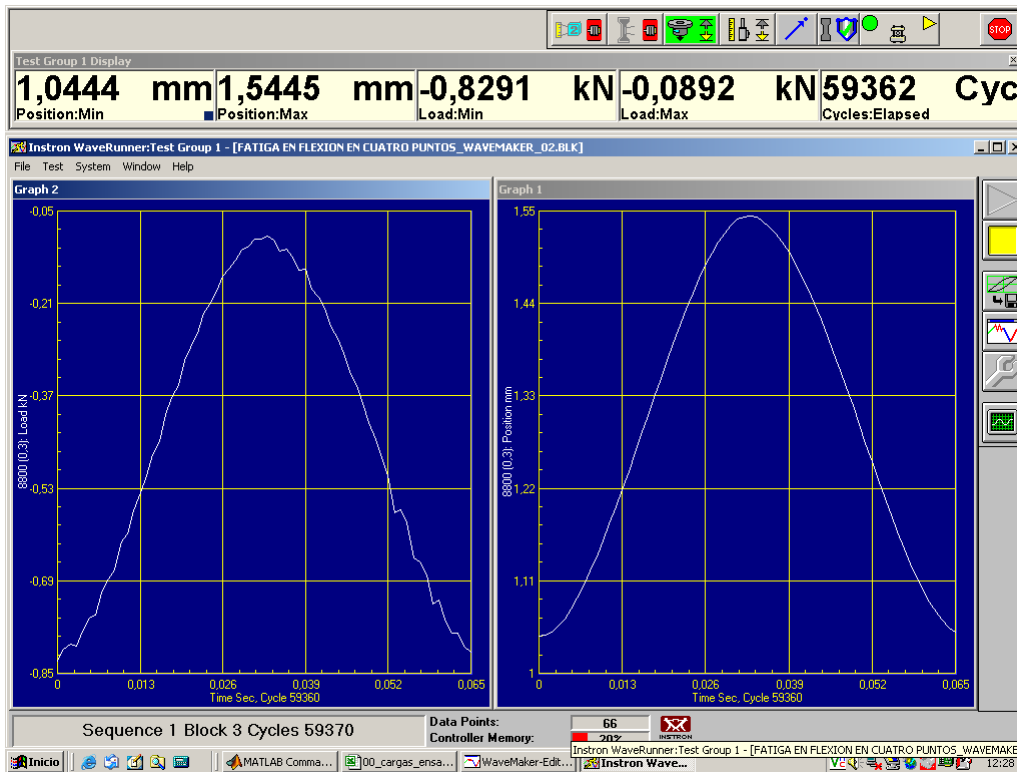


Figura 3. Monitorización de la forma de onda senoidal.

Las figuras 4 y 5 son las gráficas asociadas a ensayos que se completan sin ningún tipo de percance. En particular, se corresponden con un ensayo realizado a $\Delta S=286\text{MPa}$ ($F_{\max} = 1,104\text{kN}$ y $F_{\min} = 0,110\text{kN}$), en el que la rotura se produjo a 34.000 ciclos. En la figura 4 se comprueba que, siendo un ensayo realizado en control de carga, la amplitud cíclica de carga se mantiene constante durante el ensayo.

En la figura 5 se compara la evolución de la flexibilidad con la flexibilidad media inicial o teórica, que se calcula como el promedio de la flexibilidad en los primeros 1500 ciclos (que se corresponde con la media de 4 datos). Los valores medios de la flexibilidad en todos los ensayos se situaron en $0,70\text{mm/kN}$ y fueron considerados válidas dispersiones en la flexibilidad de $\pm 0,15$. Según este criterio aquellos ensayos que presentaron valores de flexibilidad del orden de $0,85$ ó superiores fueron descartados.

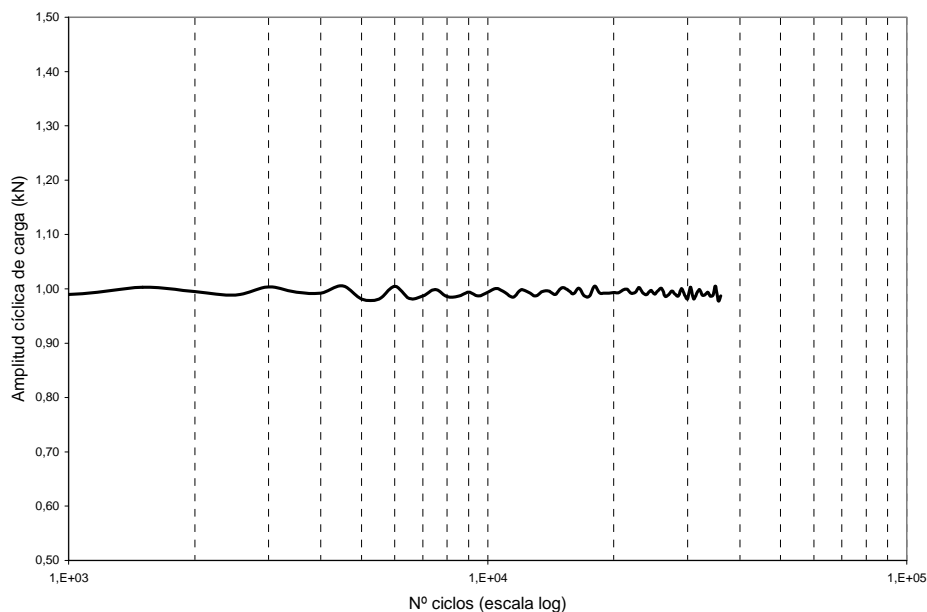


Figura 4. Amplitud cíclica de carga frente al número de ciclos.

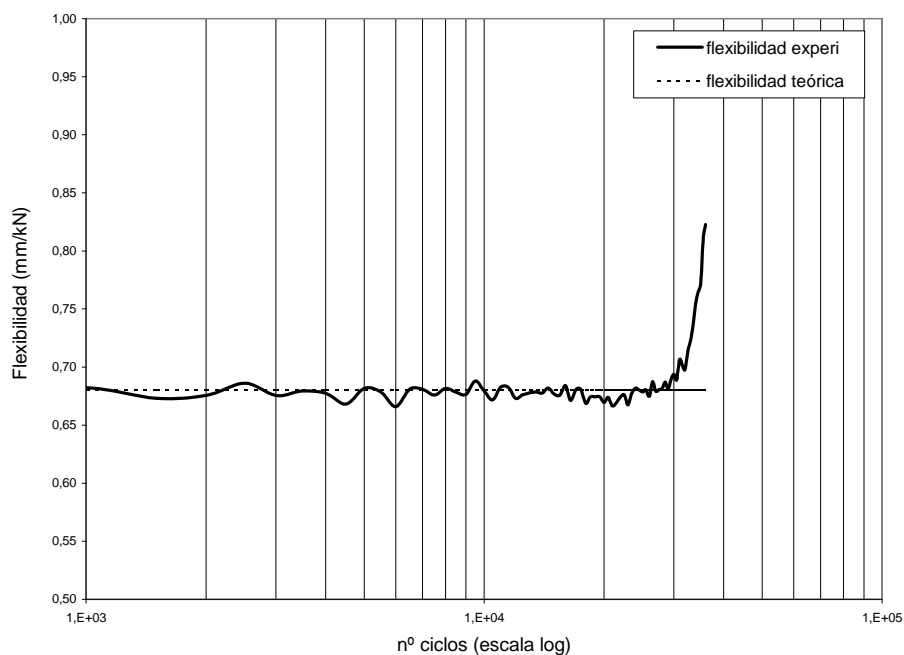


Figura 5. Flexibilidad frente al número de ciclos.

En la figura 6 se representa la variación de la flexibilidad frente al número de ciclos. Se observa que según el criterio utilizado cuando la flexibilidad aumenta un 10%, todavía no se han producido la fractura del material, pero está muy próxima la fractura total

provocada por el crecimiento inestable de la grieta.

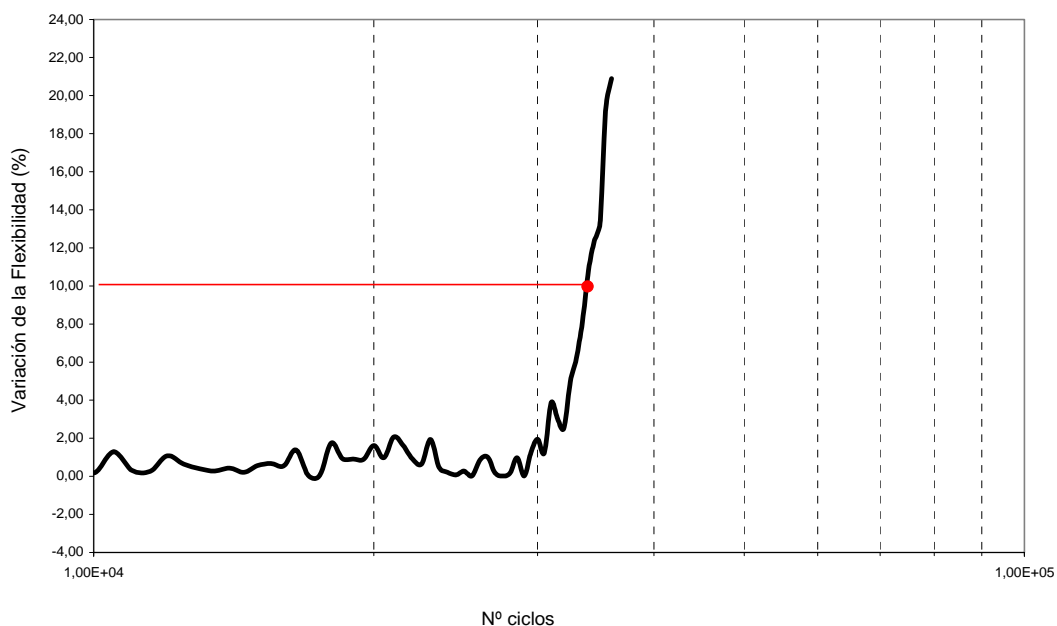


Figura 6. Variación de la flexibilidad en función del número de ciclos (escala log).

En las figuras 7 y 8 se presentan los datos registrados para un ensayo que fue considerado anómalo. En la figura 7 se observa que durante el transcurso del ensayo se produjeron fluctuaciones importantes de la amplitud cíclica de carga, que pudieron provocar la rotura prematura del material. Y en la figura 8 se observa que la rotura se ha producido de manera brusca, ya que el registro de la flexibilidad no obedece al patrón de crecimiento estable de la grieta.

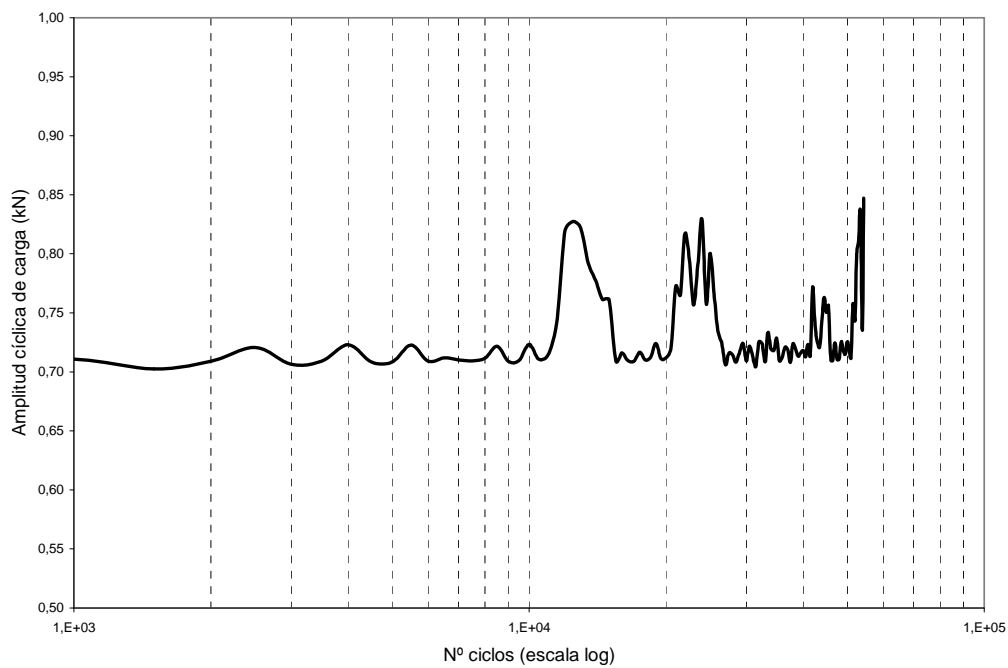


Figura 7. Gráfico de amplitud de un ensayo anómalo.

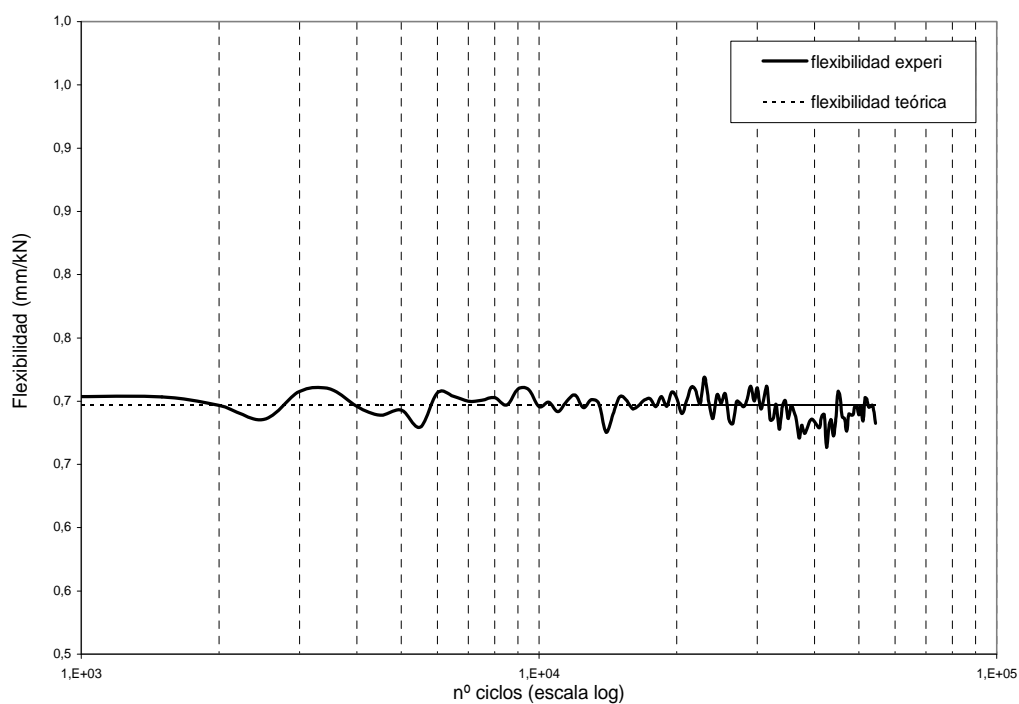


Figura 8. Gráfico de flexibilidad de un ensayo anómalo.

4.2.2. Datos experimentales de fatiga

4.2.2.1. Selección del número de ciclos tecnológico

En una primera aproximación, para realizar los ensayos dinámicos en flexión en cuatro puntos se decidió utilizar como límite tecnológico $N_g = 5 \times 10^6$ ciclos, porque fue el dato que se encontró que utilizaban otros autores para definir la diferencia entre la vida finita y la vida infinita, en aleaciones de aluminio de alta resistencia [MON07]. Sin embargo, este valor se comprobó que no era operativo para los ensayos en máquinas servohidráulicas, donde la frecuencia de los ensayos se limitó a un máximo de 15 Hz, porque la duración de un ensayo se prolongaba hasta 4 días. En cambio en máquinas de Moore para ensayos en flexión rotatoria, las frecuencias que se programan son de 60-80 Hz, lo que significa que un ensayo a 5 millones de ciclos, equivale a un tiempo de ensayo de 17 horas. Teniendo en cuenta además que en los ensayos de fatiga se necesitan un mínimo de 3-4 ensayos en cada nivel, y que para determinar el límite de fatiga es necesario tantear al menos dos niveles de carga con valores muy próximos para poder establecer el nivel en el que se produce el evento contrario, es decir en qué rango de tensión se pasa de no tener roturas a empezar a detectar los fallos por fatiga, todo estos factores, condicionaban la determinación del límite de fatiga a un periodo de ensayos de dos meses, porque además, no fue infrecuente el caso de que los ensayos se pararan de manera imprevista (por motivos del circuito servohidráulico) con una duración de varios millones de ciclos, lo cual significaba que varios días de trabajo habían sido infructuosos.

La experiencia de estos primeros meses de trabajo sirvió no sólo para conseguir algún resultado numérico, sino también para tomar la decisión de rebajar el número de ciclos tecnológico hasta los 2×10^6 ciclos. El análisis de los resultados obtenidos hasta ese momento indicaba que las probetas que superaban los dos millones de ciclos superaban también los cinco millones de ciclos, y además poniendo el límite en dos millones se conseguía reducir el tiempo de un ensayo de 4 días a 1 día y medio. También se comprobó en la bibliografía referida al estudio de la fatiga de aleaciones de aluminio (ver gráficas presentadas en el epígrafe 2.3.3.1) que las curvas S-N, para las aleaciones de aluminio 7075, cambian de pendiente, aproximándose a la horizontal a partir de

valores de $(7-8) \times 10^5$ ciclos.

4.2.2.2. Descripción de los resultados numéricos

En general lo que se ha observado para todos los tipos de materiales ensayados, es que los resultados de fatiga a niveles de carga bajos, es decir, próximos al límite de fatiga, existe una gran dispersión en el número de ciclos hasta rotura, y por este motivo se decidió ensayar por lo general cuatro probetas en cada nivel de carga. En cambio, para niveles altos de carga, igual o superiores al 50% del límite proporcional en flexión, la dispersión era muy pequeña, por lo que se realizaron tres ensayos en cada nivel. Los resultados numéricos de los ensayos se incluyen en el Apéndice I, donde se indica la referencia utilizada para cada ensayo, la tensión normalizada con respecto a la tensión del límite proporcional en el ensayo estático de flexión, el rango de tensión, la tensión máxima y el número de ciclos hasta la rotura.

En el material de referencia A7-R se realizaron más ensayos que los considerados finalmente en el estándar definido como procedimiento de ensayo en fatiga. El motivo fue que los ensayos de fatiga se iniciaron en este material y se tantearon los niveles de carga que podrían ser significativos para trazar con precisión las curvas S-N, por esta razón, los datos corresponden a los niveles del rango de tensión del 35%, 40%, 45%, 50%, 55%, 60%, 65 y 70% del límite proporcional. A la vista de los resultados obtenidos (figura 9) se decidió que para trazar las curvas S-N sería necesario elegir intervalos más próximos, a intervalos del 5%, cuando se trabaja con cargas bajas, para poder discernir con claridad el valor del límite de fatiga, y en cambio, para valores más elevados de carga, sería suficiente con definir intervalos del 10% de la tensión normalizada, porque con tres o cuatro niveles es suficiente para trazar la curva o la pendiente inicial. Además se evitó tomar valores superiores al 70% del límite proporcional para no ensayar en la zona de bajo número de ciclos, donde debido a la elevada intensidad de las cargas que actúan, entran en juego factores plásticos que distorsionan el comportamiento elástico del material que representa la curva S-N. Con respecto a los niveles ensayados en la región de transición cabe destacar que en el material de referencia y pretratado los ensayos superaron los 2 y 5 millones de ciclos para niveles de carga del 35%, que corresponden con un intervalo de tensión de 190

MPa. Con este valor de referencia en los ensayos de flexión en cuatro puntos se determinó que el valor mínimo de los ensayos se situaría para una tensión normalizada de 0,3 - 0,35. En general, el intervalo de vida a fatiga cubierto en los ensayos osciló entre los 10^4 ciclos y los 2×10^6 ciclos. Los resultados experimentales se incluyen en las figuras 9 a 16, donde se representa en el eje de ordenadas el rango de tensión en unidades de MPa y en el eje de abscisas el número de ciclos en escala logarítmica.

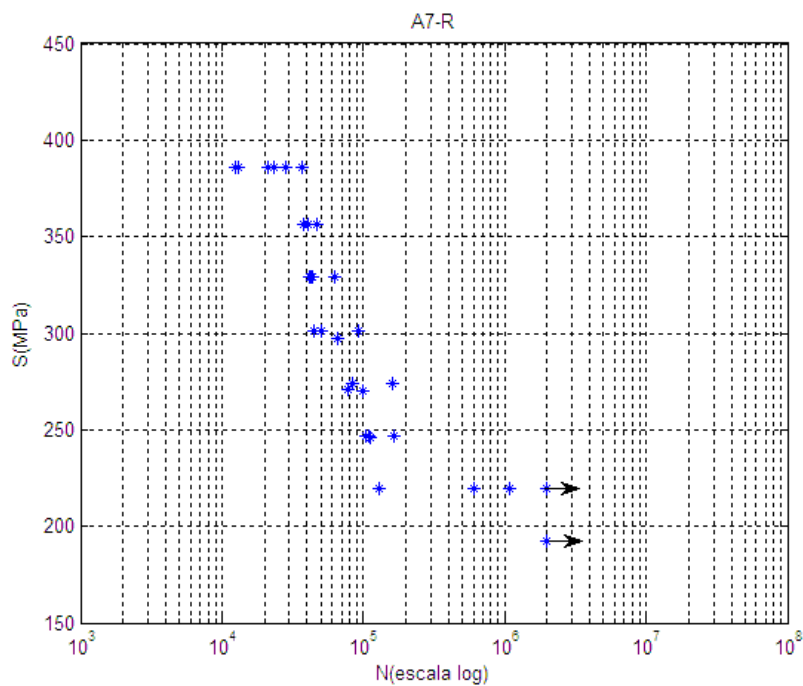


Figura 9. Datos experimentales A7-R.

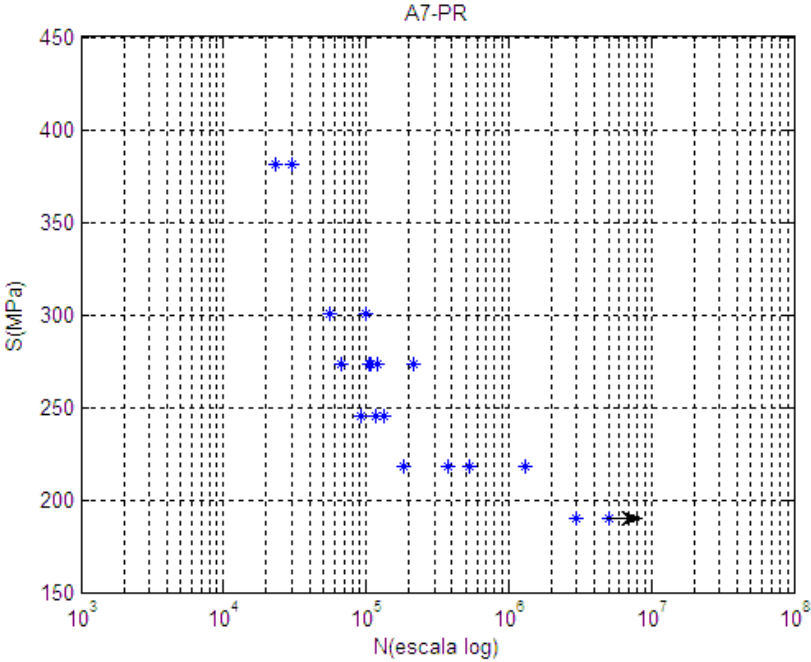


Figura 10. Datos experimentales A7-PR.

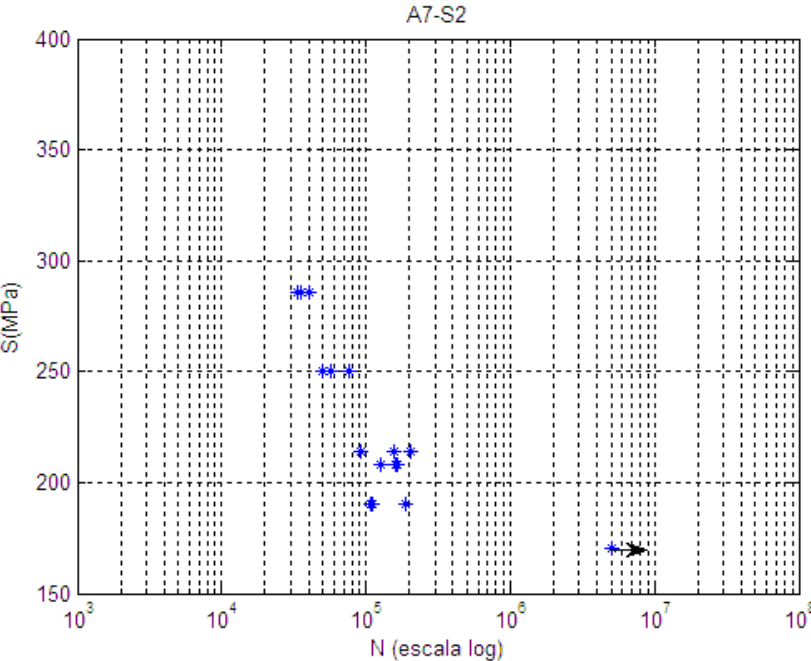


Figura 11. Datos experimentales A7-S2.

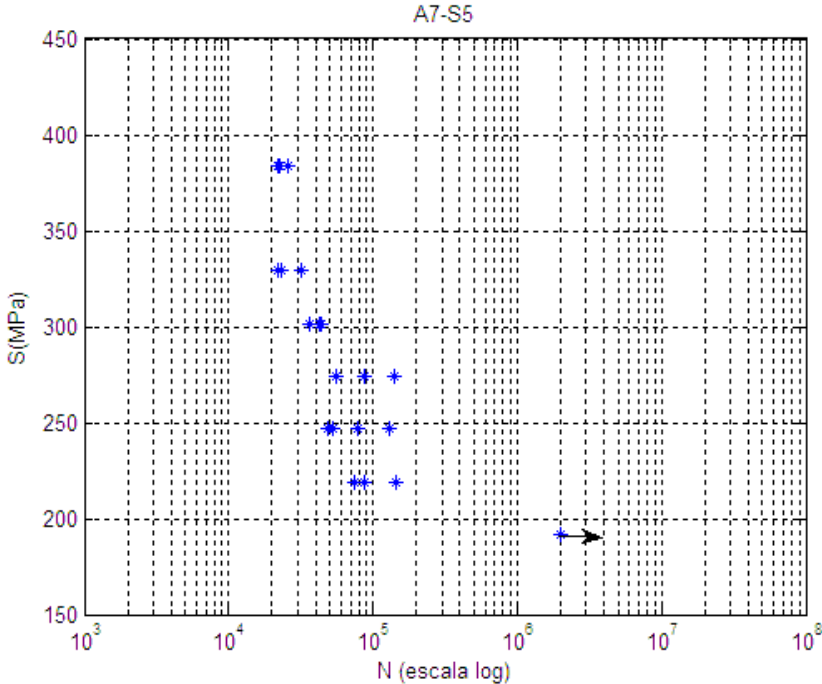


Figura 12. Datos experimentales A7-S5.

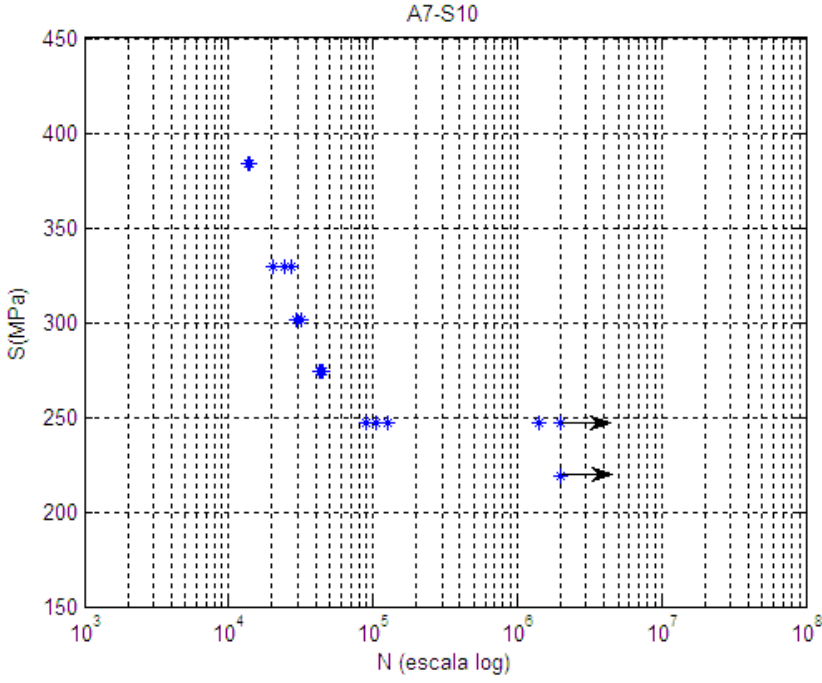


Figura 13. Datos experimentales A7-S10.

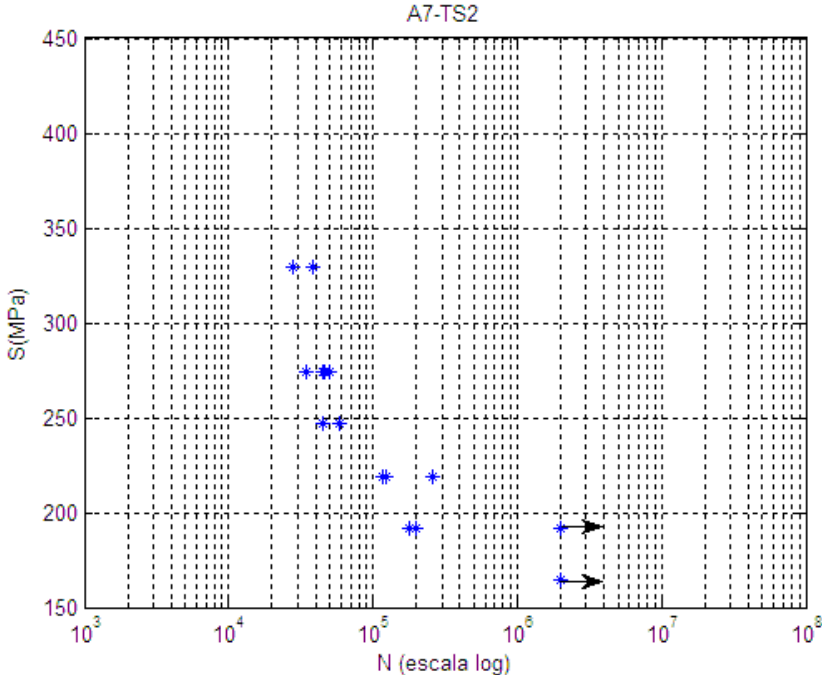


Figura 14. Datos experimentales A7-TS2.

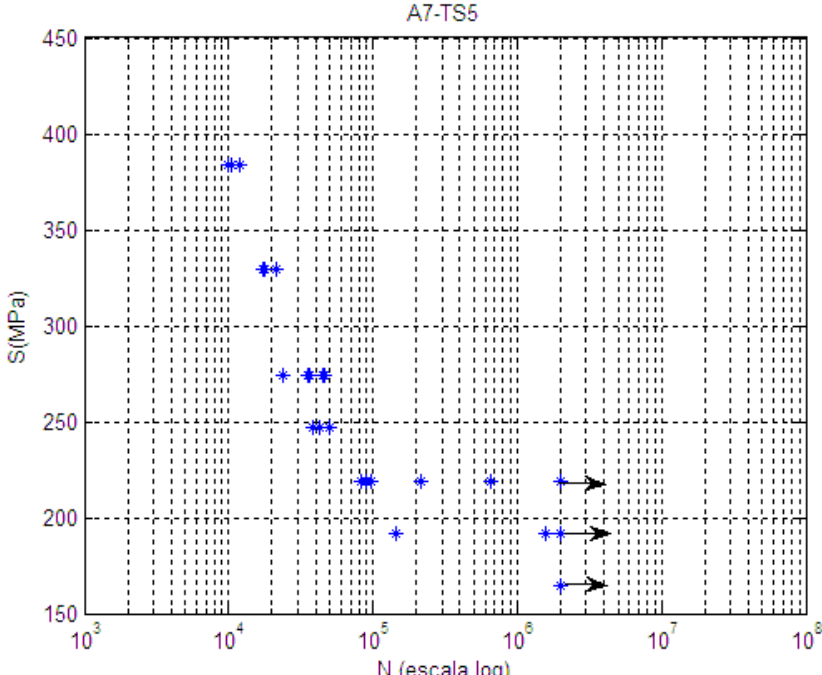


Figura 15. Datos experimentales A7-TS5.

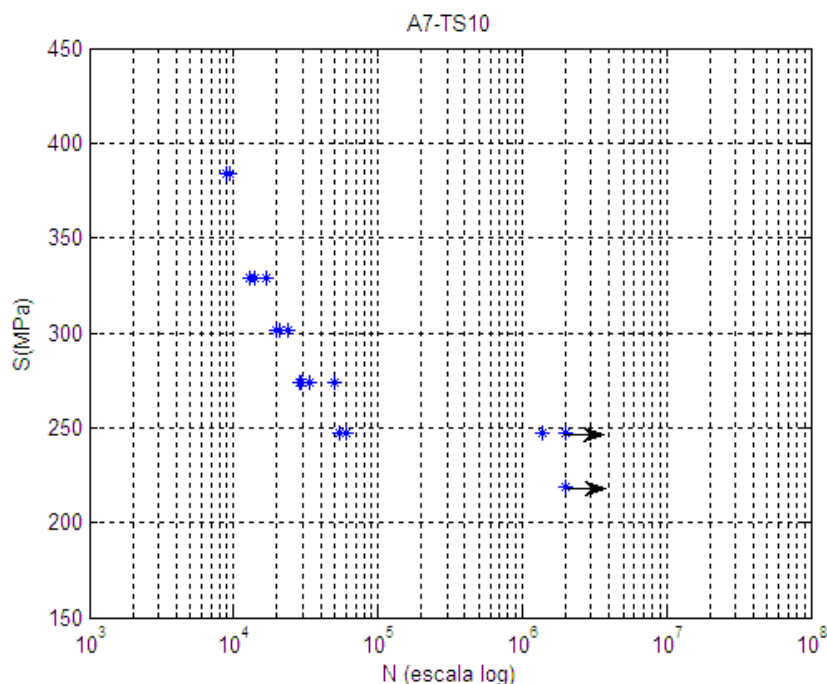


Figura 16. Datos experimentales A7-TS10.

4.2.3. Resultados del cálculo estadístico

A continuación se presentan los resultados obtenidos después de aplicar el método de probabilidad de fractura definido por Maennig. Mediante esta metodología es posible trazar las curvas de isoprobabilidad S-N-P, es decir, las curvas S-N del 1%, 50% y 99% de probabilidad de fractura para cada material.

A partir de los datos experimentales asociados con los dos niveles de carga más bajos se calcularon los tres niveles del rango de tensión que definen el rango de transición, y son los puntos de probabilidad de fractura que aparecen asociados con el número de ciclos tecnológico ($N_g = 2 \times 10^6$ ciclos). En la figura 17 se representa para la aleación de aluminio de referencia A7-R, la probabilidad de fractura transformada (Ψ) frente al rango de tensión ΔS , en escala logarítmica, donde se indican los puntos experimentales (en círculo) y la recta de ajuste de estos puntos que permite determinar los niveles del rango de tensión asociados a la probabilidad de fractura del 1% ($\Psi = -1,664$), 50% ($\Psi = -0,885$) y del 99% ($\Psi = -0,216$). También en esta gráfica se incluye la ecuación de la recta de ajuste, en escala semilogarítmica, donde se indican la pendiente y la ordenada

en el origen, es decir los valores A y B respectivamente, asociados a la ecuación 2.25.

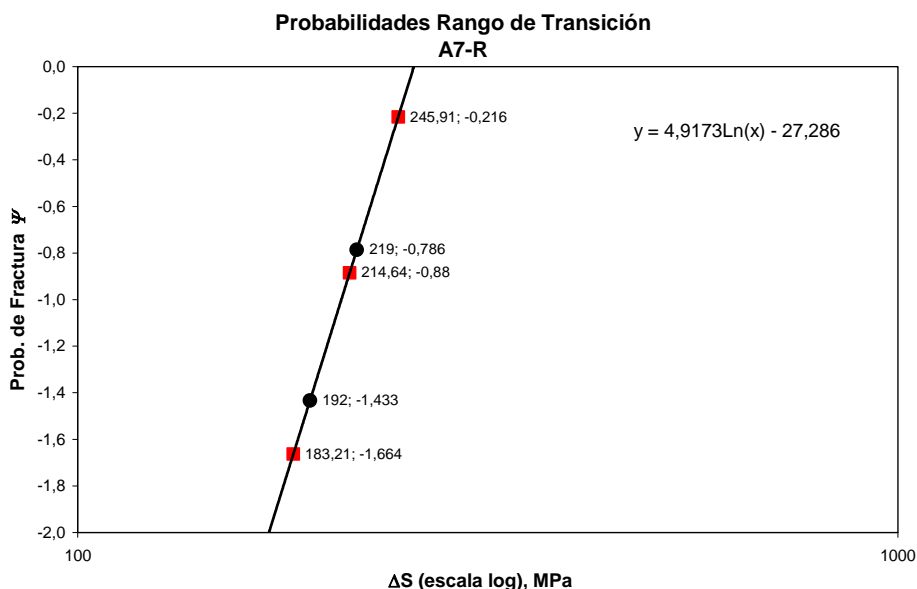


Figura 17. Probabilidades de fractura en el rango de transición en el material A7-R.

Los siguientes niveles de carga definen el rango de vida finita de la curva S-N. Para cada nivel se calcula el número de ciclos hasta rotura asociados con la probabilidad del 1%, 50% y 99%. En la figura 18 se indican los resultados del análisis estadístico asociado al rango de tensión del 45%. En esta gráfica se representan para cada número de ciclos su probabilidad asociada, y la recta de ajuste de estos puntos experimentales, que permite deducir el número de ciclos en los puntos de probabilidad deseados. También se indican la ecuación del ajuste y las constantes A y B que permiten deducir el número de ciclos hasta la rotura para distintos valores de probabilidades, en ese nivel de tensión.

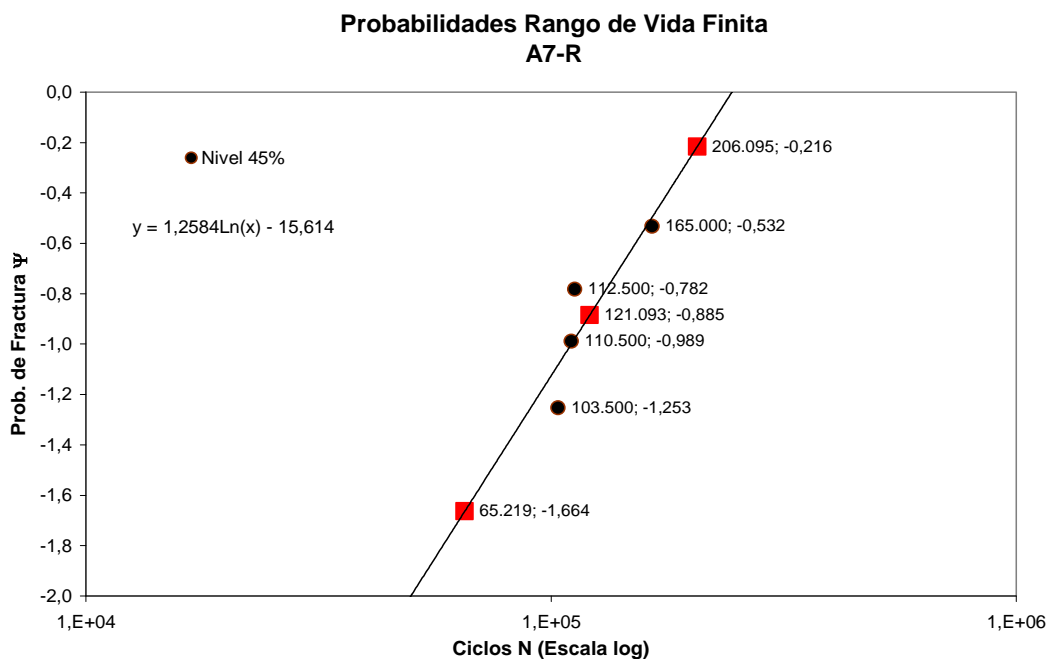


Figura 18. Probabilidades de fractura en el rango de vida finita en el material A7-R.

A continuación se presentan los datos obtenidos para los coeficientes A y B, que permiten determinar los niveles de tensión del rango de transición y los ciclos de rotura para cada nivel del rango de vida finita (tablas 3 a 10).

Tabla 3. Valores de A y B para la aleación A7-R.

| REFERENCIA | | | |
|----------------------|----|---------|-----------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 35 | 4,92 | -27,299 |
| 2 | 40 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 45 | 1,258 | -15,614 |
| 2 | 50 | 0,82 | -10,415 |
| 3 | 55 | 0,937 | -11,217 |
| 4 | 60 | 1,258 | -14,427 |
| 5 | 65 | 1,674 | -18,925 |
| 6 | 70 | 0,708 | -7,934 |

Tabla 4. Valores de A y B para la aleación A7-PR.

| PRETRATADA | | | |
|----------------------|----|---------|-----------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 35 | 6,061 | -33,187 |
| 2 | 40 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 45 | 1,516 | -18,523 |
| 2 | 50 | 0,701 | -9,051 |
| 3 | 55 | 0,694 | -8,676 |
| 4 | 70 | 1,472 | -15,88 |

Tabla 5. Valores de A y B para la aleación A7-S2.

| ANODIZADO SULFÚRICO 2 | | | |
|-----------------------|----|---------|-----------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 30 | 6,419 | -34,287 |
| 2 | 35 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 39 | 1,065 | -13,551 |
| 2 | 45 | 1,397 | -16,263 |
| 3 | 50 | 3,451 | -37,13 |

Tabla 6. Valores de A y B para la aleación A7-S5.

| ANODIZADO SULFÚRICO 5 | | | |
|-----------------------|----|---------|-----------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 35 | 4,098 | -22,867 |
| 2 | 40 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 45 | 0,647 | -8,13 |
| 2 | 50 | 0,656 | -8,355 |
| 3 | 55 | 2,641 | -28,916 |
| 4 | 60 | 1,343 | -14,507 |
| 5 | 70 | 3,054 | -31,616 |

Tabla 7. Valores de A y B para A7-S10.

| ANODIZADO SULFÚRICO 10 | | | |
|-------------------------------|----------|----------------|------------------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 40 | 4,983 | -28,176 |
| 2 | 45 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 50 | 10,411 | -112,155 |
| 2 | 55 | 5,533 | -57,986 |
| 3 | 60 | 2,026 | -21,318 |

Tabla 8. Valores de A y B para A7-TS2.

| TARTÁRICO SULFÚRICO 2 | | | |
|------------------------------|----------|----------------|------------------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 30 | 5,19 | -27,838 |
| 2 | 35 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 40 | 0,605 | -8,108 |
| 2 | 45 | 1,865 | -21,199 |
| 3 | 50 | 1,795 | -20,059 |
| 4 | 60 | 1,56 | -17,03 |

Tabla 9. Valores de A y B para A7-TS5.

| TARTÁRICO SULFÚRICO 5 | | | |
|------------------------------|----------|----------------|------------------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 30 | 2,012 | -11,631 |
| 2 | 35 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 40 | 0,221 | -3,631 |
| 2 | 45 | 2,786 | -30,65 |
| 3 | 50 | 1,084 | -12,274 |
| 4 | 60 | 2,75 | -27,941 |
| 5 | 70 | 3,551 | -33,843 |

Tabla 10. Valores de A y B para A7-TS10.

| TARTÁRICO SULFÚRICO 10 | | | |
|------------------------|----|---------|-----------|
| NIVEL | % | Ajuste | |
| | | Pend. A | Inters. B |
| RANGO DE TRANSICIÓN | | | |
| 1 | 40 | 4,845 | -27,478 |
| 2 | 45 | | |
| RANGO DE VIDA FINITA | | | |
| 1 | 50 | 1,086 | -12,239 |
| 2 | 55 | 3,079 | -31,623 |
| 3 | 60 | 2,103 | -21,053 |
| 4 | 70 | 8,416 | -77,816 |

A partir de los datos de estos anexos se construyen los diagramas S-N-P con los puntos de Maennig, entendiendo que cada conjunto de puntos, con la misma tonalidad, representa una curva S-N con una probabilidad de fractura diferente. En las figuras 19 a 26 se presentan los puntos de Maennig para las probabilidades de fractura del 1%, 50% y 99% de cada material (los datos aparecen registrados en el apéndice II). De estos resultados destaca la elevada dispersión de los resultados obtenidos para el material de referencia (figura 19) y el material pretratado (figura 20), en particular para el material de referencia la dispersión se hace muy notable para la región de bajo número de ciclos y alto nivel de carga. Con el proceso de anodizado en sulfúrico se reduce la dispersión de los resultados en los niveles altos de carga, y en el anodizado sulfúrico de 10µm (figura 23), existe muy poca dispersión de los resultados experimentales en todos los niveles estudiados dentro de la región de vida finita. Con los recubrimientos realizados en tartárico-sulfúrico se observa la misma tendencia, con una dispersión de los resultados inferior a la obtenida con el material de referencia, aunque en este caso el recubrimiento de 10µm con tartárico sulfúrico (figura 26) no ofrece tan buenos resultados en la dispersión de los datos como la que se obtiene para el anodizado sulfúrico con el mismo espesor.

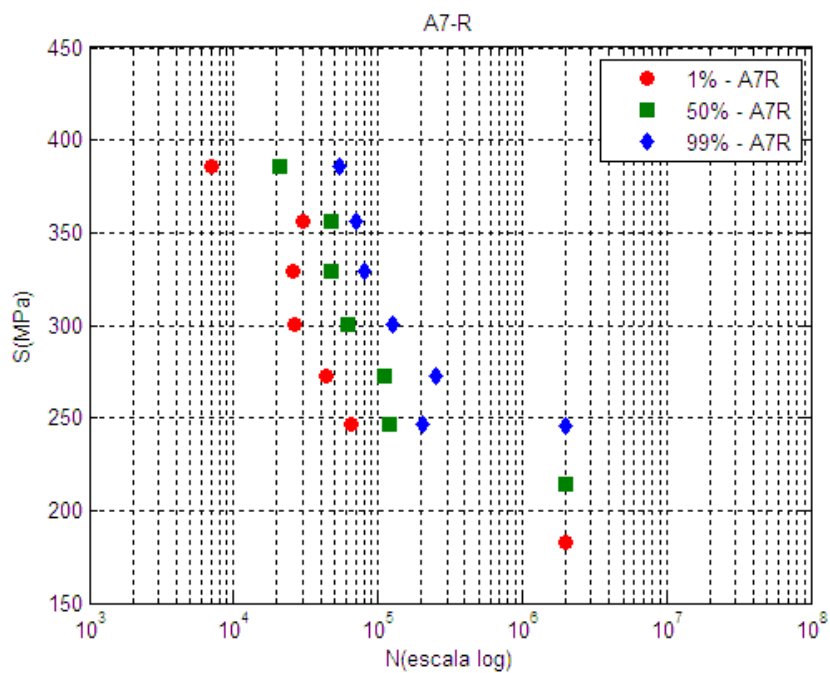


Figura 19. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-R.

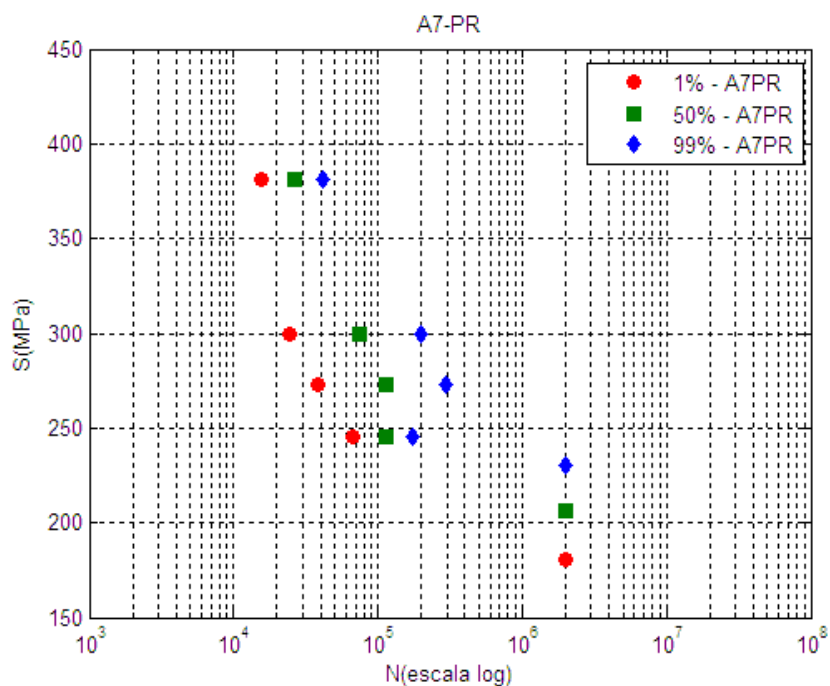


Figura 20. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-PR.

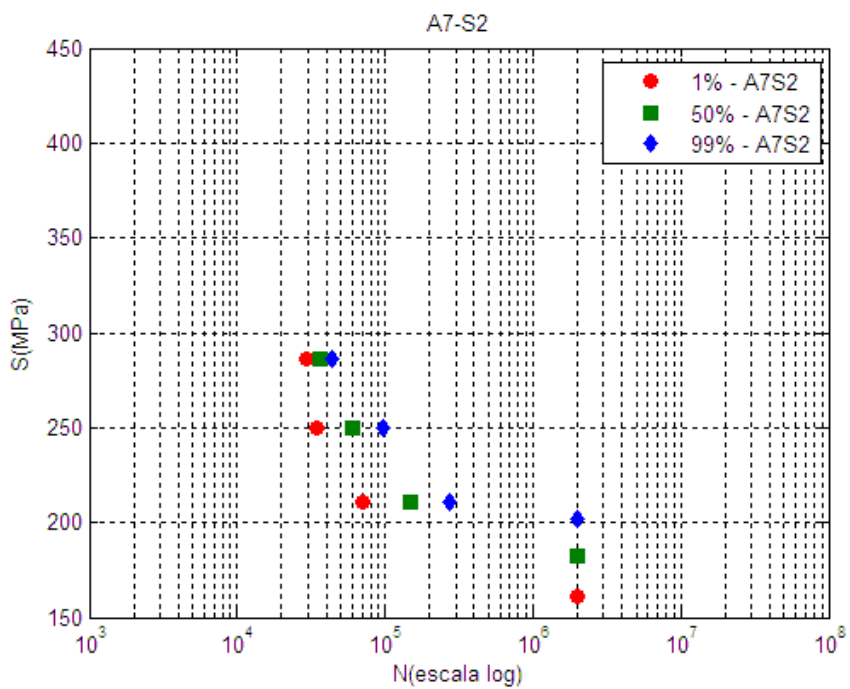


Figura 21. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S2.

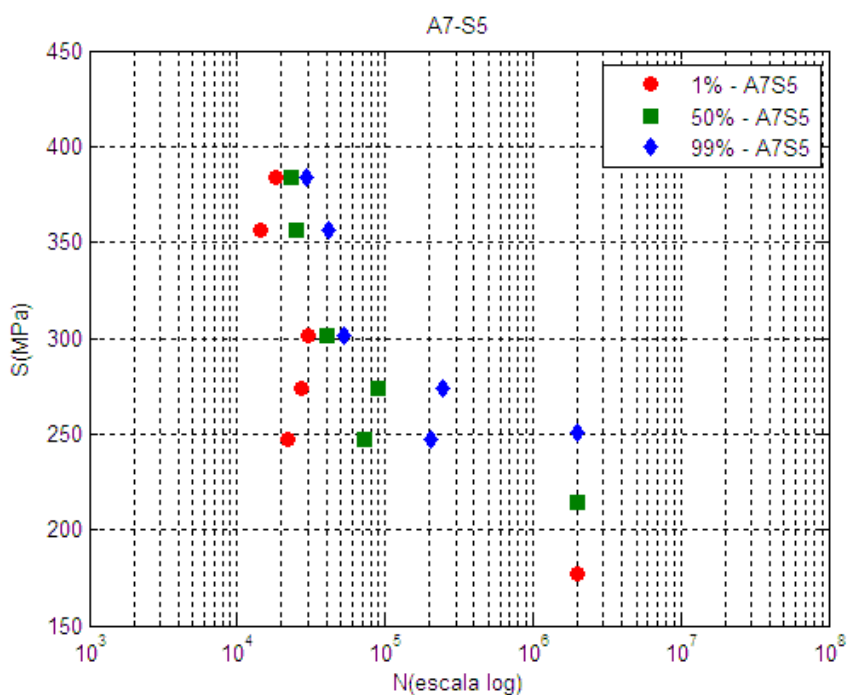


Figura 22. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S5.

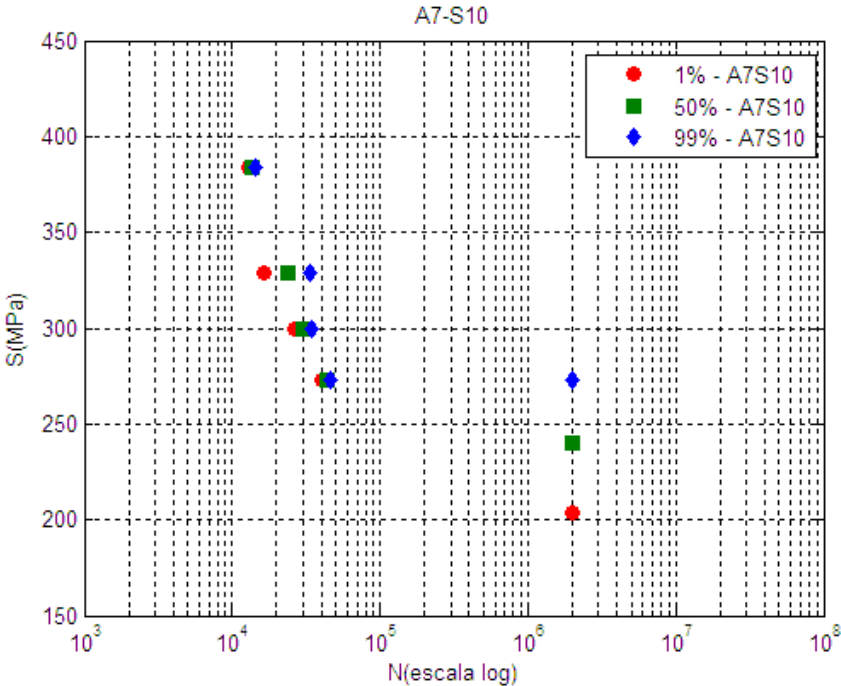


Figura 23. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S10.

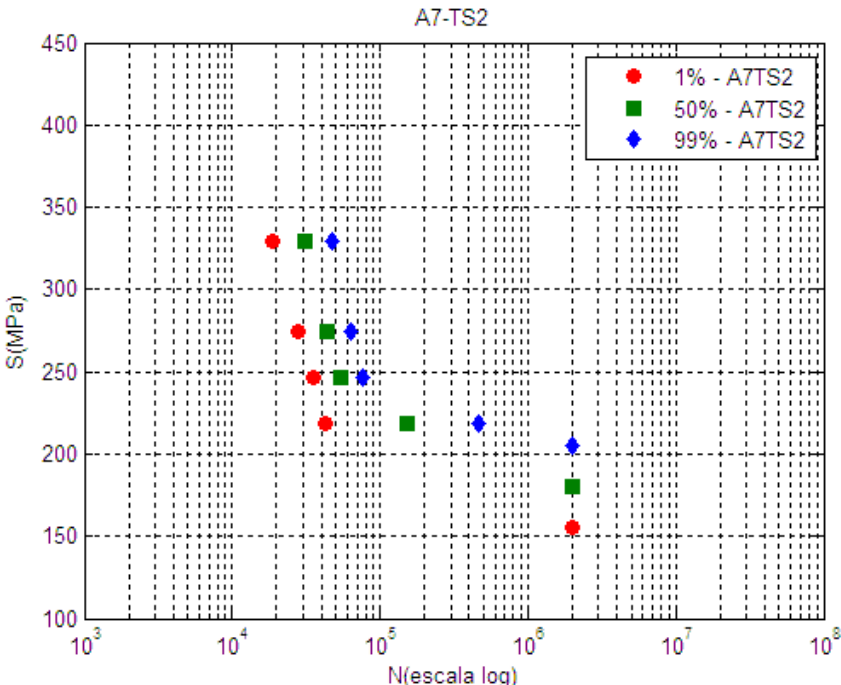


Figura 24. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS2.

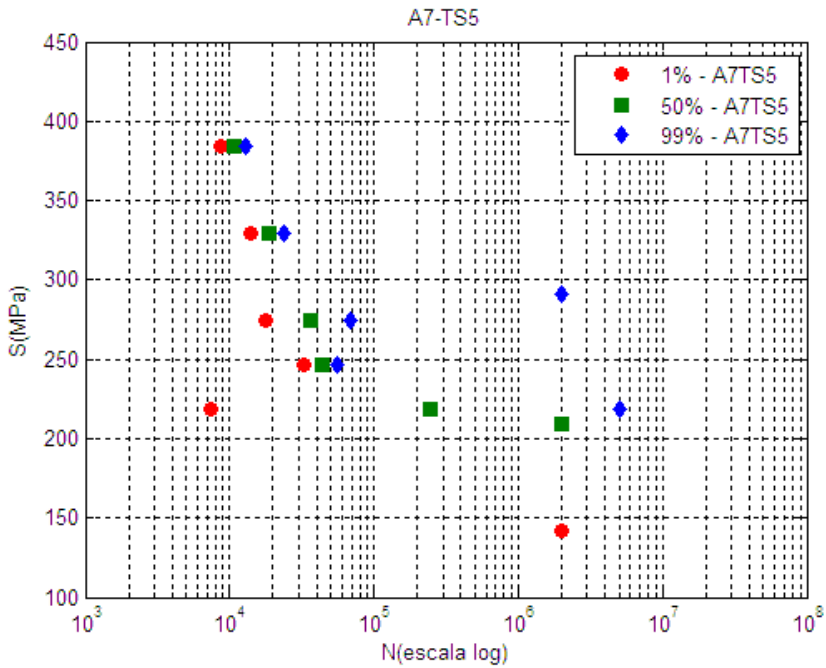


Figura 25. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS5.

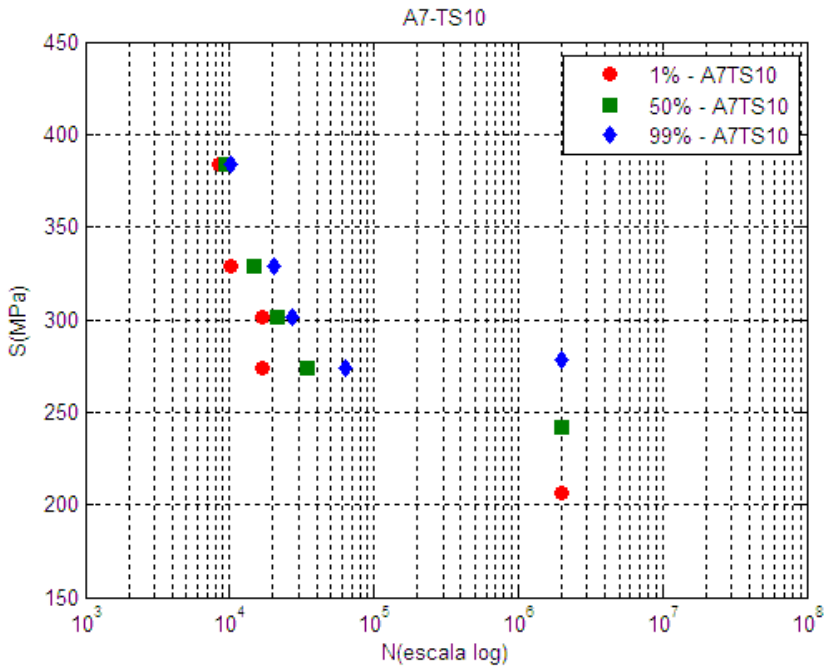


Figura 26. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS10.

4.2.3.1. Ajuste de los puntos de Maennig del 50% de probabilidad

A partir de los datos obtenidos por el ajuste estadístico de Maennig se trazaron las curvas S-N para una probabilidad de fractura del 50% (figuras 27 a 34). Estos datos son lo que se utilizaron para hacer el estudio comparativo de la resistencia y vida a fatiga de los distintos tratamientos. En la tabla 11 se indican los coeficientes de ajuste para cada material, asociados a la ecuación 2.31. En las siguientes figuras (de la 27 a la 34) se observa la bondad del ajuste, que también queda reflejada por el coeficiente de regresión R^2 incluido en la tabla 11. En todos los casos, esta desviación en el ajuste de los puntos de Maennig es superior a 0,95.

Tabla 11. Tabla de los coeficientes de ajuste y regresión media cuadrática.

| | A | B | C | R² |
|----------------|----------|----------|----------|----------------------|
| A7-R | 0,5934 | 3,00 | 2,1420 | 0,9574 |
| A7-PR | 0,3728 | 3,50 | 2,1823 | 0,9514 |
| A7-S2 | 0,3398 | 3,50 | 2,1320 | 0,9911 |
| A7-S5 | 0,1446 | 3,90 | 2,2713 | 0,9619 |
| A7-S10 | 0,1745 | 3,50 | 2,3062 | 0,9689 |
| A7-TS2 | 0,2832 | 3,70 | 2,1423 | 0,9731 |
| A7-TS5 | 0,1841 | 3,50 | 2,2515 | 0,9699 |
| A7-TS10 | 0,1161 | 3,50 | 2,3376 | 0,9923 |

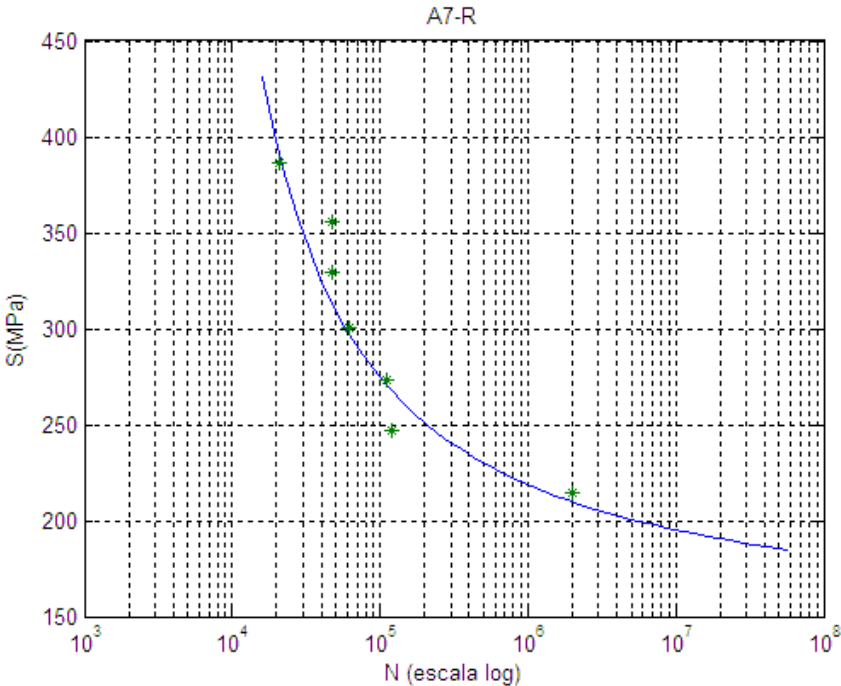


Figura 27. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-R.

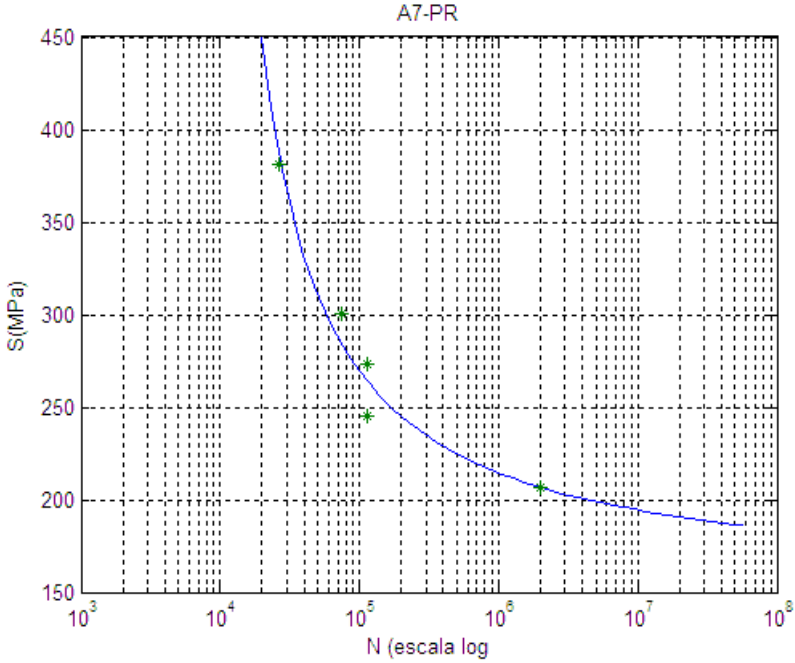


Figura 28. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-PR.

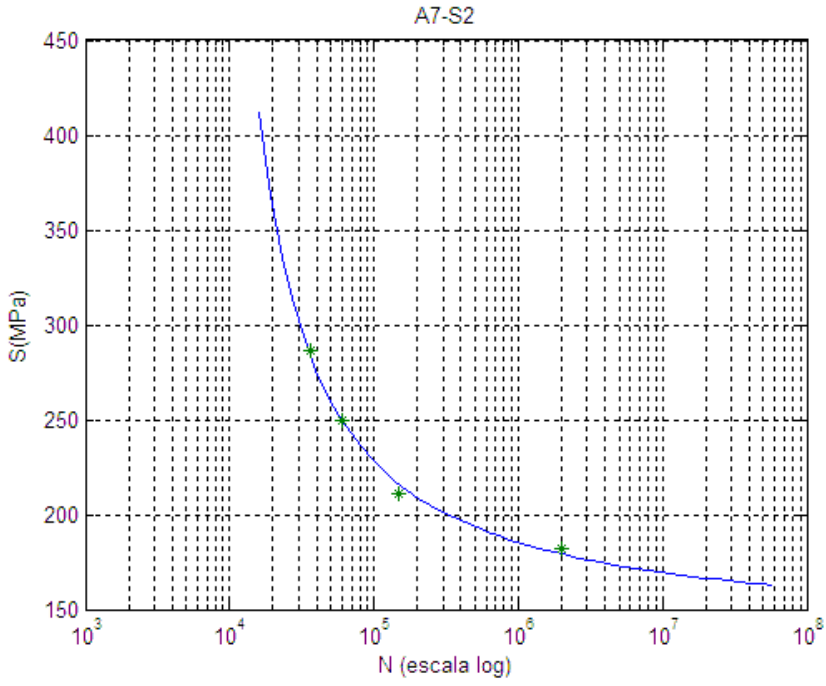


Figura 29. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S2.

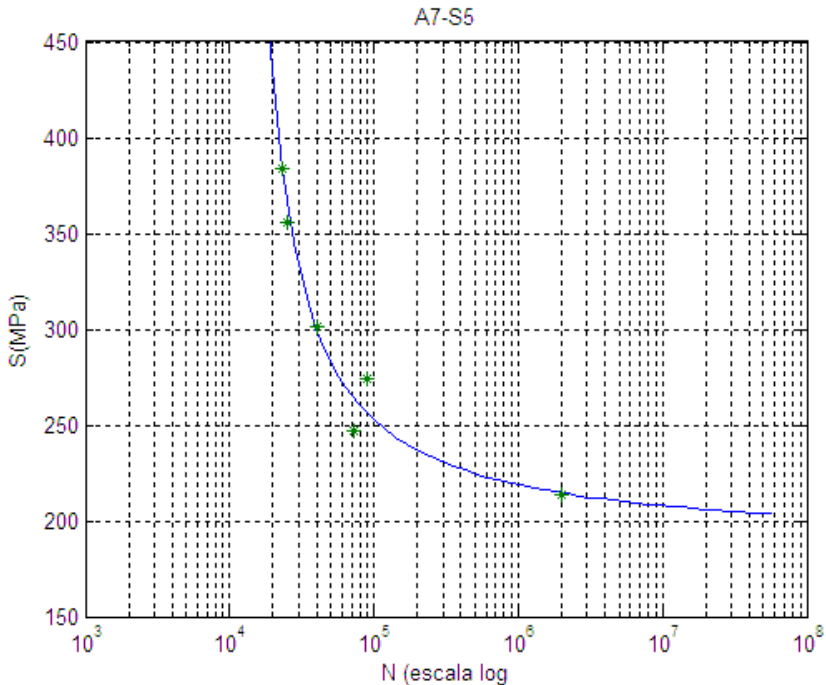


Figura 30. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S5.

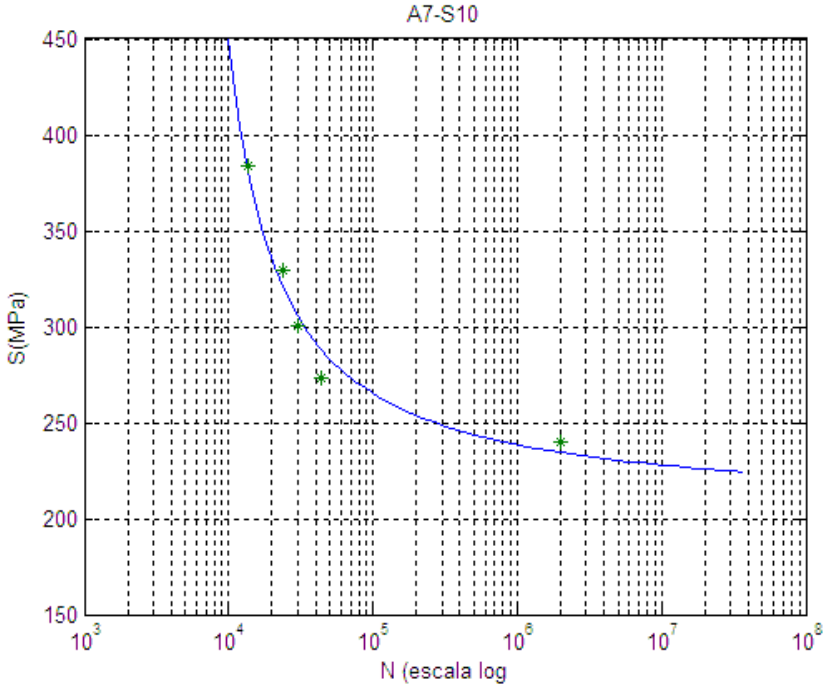


Figura 31. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S10.

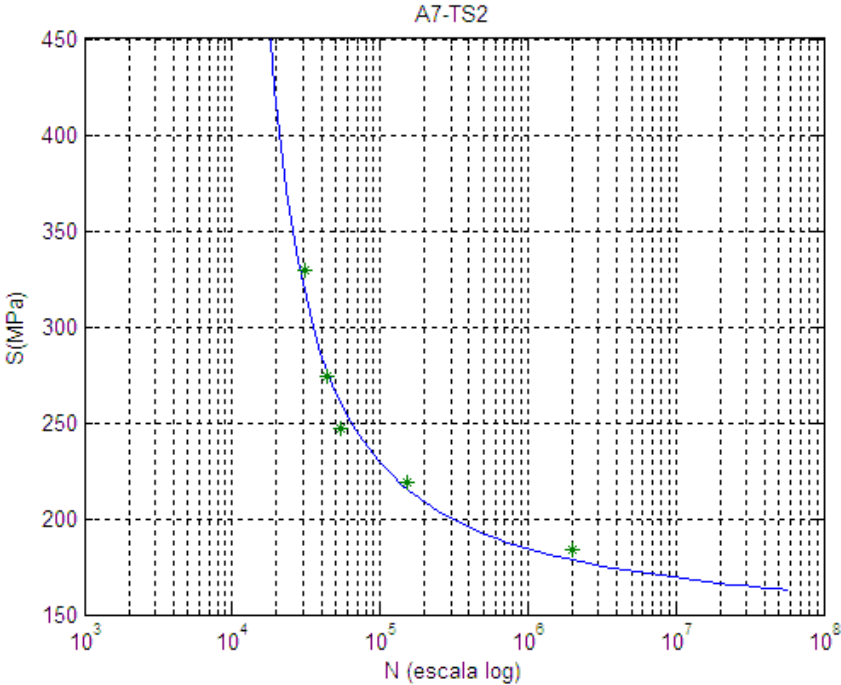


Figura 32. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS2.

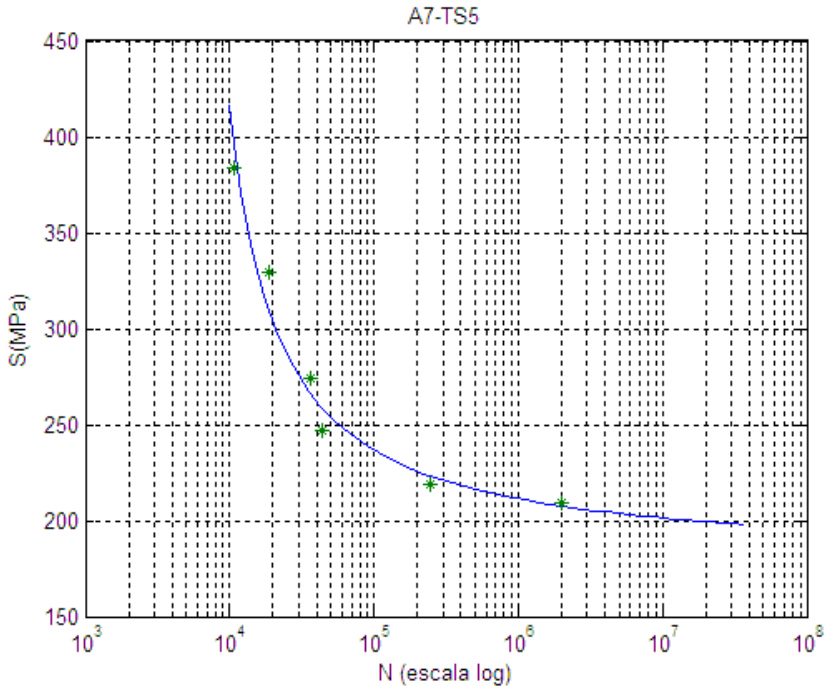


Figura 33. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS5.

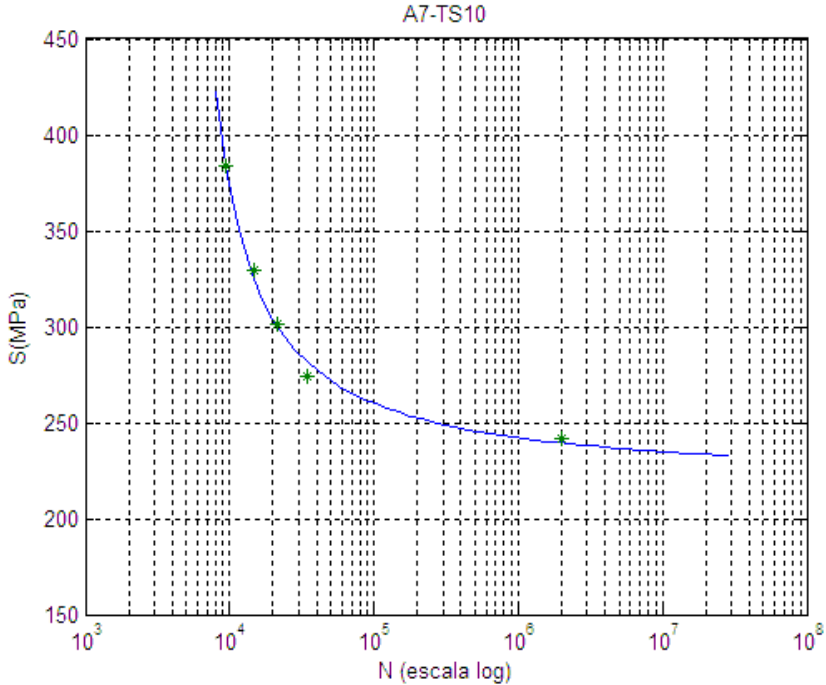


Figura 34. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS10.

4.2.4. Comparativas de las curvas totales S-N del 50% de probabilidad

4.2.4.1. Influencia del pretratamiento

En la figura 35 se presentan las curvas S-N del material de referencia y la obtenida para el material sobre el que se ha realizado el pretratamiento alcalino con limpieza en solución ácida. Mediante esta gráfica se pretende cuantificar si este proceso genera en el material algún tipo de daño superficial que pueda afectar a la resistencia a fatiga de la aleación. Según los resultados mostrados se observa que el pretratamiento apenas influye en el comportamiento a fatiga, de hecho se observa que para niveles de carga altos la respuesta del material pretratado es mejor, porque la curva está por encima de la del material de referencia. Sin embargo, este comportamiento no puede tenerse en cuenta y en principio puede atribuirse a la elevada dispersión obtenida para el material de referencia para bajo número de ciclos.

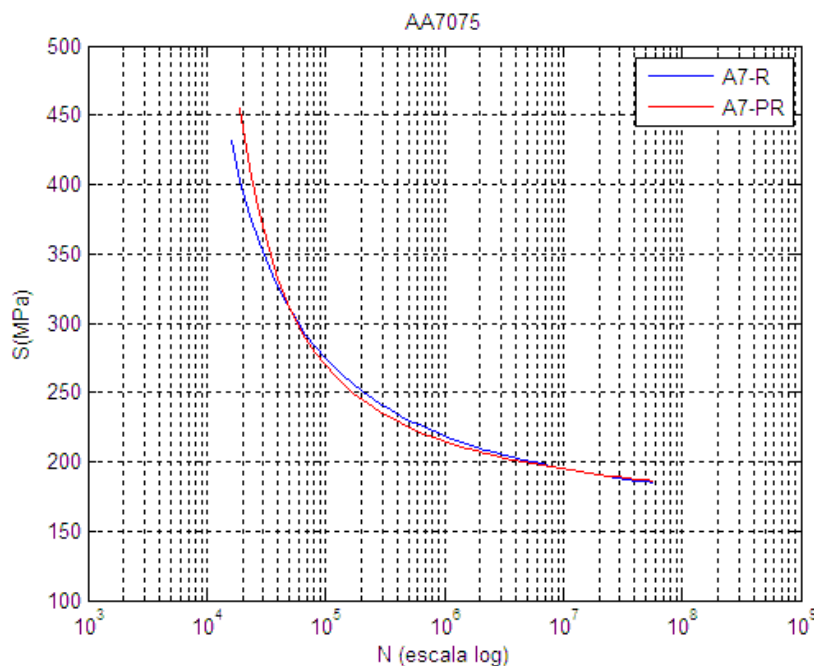


Figura 35. Curvas S-N para A7-R y A7-PR.

En la tabla 12 se incluyen los datos obtenidos para el límite de fatiga del 1%, 50% y 99% considerando un número de ciclos tecnológico de 2×10^6 ciclos. Según estos resultados el límite de fatiga de la aleación de referencia, para una probabilidad de

fractura del 50% está en 215MPa, y para la aleación con el pretratamiento el límite de fatiga se sitúa en 206MPa, aunque aquí de nuevo cabe destacar que la dispersión de los resultados es mayor en el material de referencia.

Tabla 12. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R y A7-PR.

| | Probabilidad 1% | Probabilidad 50% | Probabilidad 99% |
|--------------|--------------------------|---|--------------------------|
| | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) |
| A7R | 183 | 215 | 246 |
| A7_PR | 181 | 206 | 230 |

4.2.4.2. Influencia del espesor de anodizado para distintos tipos de recubrimientos

En este apartado se comparan las curvas S-N del 50% de probabilidad, obtenidas para las aleaciones A7075 con recubrimientos de anodizado en ácido sulfúrico y con distintos espesores de recubrimiento, y por otra parte se estudia la respuesta de la aleación anodizada en tartárico sulfúrico con los distintos espesores considerados.

Para la aleación de aluminio 7075 con recubrimiento de anodizado en ácido sulfúrico se observa en la figura 36 que a medida que aumenta el espesor de recubrimiento se mejora notablemente el límite de fatiga. Además, en la tabla 13 se dan los datos del límite de fatiga para las distintas probabilidad de fractura analizadas considerando un número de ciclos tecnológico de 2×10^6 ciclos. Cuando el espesor del recubrimiento de anodizado sulfúrico es de $2 \mu\text{m}$ el límite de fatiga se sitúa en 182MPa, mientras que cuando se aumenta hasta las $10 \mu\text{m}$ el límite alcanza el valor de 239MPa. Además, en la tabla 13 se observa que aunque el proceso de anodizado en principio empeora la respuesta a fatiga del material porque disminuye el límite de fatiga, esta tendencia se produce sólo con recubrimientos de espesor pequeño, porque con espesores iguales o superiores a $5 \mu\text{m}$ se consigue igualar el límite de fatiga del material de referencia e

incluso superarlo para espesores de 10 μ m.

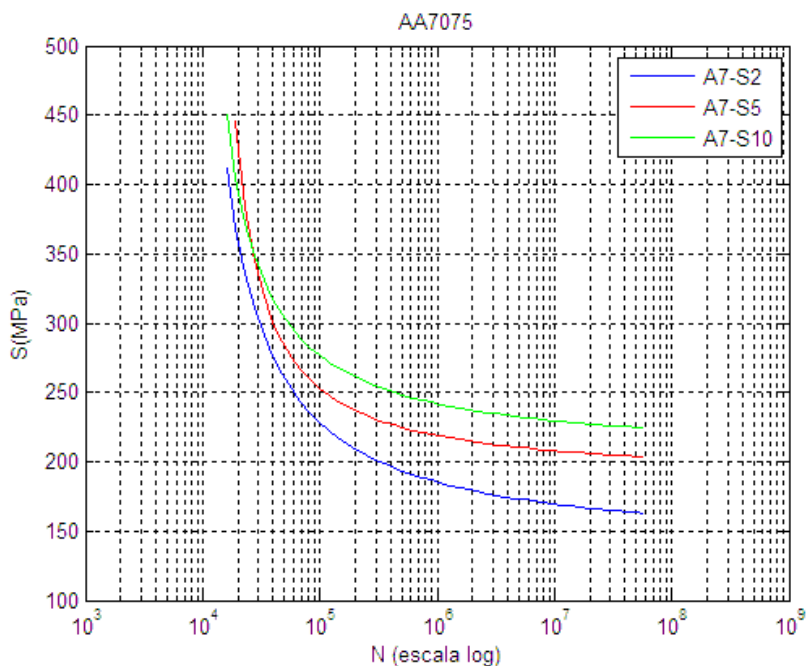


Figura 36. Curvas S-N para A7-S2, S5 y S10.

Tabla 13. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R, S2, S5 y S10.

| | Probabilidad 1% | Probabilidad 50% | Probabilidad 99% |
|---------------|--------------------------|-----------------------------------|--------------------------|
| | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) |
| A7R | 183 | 215 | 246 |
| A7_S2 | 161 | 182 | 201 |
| A7_S5 | 177 | 214 | 251 |
| A7_S10 | 204 | 239 | 273 |

En las curvas mostradas en la figura 37 se observa claramente la tendencia para intervalos de carga bajos, alto número de ciclos, pero no resulta fácil dilucidar el comportamiento para bajo número de ciclos, por este motivo se decidió analizar el comportamiento a fatiga de los materiales utilizando solamente el tramo lineal comprendido entre 2×10^4 ciclos y 10^5 ciclos.

En este caso se observa que para bajo número de ciclos, el anodizado disminuye la respuesta a fatiga, con respecto al material de referencia, aunque en este punto es muy interesante el resultado obtenido, porque si bien el anodizado convencional de $2 \mu\text{m}$ reduce considerablemente la resistencia a fatiga, el aumento del espesor alivia el detrimento producido en el proceso de anodizado. Conforme a estos resultados el espesor de anodizado que mejor respuesta produce frente a la fatiga consiguiendo valores similares a los del material de referencia, es el anodizado de $5 \mu\text{m}$.

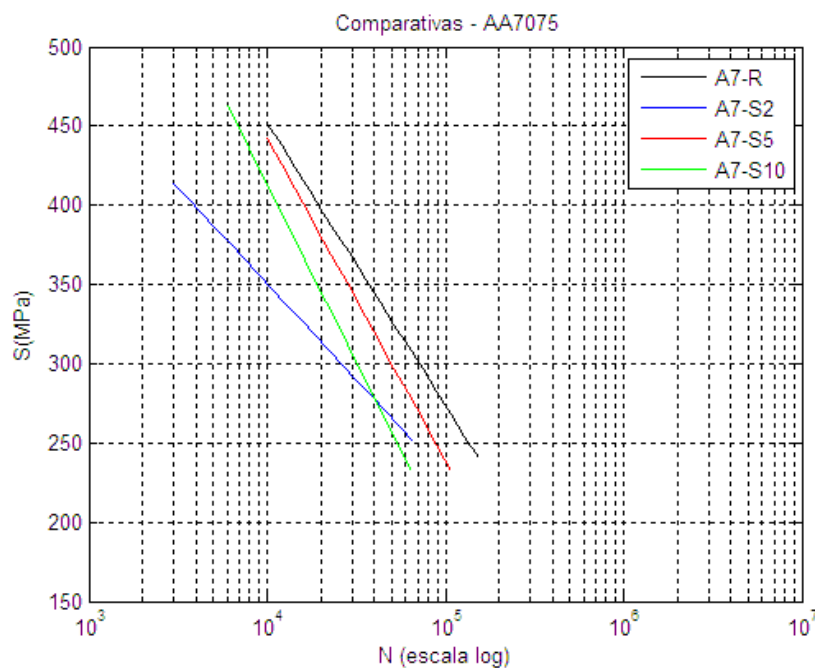


Figura 37. Ajuste de las rectas para A7-R, S2, S5 y S10.

Para el anodizado en tartárico sulfúrico con distintos espesores los resultados se muestran en la figura 38. Y al igual que ocurre para el anodizado sulfúrico, a medida que aumenta el espesor del anodizado se mejora el límite de fatiga de la aleación. Para el recubrimiento tartárico-sulfúrico de $2 \mu\text{m}$ se reduce el límite de fatiga con respecto al

material de referencia, y a medida que aumenta el espesor se aumenta esta resistencia hasta superar notablemente la del material sin tratamiento (tabla 14).

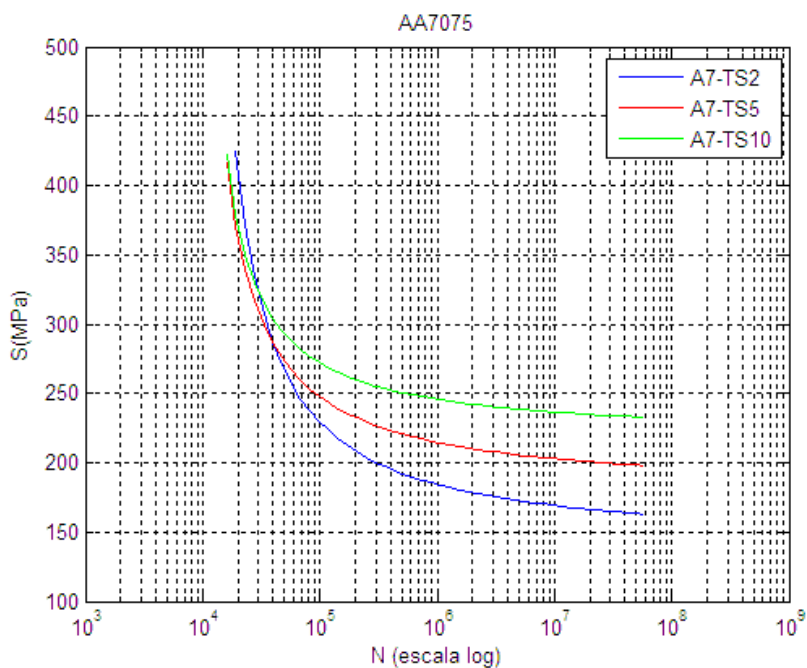


Figura 38. Curvas S-N para A7-TS2, TS5 y TS10.

Tabla 14. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R, TS2, TS5 y TS10.

| | Probabilidad 1% | Probabilidad 50% | Probabilidad 99% |
|----------------|--------------------------|-----------------------------------|--------------------------|
| | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) | ΔS_{FL} (MPa) |
| A7R | 183 | 215 | 246 |
| A7_TS2 | 155 | 180 | 205 |
| A7_TS5 | 142 | 209 | 291 |
| A7_TS10 | 206 | 242 | 278 |

En este caso, cuando se seleccionan únicamente los datos correspondientes al tramo lineal inicial, de menor número de ciclos, el comportamiento beneficioso que se obtenía con el anodizado sulfúrico, cuando se aumenta el espesor, no queda en el tartárico sulfúrico, tan patente. Según los datos y el ajuste lineal presentado en la figura 39, el anodizado en tartárico sulfúrico con espesor de $2\mu\text{m}$ reduce la respuesta a fatiga, pero el aumento del espesor no está proporcionando una mejora significativa en la resistencia, más bien es al contrario, que aumentando el espesor se empeora el comportamiento del material.

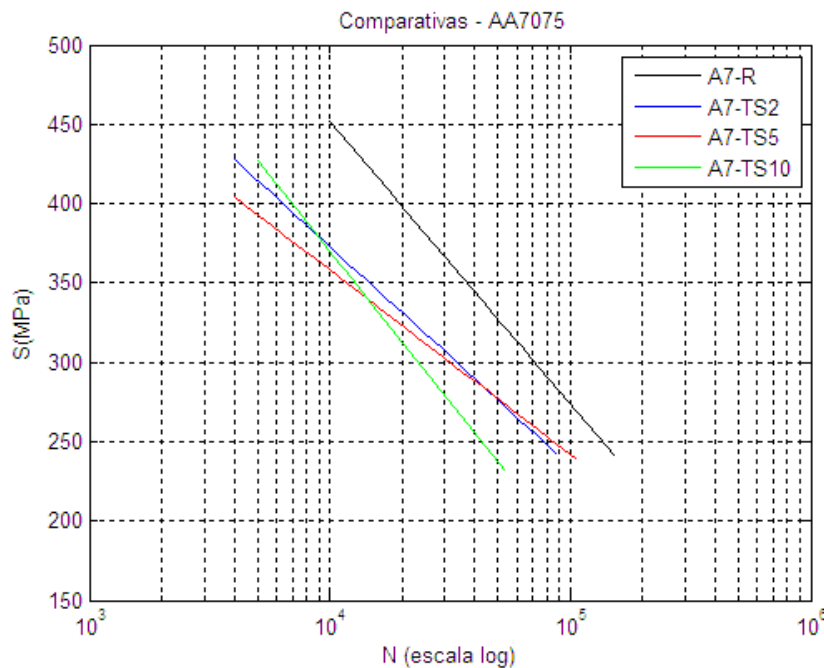


Figura 39. Ajuste de rectas para A7-R, TS2, TS5 y TS10.

4.2.4.3. Influencia del tratamiento de anodizado con distintos espesores

Bajo este epígrafe se analiza cómo influye el tipo de electrolito utilizado en el baño de anodizado cuando se fija el espesor del recubrimiento. En la figura 40 se compara el anodizado sulfúrico con el tartárico para el mismo espesor de $2\mu\text{m}$. Para niveles de carga elevados y bajo número de ciclos, se observa que el tartárico sulfúrico se comporta mejor que el anodizado en medio sulfúrico, porque la curva S-N para la aleación A7-TS2 está claramente por encima de la curva S-N asociada a la aleación A7-S2. En cambio, a medida que aumenta el número de ciclos, y dentro del rango de

valores de carga del límite de fatiga, la respuesta con los dos tratamientos es similar, superponiéndose las dos curvas.

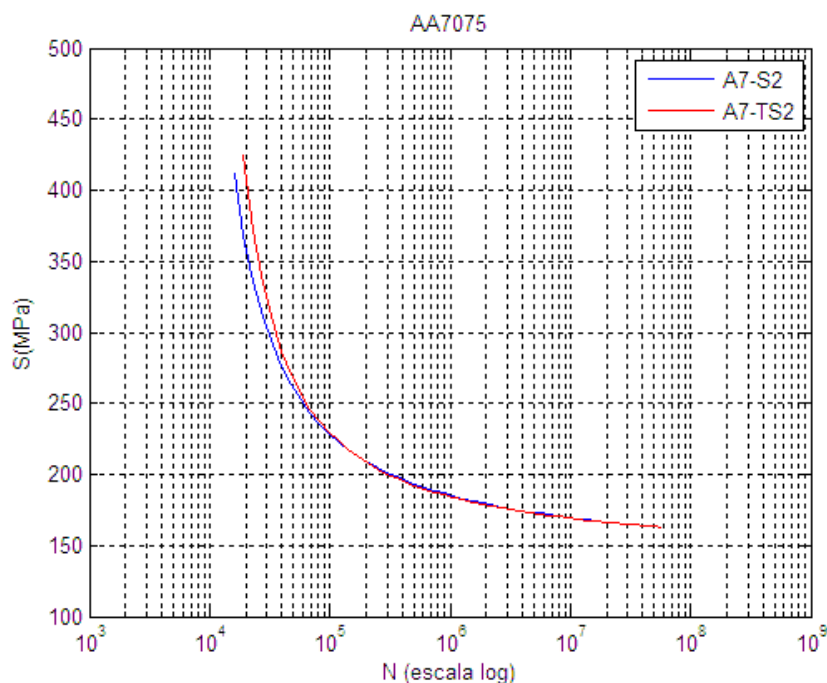


Figura 40. Curvas S-N para A7-S2 y TS2.

Cuando el espesor del recubrimiento se aumenta hasta $5\mu\text{m}$, el tartárico sulfúrico deja de ser una aleación competitiva frente al anodizado sulfúrico, porque en todo el intervalo de valores de vida de la aleación AA7075-T6 el anodizado sulfúrico con espesor de $5\mu\text{m}$ toma valores de resistencia superiores al anodizado A7-TS5, como se muestra en la figura 41.

Finalmente cuando el espesor se incrementa hasta los 10 mm se obtiene un resultado complementario entre los dos tipos de anodizados (figura 42).

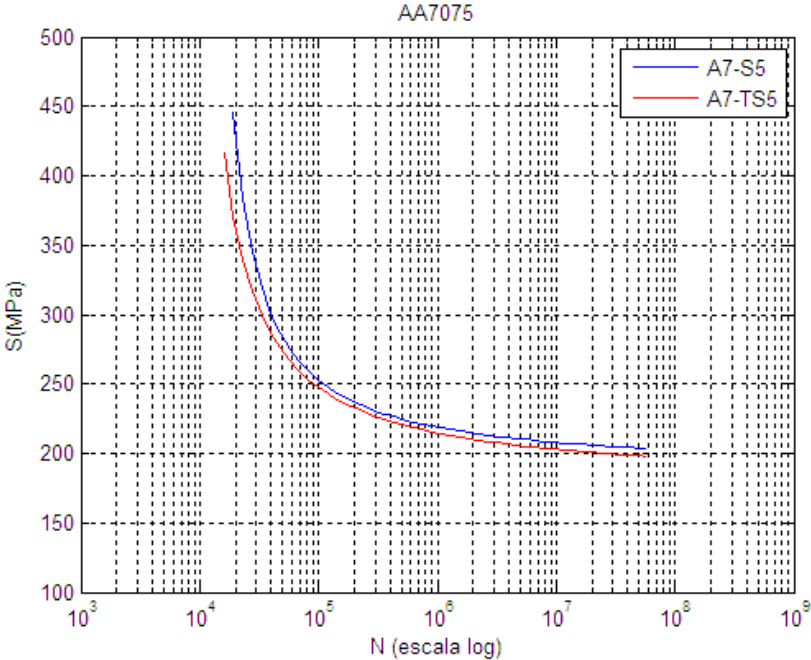


Figura 41. Curvas S-N para A7-S5 y A7-TS5.

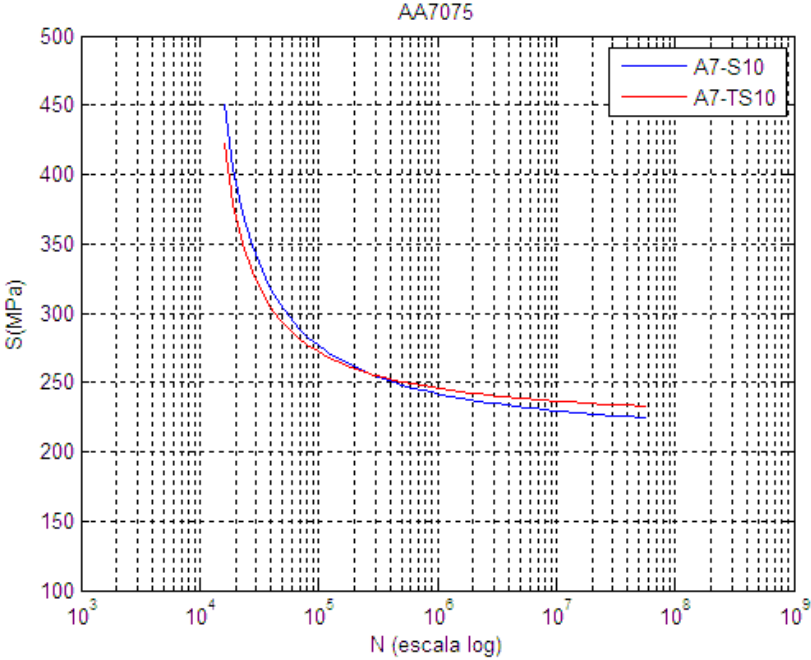


Figura 42. Curvas S-N para A7-S10 y TS10.

Para niveles de carga elevados, el anodizado en sulfúrico presenta mejores resultados frente al fenómeno de la fatiga, pero cuando los valores de la vida a fatiga son superiores a los 2×10^5 ciclos, se intercambian los resultados y el límite de fatiga se alcanza para valores más bajos en la aleación protegida con anodizado en tartárico sulfúrico. De hecho, los datos numéricos que se presentaron antes indican que el límite de fatiga considerando el límite tecnológico de vida a fatiga de 2×10^6 ciclos es de 242MPa para la aleación A7-TS10, frente a los 239MPa de la aleación A7-S10.

4.3. ANÁLISIS DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA

Para completar el estudio de la fractura por fatiga, se analizan las imágenes de fractografía obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido con un equipo modelo JEOL JSM 6400.

La rotura de fatiga se inicia en la fibra inferior de la muestra entre los puntos de apoyo. El análisis de las imágenes obtenidas al microscopio electrónico de barrido (SEM) indica que la grieta se inicia en un extremo de la chapa de aluminio y progresa en la dirección del laminado hasta el extremo opuesto.

En la figura 43 se muestra la zona correspondiente al origen de la grieta y posterior avance, tanto hacia el interior del material como a lo largo de la sección transversal. En esta imagen además se aprecia la orientación de los granos en el laminado de la aleación.

En la figura 44 se muestra esta misma zona ampliada a 4000 aumentos, donde se observan las estrías de fatiga.

La figura 45 es una imagen de la superficie opuesta a la del avance de la grieta. El aspecto de la superficie de rotura es dúctil con cavidades alongadas en la dirección del laminado, características de las sollicitaciones de desgarro, que se producen cuando comienza a abrirse la grieta.

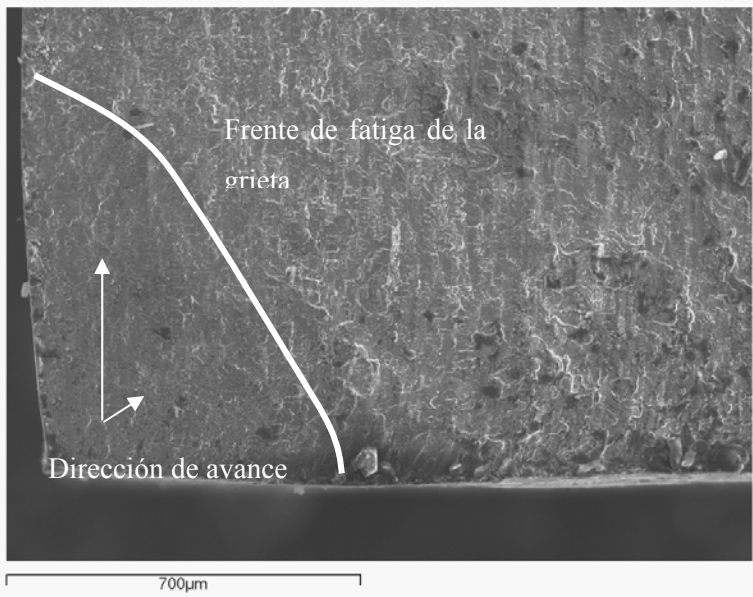


Figura 43. Origen de la grieta de fatiga.

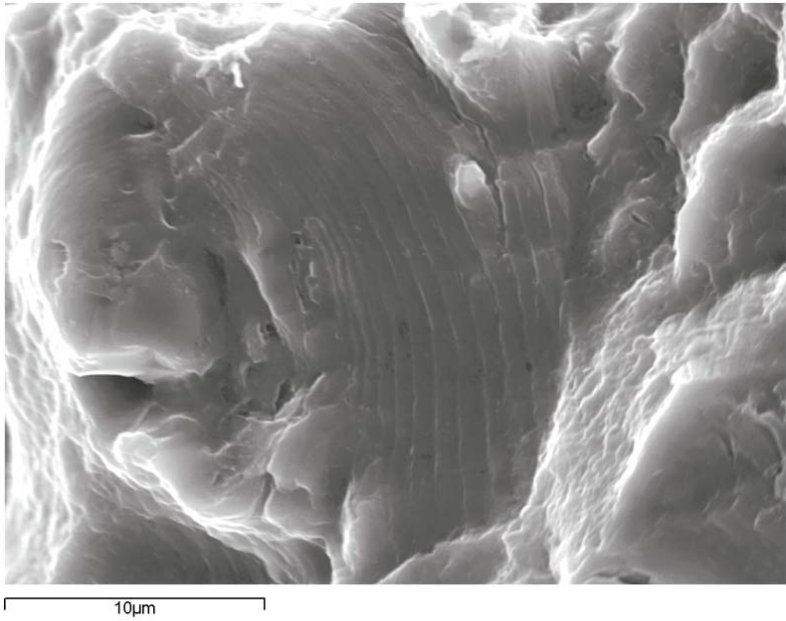


Figura 44. Estrías de fatiga.

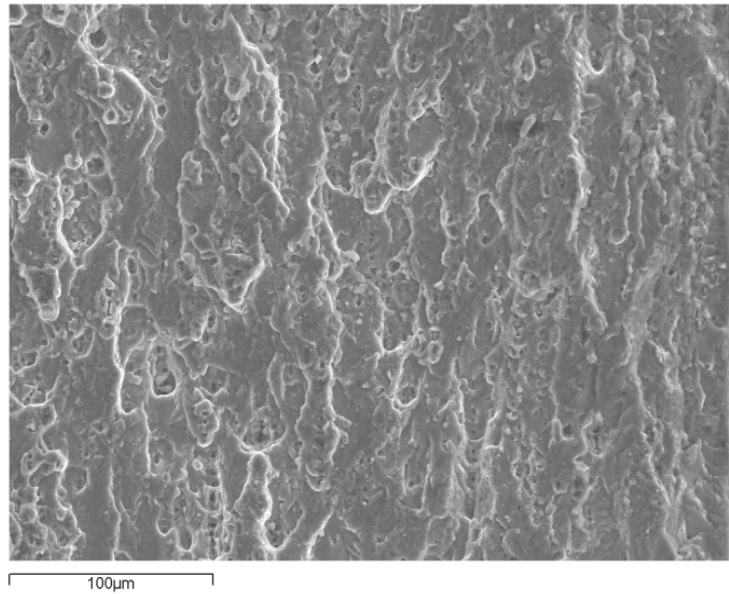


Figura 45. Superficie opuesta a la propagación de la grieta en la zona intermedia.

La figura 46 corresponde a la zona final de la fractura, el carácter dúctil de la rotura es de más intensidad. En la imagen a mayores aumentos de esta zona, mostrada en la figura 47, se observa que la rotura está asociada a la formación de microhuecos, por deformación plástica. Tanto el tamaño, como la densidad de las cavidades aumentan con respecto a la zona previa, mostrada en la figura 46.

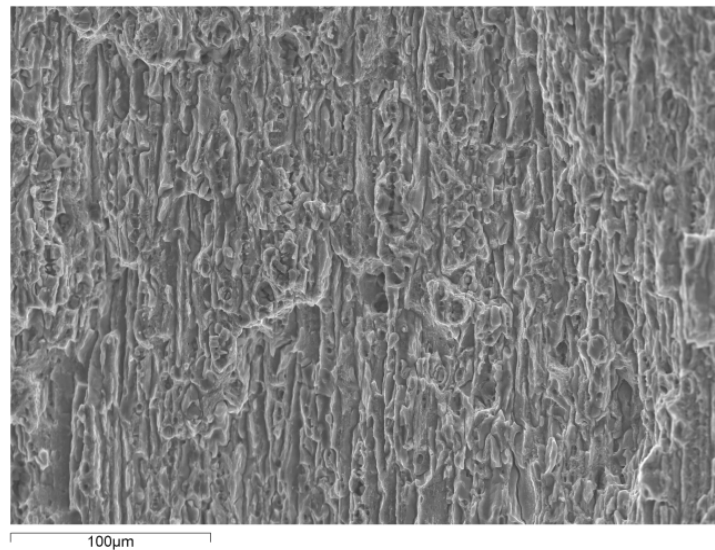


Figura 46. Superficie opuesta a la propagación de la grieta en el extremo final.

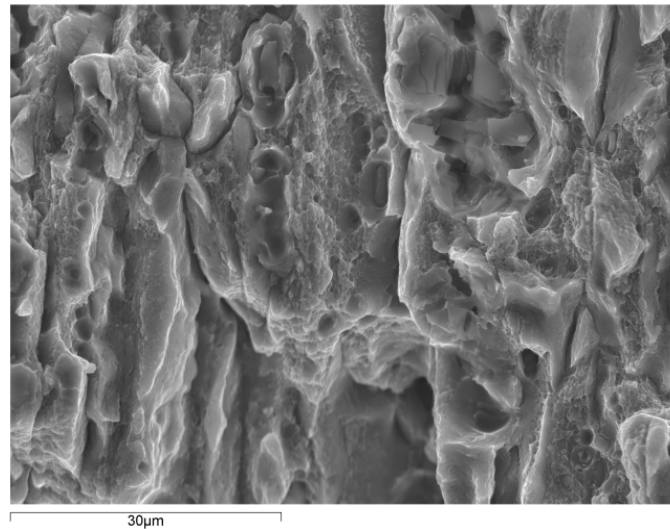
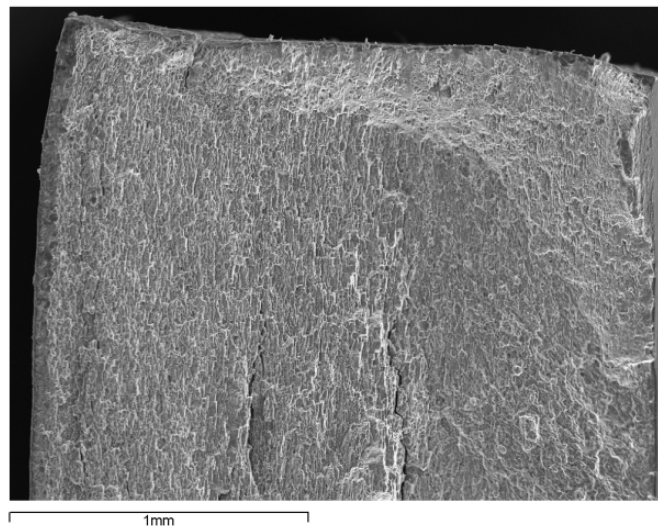


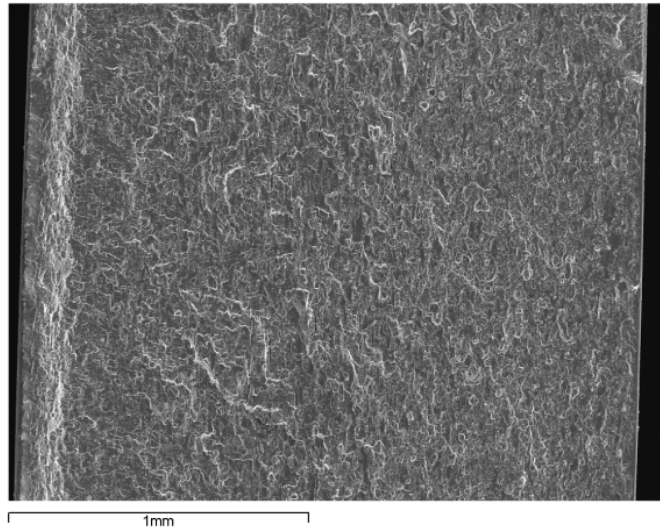
Figura 47. Imagen ampliada de la fractura final.

4.3.1. Rotura para bajo nivel de carga

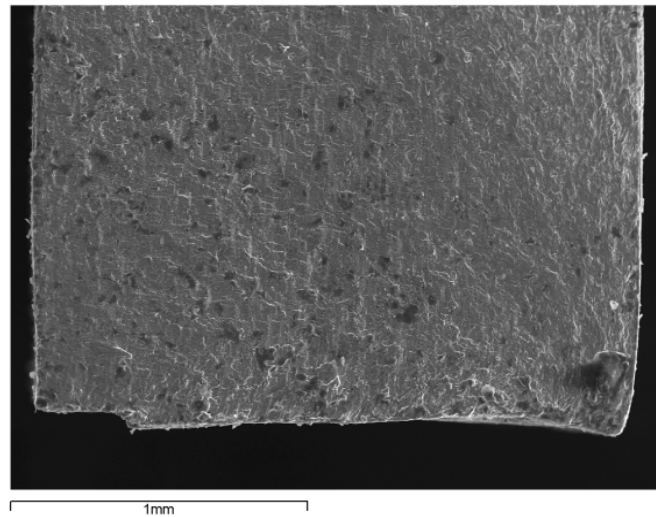
En las figuras 48a, b y c se presentan las imágenes de la fractura de tres secciones contiguas de una probeta A7SA10 cuya fractura se ha producido para un bajo nivel de carga (alto número de ciclos). Este es el aspecto general que presentan las fracturas cuando se aplican niveles de carga bajos.



(a)



(b)



(c)

Figura 48. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7-S10 a 60x. La rotura se produce para $\Delta S = 45\% \sigma_p$ con $N_f = 1.430.500$ ciclos.

El lugar donde se origina la fractura corresponde en la figura 48c a la esquina inferior derecha. A partir de este punto la grieta de fatiga se propaga hacia arriba y hacia la izquierda. A medida que avanza la grieta la superficie de fractura se va haciendo más dúctil, como se observa en las figuras 4a y 4b. En la figura 4b se observa que en el lado opuesto a la cara donde por donde avanza la grieta se produce un pequeño escalón con un ancho de $150\mu\text{m}$.

La figura 49 corresponde a la superficie de la probeta por donde se produce el avance de la grieta de fatiga. En esta imagen se aprecia claramente la capa de óxido de alúmina con un espesor de $10\mu\text{m}$. La rotura de esta capa es frágil y existe una perfecta adherencia con el material base. También destaca la presencia de partículas de segunda fase con un tamaño aproximado de $2,5\mu\text{m}$ en la interfase metal-óxido.

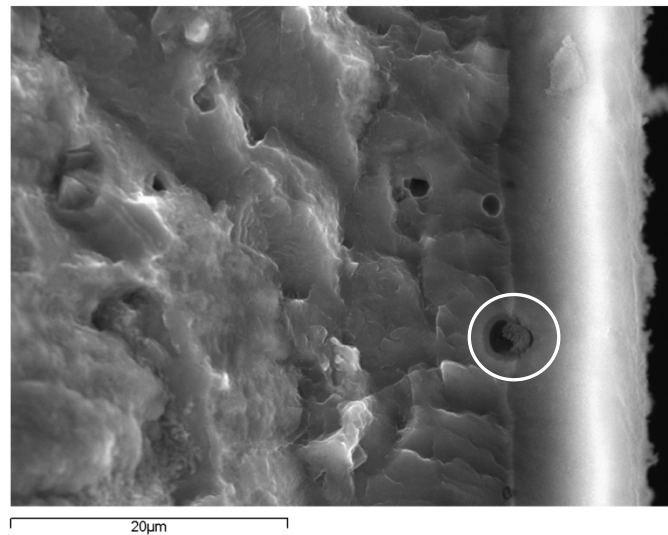


Figura 49. Superficie de la probeta que se corresponde con el lado por donde avanza la grieta de fatiga. Imagen a 2500x.

En la superficie opuesta al avance de la grieta de fatiga, en donde la fractura es más brusca porque se produce la rotura final de la probeta, la imagen de la capa de óxido ofrece un aspecto deslaminado según se observa en la figura 50. Además, aparece una grieta entre la capa de óxido y el metal, que supone la pérdida de adherencia del recubrimiento con la aleación de aluminio.

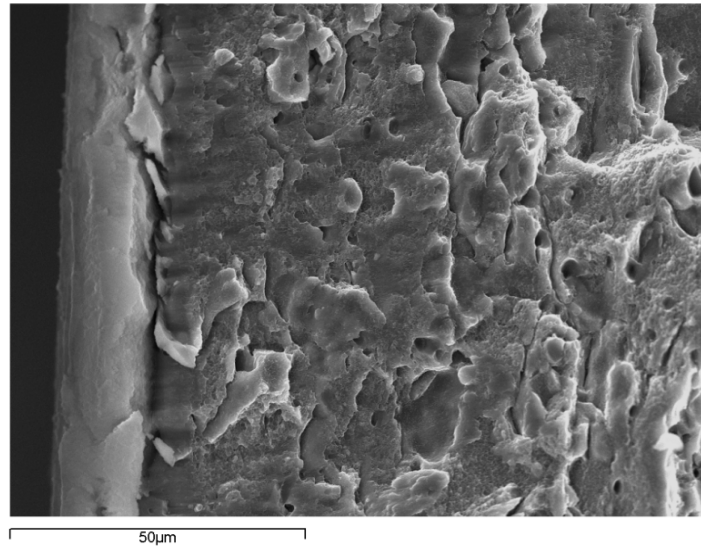
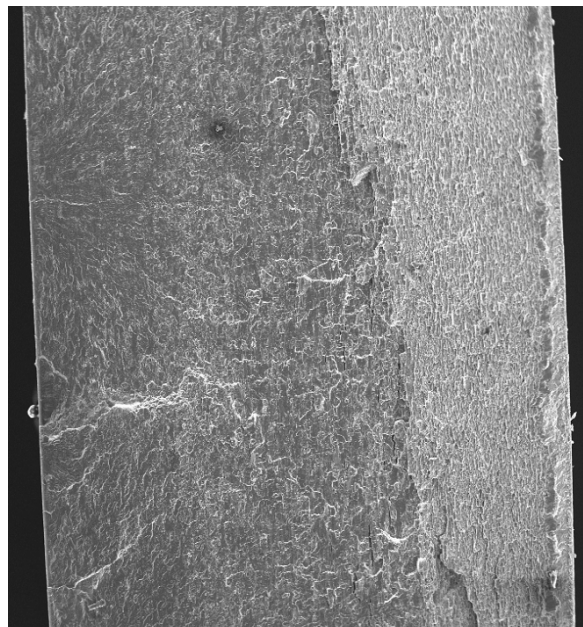


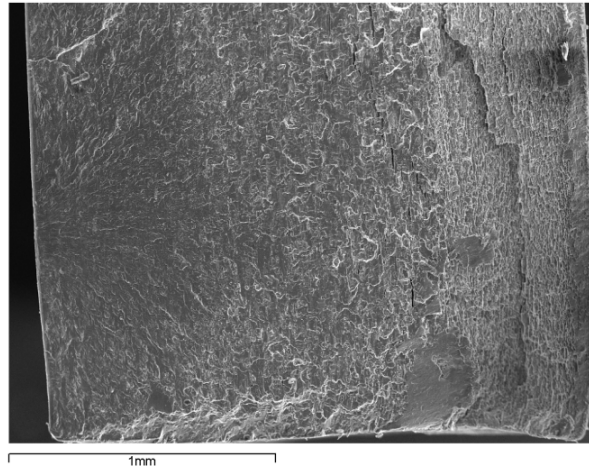
Figura 50. Superficie de la probeta que se corresponde con la cara superior (opuesta al lado de avance de la grieta de fatiga). Imagen tomada a 1000x.

4.3.2. Rotura para alto nivel de carga

Las fractografías de las figuras 51a y 51b corresponden a la fractura de la aleación de aluminio A7-S10 con bajo número de ciclos. A diferencia del caso anterior la fractura se inicia en varios puntos.



(a)



(b)

Figura 51. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7SA10. La rotura se produce para $\Delta S=70\% \sigma_p$ con $N_f = 13.500$ ciclos.

El origen de estas fracturas múltiples podría encontrarse en los poros de la interfase metal-óxido que actuarían como desencadenantes de la descohesión entre el metal y el óxido, dando lugar a grietas que favorecerían la rápida propagación de la fractura frágil.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

5. CONCLUSIONES

- Se ha diseñado e implementado un dispositivo para fatiga en flexión en cuatro puntos que permite realizar ensayos tanto en ambiente inerte como en ambiente corrosivo, para ensayos en los que se evalúe la acción sinérgica de los fenómenos de corrosión-fatiga.
- Se ha comprobado que la metodología del ensayo de fatiga influye sobre el resultado numérico de la resistencia y límite de fatiga, debido a que la distribución de tensiones en el interior del material es diferente según la configuración geométrica del dispositivo. Por este motivo es necesario realizar la caracterización completa del material de referencia cuando se trata de estudiar las variaciones introducidas por un cambio en las condiciones superficiales del material objeto de estudio.
- Para definir los valores del rango de tensión utilizados en los ensayos de fatiga, se ha utilizado como referencia la tensión proporcional asociada al ensayo estático de flexión en cuatro puntos, σ_p . Se ha encontrado que el intervalo de tensiones en el que es posible completar la curva S-N para la aleación AA-7075 varía entre el 30% y el 70% de σ_p .
- Se ha definido un criterio de fractura para la fatiga en flexión en cuatro puntos. Como parámetro clave para controlar la propagación de la grieta de fatiga se ha utilizado la flexibilidad cíclica, ΔC . Comparando la flexibilidad experimental calculada durante el transcurso del ensayo con la flexibilidad teórica determinada en el ciclo 500, C_o , se puede determinar el instante en el que se produce el fallo del material. Se define el criterio de fractura según la relación:

$$\Delta C > \Delta C_c$$

Donde ΔC es la flexibilidad cíclica, definida como:

$$\Delta C_c = 1,10 \times C_o$$

- Todos los tratamientos de anodizado disminuyen la resistencia a fatiga con respecto a la aleación de referencia. Esto puede tener su origen en que los valores del rango de tensión que definen la resistencia a fatiga son niveles elevados de carga, con lo que se favorece la propagación de las grietas de fatiga a partir de los defectos creados en el proceso de anodizado durante el crecimiento de la capa anódica, en la interfase metal-recubrimiento. Estos defectos que tienen su origen en la disolución de los compuestos intermetálicos, actúan de concentradores de tensiones, de tal modo que ante la aplicación de esfuerzos externos, se favorece el proceso de deslizamiento en la matriz de aluminio, que tiene lugar en la etapa I de la fatiga.
- El material de referencia, sin ningún tipo de tratamiento superficial, presenta mayor dispersión en los resultados de fatiga en los niveles de carga elevados, que el resto de los materiales analizados (con pretratamiento y anodizados). Este resultado se justifica por la homogeneidad obtenida en la aleación después de los tratamientos superficiales, tanto de pretratamiento como de anodizado y que se traduce en una menor amplitud en la distribución de las curvas S-N-P para niveles de carga del 70% del límite proporcional.
- El proceso de pretratamiento superficial convencional constituido por un ataque alcalino y una limpieza ácida en la aleación AA7075-T6 no modifica la respuesta a fatiga del material, de manera importante para niveles de carga dentro del rango de vida finita. Y para valores del límite de fatiga se obtiene una ligera reducción del orden del 5%.
- Para analizar la influencia del espesor en la respuesta a fatiga se observan claramente dos tendencias, la que afecta al nivel de vida finita, donde se definen los valores de la resistencia a fatiga, y la zona de vida infinita, en la que se calcula el límite de fatiga.

- El límite de fatiga mejora sensiblemente con el aumento del espesor del anodizado. Con respecto al material de referencia, cuando se realiza el anodizado sulfúrico con un espesor convencional de $2\mu\text{m}$, se está provocando una reducción del límite de fatiga del 15%. Cuando el espesor se aumenta hasta las $5\mu\text{m}$, A7-S5, se nivela el límite de fatiga con respecto al material de referencia A7-R, y cuando se consiguen capas anódicas de $10\mu\text{m}$, en la aleación A7-S10, se consigue aumentar el límite de fatiga entorno a un 11%, lo que supone una mejora muy importante en la respuesta a fatiga de las aleaciones anodizadas, porque se amplía en rango de tensiones en el que es posible utilizar el material con la seguridad de que no se producirán fracturas por fatiga.
- En el caso del anodizado en tartárico sulfúrico la tendencia se repite con lo encontrado para el recubrimiento de anodizado en sulfúrico. Tomando como valor de referencia los datos de la aleación A7-R, el anodizado A7-TS2 reduce un 16% el límite de fatiga, con el anodizado A7-TS5 la reducción es tan sólo del 2%, y en cambio cuando el espesor es de $10\mu\text{m}$, en la aleación A7-TS10 se obtiene un aumento del límite de fatiga, respecto a la aleación A7-R, del 13%.
- Se ha comprobado que es posible reducir la proporción de ácido sulfúrico en los baños de anodizado del aluminio AA7075-T6, utilizando componentes alternativos de compuestos orgánicos como el tartárico, que resultan menos agresivos en el medioambiente, porque desde el punto de vista de la respuesta a fatiga del material, el comportamiento mecánico no se ve alterado.
- En el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos la grieta se propaga por la fibra inferior de la muestra, desde un extremo hasta el opuesto, en modo I. La fractura final asociada a la etapa III del crecimiento de la grieta por fatiga, ocurre por desgarro dúctil.
- Se constata la buena adherencia entre la matriz de aluminio y el anodizado tartárico-sulfúrico de $10\mu\text{m}$ durante todo el proceso de fatiga.

LISTA DE FIGURAS

Capítulo II

Figura 1. Porcentaje de material empleado en el avión A340 [SMI04].

Figura 2. Esquema general de un proceso electrolítico.

Figura 3. Efectos dimensionales del anodizado.

Figura 4. Estructura de las capas anódicas porosas.

Figura 5. (a) Esquema de la migración de iones, de la capa de enriquecimiento y (b) del proceso de incorporación del elemento aleante en el recubrimiento.

Figura 6. Forma de la carga cíclica o periódica.

Figura 7. Agujero elíptico en una chapa plana.

Figura 8. Crecimiento de grietas de fatiga.

Figura 9. Curvas S-N típicas para aleaciones férricas y no férricas.

Figura 10. Curvas S-N para diferentes tipos de aluminios [VER01].

Figura 11. Curva S-N obtenida para la aleación de aluminio 7075 en el ensayo de fatiga en flexión rotativa.

Figura 12. Curvas S-N comparativas con respecto a la tensión y la amplitud de tensión.

Figura 13. Diagrama de vida constante. Se representan los valores de la amplitud de tensión y tensión media para distintos valores del número de ciclos [HOW55].

Figura 14. Curvas S-N en fatiga axial para diferentes niveles de la tensión media para la AA 7075-T6 [HOW55].

Figura 15. Diagrama de crecimiento de grieta en cada ciclo.

Figura 16. Comparativa de la velocidad de crecimiento de grieta (Fatigue crack growth rate-FCGR) de la aleación 7075 con otras aleaciones de alta resistencia [VER01].

Figura 17. Datos obtenidos por Hudson para velocidad de crecimiento de grieta de la AA-7075-T6 [HUD69].

Figura 18. Esquemas de ensayo a fatiga en flexión rotativa.

Figura 19. Esquema de colocación de las probetas en el dispositivo de ensayo.

Figura 20. Esquemas de la metodología de ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos.

Figura 21. Ejemplo típico de resultados de ensayo de fatiga para distintos niveles de amplitud de tensión constante.

Figura 22. Diagrama S-N-P.

Figura 23. Gráfica $P_f - S$ (MPa)

Figura 24. Ajuste lineal de los datos experimentales $(\ln S_1, \Psi_1)$ y $(\ln S_2, \Psi_2)$

Figura 25. Ajuste de los puntos para obtener la recta.

Figura 26. Ejemplo de las curvas obtenidas de la probabilidad de fractura del material.

Figura 27. Ajuste de puntos a las probabilidades de rotura P_f .

Figura 28. (a) Viga cargada. (b) Diagrama del cuerpo libre. (c) Corte de la viga en una posición arbitraria x .

Figura 29. Esquema para cálculo de los diagramas cortante y momento flector.

Figura 30. Diagramas de fuerza cortante V y momento de flexión M en una viga biapoyada.

Figura 31. Viga prismática con una sección transversal prismática. a) antes de la deformación, b) sometida a pares en sus extremos.

Figura 32. Deformación de un segmento de viga.

Figura 33. Distribución de tensiones.

Figura 34. Curvas S-N para la aleación de aluminio 7050-T74 con distintos espesores [GOE05].

Capítulo III

Figura 1. Esquema del dispositivo para ensayos en flexión en cuatro puntos.

Figura 2. Morfología de las probetas.

Figura 3. Comparación del aspecto superficial de la aleación de referencia, decapada y anodizada.

Figura 4. Curva de anodizado en ácido sulfúrico 0.4M a 20V durante 5min.

Figura 5. Bloques de programación del ensayo a fatiga.

Capítulo IV

Figura 1. Registro del ensayo estático de flexión en cuatro puntos.

Figura 2. Pendiente del tramo elástico-lineal.

Figura 3. Monitorización de la forma de onda senoidal.

Figura 4. Amplitud cíclica de carga frente al número de ciclos.

Figura 5. Flexibilidad frente al número de ciclos.

Figura 6. Variación de la flexibilidad en función del número de ciclos (escala log).

Figura 7. Gráfico de amplitud de un ensayo anómalo.

Figura 8. Gráfico de flexibilidad de un ensayo anómalo.

Figura 9. Datos experimentales A7-R.

Figura 10. Datos experimentales A7-PR.

Figura 11. Datos experimentales A7-S2.

Figura 12. Datos experimentales A7-S5.

Figura 13. Datos experimentales A7-S10.

Figura 14. Datos experimentales A7-TS2.

Figura 15. Datos experimentales A7-TS5.

Figura 16. Datos experimentales A7-TS10.

Figura 17. Probabilidades de fractura asociadas al rango de transición en el material.

Figura 18. Probabilidades de fractura asociadas al rango de vida finita en el material.

Figura 19. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-R.

Figura 20. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-PR.

Figura 21. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S2.

Figura 22. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S5.

Figura 23. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-S10.

Figura 24. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS2.

Figura 25. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS5.

Figura 26. Resultados al 1, 50 y 99% de probabilidad de fractura para A7-TS10.

Figura 27. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-R.

Figura 28. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-PR.

Figura 29. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S2.

Figura 30. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S5.

Figura 31. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-S10.

Figura 32. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS2.

Figura 33. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS5.

Figura 34. Ajuste de los puntos del 50% de probabilidad de fractura en A7-TS10.

Figura 35. Curvas S-N para A7-R y A7-PR.

Figura 36. Curvas S-N para A7-S2, S5 y S10.

Figura 37. Ajuste de las rectas para A7-R, S2, S5 y S10.

Figura 38. Curvas S-N para A7-TS2, TS5 y TS10.

Figura 39. Ajuste de rectas para A7-R, TS2, TS5 y TS10.

Figura 40. Curvas S-N para A7-S2 y TS2.

Figura 41. Curvas S-N para A7-S5 y A7-TS5.

Figura 42. Curvas S-N para A7-S10 y TS10.

Figura 43. Origen de la grieta de fatiga.

Figura 44. Estrías de fatiga.

Figura 45. Superficie opuesta a la propagación de la grieta en la zona intermedia.

Figura 46. Superficie opuesta a la propagación de la grieta en el extremo final.

Figura 47. Imagen ampliada de la fractura final.

Figura 48. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7-S10 a 60x. La rotura se produce para $\Delta S = 45\% \sigma_p$ con $N_f = 1.430.500$ ciclos.

Figura 49. Superficie de la probeta que se corresponde con el lado por donde avanza la grieta de fatiga. Imagen a 2500x.

Figura 50. Superficie de la probeta que se corresponde con la cara superior (opuesta al lado de avance de la grieta de fatiga). Imagen tomada a 1000x.

Figura 51. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7SA10. La rotura se produce para $\Delta S = 70\% \sigma_p$ con $N_f = 13.500$ ciclos.

LISTA DE TABLAS

Capítulo II

Tabla 1. Valores de R para distintas condiciones de carga.

Tabla 2. Comparativa de la resistencia a fatiga y estática de algunas aleaciones de aluminio.

Tabla 3. Datos empleados por Hudson para caracterización del comportamiento a fatiga de la AA7075-T6 [HUD69].

Capítulo III

Tabla 1. Composición química de la aleación AA 7075.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de la aleación Al-7075-T651.

Tabla 3. Nomenclatura de los recubrimientos utilizados.

Capítulo IV

Tabla 1. Límite proporcional y niveles de carga para ensayos de fatiga.

Tabla 2. Propiedades mecánicas experimentales de la AA-7075-T6.

Tabla 3. Valores de A y B para A7-R.

Tabla 4. Valores de A y B para A7-PR.

Tabla 5. Valores de A y B para A7-S2.

Tabla 6. Valores de A y B para A7-S5.

Tabla 7. Valores de A y B para A7-S10.

Tabla 8. Valores de A y B para A7-TS2.

Tabla 9. Valores de A y B para A7-TS5.

Tabla 10. Valores de A y B para A7-TS10.

Tabla 11. Tabla de los coeficientes de ajuste y regresión media cuadrática.

Tabla 12. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R y A7-PR.

Tabla 13. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R, S2, S5 y S10.

Tabla 14. Probabilidades de fractura del 1, 50 y 99% para A7-R, TS2, TS5 y TS10.

REFERENCIAS

- [ALB10] Albella, J.M.; Endrino, J.L.; Revista española de Física 24. Pgs. 69-75. España. 2010.
- [ALD95] Aldykiewicz, A.J.; Isaacs, H.; Davemport, A.J. *Journals of Electrochemical Society* 142 (10). Pg.3342. 1995.
- [ALU76] The aluminum association. *Aluminum Standards and Data*. New York. 1976.
- [ASH08] Ashby, M.; Jones, D.R.H. *Materiales para ingeniería 1. Introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño*. Editorial Reverté. Barcelona. 2008.
- [ASM96] ASM International. *Fatigue and fracture, ASM metals Handbook*. S.R. Lampman et al (Eds.). The Materials information Society. USA. Vol. 19. 1996.
- [AST03] ASTM. *Determinación de la velocidad de propagación de fisuras en aleaciones de aluminio*. Problemática encontrada en la aplicación de la norma ASTM E-647. Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 20. España. 2003.
- [AST04] ASTM E647-00. *Standard Test method for measurement of fatigue crack growth rates*. American Society of testing and materials, Philadelphia, 2004.
- [ASTD] ASTM D6272-02: *Standard Test method for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials by four-point bending*. ASTM International. United States.
- [AVI05] Avilé, R. *Análisis de fatiga en máquinas*. Ed. Thomson. 2005.
- [BAT99] Bathias, C. "There is no infinite fatigue life in Metallica materials". *Fatigue and fracture of engineering materials and structures*, Vol. 22, nº7, pp. 559-565. 1999.
- [BED02] Bedford, A.; Liechti, K.M. *Mecánica de Materiales*. Ed. Prentice Hall, Inc. 2002.
- [BEE93] Beer, F.P.; Johnston, R. Jr. *Mecánica de materiales*. McGraw-Hill. 1993.
- [BOC80] Bockris, J.; Reddy, A.K.N. *Electroquímica Moderna Vol.2*. Ed. Reverté. Barcelona, España. 1980.

-
- [BON02] Bonilla, F.A.; Berkani, A.; Skeldon, P.; Thompson, G.E.; Habazaki, H.; Shimizu, K.; John, C.; Stevens, K. “*Enrichment of alloying elements in anodized magnesium alloys*”. Corrosion Science, Volume 44, Issue 9, Pages 1941-1948. 2002.
- [BOR00] Borrego, Ferreira, Costa. *Fatigue Crack Growth and Crack Closure in AlMgSi alloy*. Department of Mechanical Engineering, ISEC, University of Coimbra. Portugal. 2000.
- [BRE94] Breslin, C.B.; Treacy, G.; Carroll, W.M. *Corrosion Science* 36 (7). Pg.1143. 1994.
- [BRO73] Brown, F.; Mackintosh, J. Electrochemical Society. 1973.
- [BRY89] Bryant, W.A. *Chemical Vapor Deposition*. Surface Modification Engineering. Ed. Kossowsky, R. Chapter 1; pgs. 189-230. 1989.
- [BUC95] Buchheit, R.G. *Electrochemical Soc. Extend, Abstr. 95-2, Abstr.182*. Chicago, USA. 1995.
- [BUD99] Budinski, K.G.; Budinski M.K. “Engineering materials: Properties and selection. Ed. Prentice Hall. 1999.
- [BUR86] Buratti, M.; Russo; E.Di; Giordano, G. “*Aluminium technology*”. Conference proc. Ed. T Sheppard. London: Inst. of Metals. Pp. 468. 1986.
- [BYS99] Bystriskii, V.; Gartae, E.; Earthman, J.; Kharlov, A.; Lavernia, E.; Peng, X. “*Fatigue properties of 2024-T3, 7075-T6 aluminium alloys using plasma enhanced ion beams*”. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 32, pgs.47-53. 1999.
- [CAL02] Callister, W.D. *Introducción a la ciencia de los Materiales*. Ed. Reverté. Barcelona, España. 2002.
- [CAM07] Camargo, J.; Voorwald, H.; Cioffi, M.; Costa, M.Y.P. “*Coating residual stress effects on fatigue performance of 7050-T7451 aluminum alloy*”. Surface and Coatings Technology 201, n°24. Elsevier Ed.. 2007.
- [CAM07*] Camargo, J.; Voorwald, H. “*Influence of anodization on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminium alloy*”. Fatigue and Fracture Materials Structure 30, pgs. 993-1007. 2007.
- [CAS09] Castillo, E.; Canteli, A.F. *Una metodología estadística unificada para modelar el daño a fatiga*. Edita: Real academia de ingeniería. 2009.

-
- [CEN93] CEN. EN 23327 - *Metal Duro – Determinación de la resistencia a flexión*. Norma Europea. 1993.
- [CER01] Cervera, M.; Blanco, E. *Mecánica de Estructuras*. Ed. Politecn, Edicions UPC. Barcelona. 2001.
- [CHA90] Chattopadhyay, A.K.; Zettner, M.R. “*Aerospace and Aircraft Coatings*”. Federation of Societies for Coating Technology. Pgs.11, 18. 1990.
- [CHO98] Cho, D.L.; Yasuda, H.J. Application of Polymers Science Application. Polymers Symposium 42. Pgs. 233. 1998.
- [CIR08] Cirio, E.; Genel, K.; “*Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy*”. Surface and coatings Technology 202. Pg.5190-5201. Elsevier Edit. 2008.
- [COL81] Collins, J. *Failure of materials in Mechanical Design*. Wiley Publication. 1981.
- [COL03] Collins, J.A. *Mechanical Design of Machine Elements and Machines: A Failure Prevention Perspective*. John Wiley & Sons. New York. 2003.
- [COM96] COMISIÓN EUROPEA. Council Directive 96/61/EC, de 24 de septiembre de 1996. “*Concerning integrated pollution prevention and control*”. Diario Oficial de la Comunidad Europea L257, vol. 39.
- [CRE97] Cree, A.M.; Weidmann G.W. “*Effect of anodized coatings on Fatigue crack growth rates in aluminium alloy*”. Surface Engineering, 13-1, pgs. 51-55. 1997.
- [CRE95] Cree, A.M.; Weidmann G.W.; Herman, R. “*Film-assisted fatigue crack propagation in anodized aluminium alloys*”. Journal of Materials Science Letters, 14, pgs. 1505-1507. 1995.
- [DAV86] Davies NC, Sheasby PG. “*Anodic aluminium oxide film and method of forming it*”. EP 0 181 173 AL. Elsevier Ed..1986.
- [DIM98] Dimogerontakis, T.; Kompotiatis, L.; Kaplanoglou, I. “*Oxygen evolution during the formation of barrier type anodic film on 2024-T3 aluminium alloy*”. Corrosion Science 40(11):1939-1951. 1998.
- [DOL00] Dolley, E.J.; Lee, B.; Wei; R.P. “*The effect of pitting corrosion on fatigue life*”. Fatigue and Fracture engineering Mater. Struct. 23. Pp. 391-396. 2000.

-
- [DOW90] Dowling, N.E.; *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. Prentice Hall Ed. Englewood Cliffs, N.J. 1990.
- [DOW00] Dowling, N.E.; Thangjitham, S. “An overview and discussion of Basic methodology for fatigue”. Fatigue and fracture mechanics. Vol 31. ASTM STP 1389. G.R.Halford and J.P. Gallagher, eds. ASTM International, West Conshohocken, PA., pp, 3-36. 2000.
- [EIF99] Eifert, A.J.; Thomas, J.P.; Rateick, R.G. “Influence of Anodization on the Fatigue Life of WE43A-T6 Magnesium”. Scripta Materialia Vol.40 . Pgs.929. 1999.
- [FER03] Ferrer, C.; Amigo, V. “Tecnología de Materiales”. UPV. Valencia, España. 2003.
- [FON01] Fonte, M.A.; Stanzi-Tschegg, S.E.; Holper, B.; Tschegg, E.K.; Vasudevan, A.K. “The microstructure and environment influence on fatigue crack growth in 7049 aluminium alloy at different load ratios”. International Journal of Fatigue Vol.23: S311-7. 2001.
- [FOR62] Forrest, P.J. “Fatigue of metals”. Addison–Wesley, Reading, Massachusetts. USA. 1962.
- [HOW55] Howell, F.M.; Miller, J.L. “Axial stress fatigue strengths of several structural aluminum alloys”. Proc. of the American Society for testing and materials, Vol. 55. Pp. 955-968. 1955.
- [HUD69] Hudson, C.M. “Effect of Stress Ratio on fatigue crack growth in 7075-T6 an 2024-T3 aluminum alloy specimens”. NASA TN D-5390, National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, Hampton, VA. 1969.
- [HUF92] Hufnagel, W.; “Manual del Aluminio”. 2ª Edición. Ed. Reverté. España. 1992.
- [GAL09] Galán, J.J.; Toledano, M. “Fundamentos y aplicaciones de materiales anfífilíticos”. Andavira Editora. Santiago de Compostela, España. 2009.
- [GEN07] Genel, K. “The effect of pitting on the bending fatigue performance of high-strength aluminum alloy”. Scripta Materialia, Volume 57, Issue 4, Pages 297-300. 2007.
- [GDO93] Gdoutos, E. E. *Fracture mechanics: an introduction*. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht; Boston. 1993.

-
- [GIL63] Gilchrist, A.F.. Ford Motor Co.. US Patent 3, 230,162. 1963.
- [GOE05] Goetz, J.M. “*Investigation of Coating Cracking and Fatigue Strength of 7050-T74 Aluminium alloy with Different anodizing coating Thickness*”. Honors Thesis. The Ohio State University. Ohio, USA. 2005.
- [GON00] González, E.; Barbadillo, P.; Díaz, L.; García, F.; Hernández Á.; Ayala, N.J. *Patente “Utilización de los lodos de hidróxido de aluminio procedente de las plantas de anodizado para su utilización en la fabricación de aluminato y procedimiento para realizarlo”*. Publication nr.: ES 2130098 B1. 2000.
- [GON05] González, D.; Brizuela, M.; Atxaga, G.; Irisarri, M.; Zamorano, B. “*Influencia del recubrimiento superficial sobre las prestaciones frente al desgaste y la fatiga de una aleación 7075*”. *Análisis de la Mecánica de la Fractura* 22, pgs. 335-340. 2005.
- [GON98] González, J.L. *Mecánica de fractura. Bases y aplicaciones*. Limusa Noriega Editores. México. 1998.
- [GUT80] Gutiérrez Mora, P. *Resistencia de Materiales*. Editorial Mir. Moscú, 1980.
- [HAB96] Habazaki, H.; Paez, M.A.; Shimizu, K.; Skeldon, P.; Thompson, G.E.; Wood, G.C.; Zhou, X. “*The importance of surface treatment to the anodic oxidation behaviour of Al-Cu alloys*”. *Surface and interface analysis*, 23,892. Elsevier Science Ltd. 1996.
- [HAB96*] Habazaki, H.; Shimizu, K.; Skeldon, P.; Thompson, G.E.; Wood, G.C. “*Corrosion Science: The importance of surface treatment to the anodic oxidation behaviour of Al-Cu alloys*”. *Corrosion Science* 38, issue 7. Ed. Elsevier. 1996.
- [HAB97] Habazaki, H.; Shimizu, K.; Skeldon, P.; Thompson, G.E.; Wood, G.C.; Zhou, X. “*Effects of Alloying Elements in Anodizing of Aluminium*”. Corrosion and Protection Centre, University of Manchester. Institute of Science and Technology. Manchester, United Kingdom. 1997.
- [HER96] Hertzberg, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. J. Wiley & Sons, New York. 1996.
- [HIB06] Hibbeler, R.C. *Mecánica de Materiales*. Pearson, Prentice Hall Ed. México. 2006.
- [HIN92] Hinton, B.R.W.J. *Alloys Compound*. Pg.180. 1992.

-
- [HOL83] Hollingsworth, E.H.; Hunsicker, H.Y. “*Corrosion and corrosion protection Handbook*”. Eds. Schweitzer, A. Philip. Pgs. 135-137. 1983.
- [HUF92] Hufnagel, W. *Manual del aluminio*. Editorial Reverté. 1992.
- [ISH95] Ishihara, S; Mc Evily, A.J.; Shiozawa, K. “*A fatigue-crack-growth-based analysis of two-step corrosion fatigue tests*”. *Fatigue and Fracture of Engineering. Mater. Struct.* 18. Pp. 1311-1321. 1995.
- [JEF94] Jeffcoate, C.S. Ph.D. Thesis. University of Manchester. Institute of Science and Technology. Manchester. 1994.
- [JON93] Jones, D. *Engineering Materials 3, Materials Failure Analysis: Cas Studies and Design Implications*. Pergamon Press. 1993.
- [JÜR97] Jürgen, J.; Wolfgang-Werner, M. “*Safe evaluation of fatigue data in the range of finite endurance*”. *International Journal of Fatigue*, Vol. 19, No 4, pp. 335-344. 1997.
- [KAD03] Kadolkar, P.; DAhotre, M.B.. *Material Science Engineering*. Vol. A342, pp, 183-191. 2003.
- [KEN95] Kendig, M.; Cunningham, M.; Warren, L.; Jeanjacquet, S. *NACE International Annual Conference*. Pg.1. 1995.
- [KEN95*] Kendig, M.; Cunningham, M.; Warren, L.; Jeanjacquet, S.; Jensen, H. *Journal of Electrochemical Society Extend, Abstr.* 95-2. Pg.290. 1995.
- [KIH00] Kihn, Y.; Thompson, G.E.; Galaup, G.; Skeldon, P.; Zhou, X.; Shimizu, K.; Habazaki, H. “*Morphology, composition and structure of anodic films on Al-Cr alloys*”. *Corrosion Science*, Volume 42, Number 3. Pp. 533-544(12). Eds. Elsevier. 2000.
- [KKN73] Kknott, JF. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. John Wiley & Sons, Inc.; New York, 1973.
- [KLE80] Klesnil, M.; Likas, P. *Fatigue of Metallica materials*. Ed. Elsevier. Amsterdam. 1980.
- [LI-05] Li, X.; Nie, X.; Wang, L.; Northwood, D.O. “*Corrosion protection properties of anodic oxide coatings on an Al-Si alloy*”. *Surface & Coatings Technology*. Elsevier Ed. 2005.
- [LIU91] Liu, J.; Yang, S.C.. *Journal of Chemical Society. Chemical Community*. Pgs.1529. 1991.

- [LIU01] Liu, Y.; Skeldon, P.; Thompson, G.E.; Zhou, X.; Habazaki, H.; Shimizu, K. “*Influence of surface treatment on detachment of anodic films from Al–Mg alloys*”. *Corrosion Science*, Volume 43, Issue 12, Pages 2349-2357. 2001.
- [LIU03] Liu, X.F.; Huang, S.J.; Gu H.C. “*The effect of corrosion inhibiting pigments on environmentally assisted cracking of high strength aluminum alloy*”. *Active library of corrosion 1.3*. Volume 45, Number 9, pp. 1921-1938(18). 2003.
- [LIZ84] Lizarbe, R. “*Oxidación anódica, coloración y sellado del aluminio*”, *Teoría y Práctica de la Lucha Contra la Corrosión*, Consejo Superior de investigaciones Científicas (C.S.I.C.), 1ª Edición. Grafimad.S.A.. Madrid. 1984.
- [LON07] Lonyuk, B.; Apachitei, I.; Duszczyk, J. “*The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy*”. *Surface and Coatings Technology* 201, N°21. Elsevier Ed. Lausanne, Suisse. 2007.
- [MAC85] Mac Diarnid. *Short Course on Electrically Conductive Polymers*. New York. 1985.
- [MAC96] Mac Queen, R.C.; Miron, R.R.; Granata, R.D.J. *Coat Technology* 68 (857). Pg.75. 1996.
- [MAN95] Mansfeld, F.; Wang, Y.; Lin, S.H. *Electrochemical Society. Extend, Abstr.95-2*. Pg.214. 1995.
- [MAR04] Martín San José, J.; Madre Sediles, M.A.; Franco Gimeno, J.M. *Ingeniería de materiales para industria y construcción*. Mira Editores. Zaragoza, España. 2004.
- [MAR04*] Martínez, R. *Criterios fundamentales para resolver problemas de Resistencia de Materiales*. Ed. Equinoccio. Caracas, Venezuela. 2004.
- [MCC63] McClintock, F.A. “*On the plasticity of the growth of fatigue cracks*”. *Fracture of Solids*. Eds. D.C. Drucher & JJ Gilman. Vol. 20, pp. 65-102. New York: Wiley. 1963.
- [MEC77] Mechanical properties Data Center. *Structural alloys handbook*. Traverse City, Michigan. 1977.
- [MEN95] Mencik, J. *Mechanics of components with Treated or Coated Surface*. Kluwer Academia Pub. Boston, USA. 1995.

-
- [MIL94] MILHDBK. *Military Handbook: Metallic Materials and elements for aerospace Vehicle structures*, MIL-HDBK-5G, 2 vols., U.S. Dept. of Defense, MIL-HDBK-5 Coordination Activity, Wright-Patterson AFB, OH. 1994.
- [MON07] Monsalve, A.; Páez, M.; Toledano, M.; Artigas, A.; Sepúlveda, Valencia, N. “*S-N-P Curves in 7075 T351 and 2024 T3 aluminium alloys subjected to surface treatments*”. *Fatigue Fracture Engineering Mater. Struct*, 30, pgs. 748-758. 2007.
- [MOR07] Morrison, M.L.; Buchanana, R.A.; Liawa, P.K.; Greena, B.A.; Wanga, G.Y.; Liua, C.T.; Horton, J.A. “*Four point bending fatigue behaviour of the Zr-based Vitreloy 105 bulk metallic glass*”. *Materials, science & engineering: A*. Vol. 467, issues 1-2. Pp.190-197. 2007.
- [ORT08] Ortiz Berrocal, L. *Resistencia de Materiales*. McGraw Hill Ed. España. 2002.
- [OSG82] Osgood, C.C. *Fatigue design*. Ed. Pergamon Press. 2nd ed. Pp. 439. 1982.
- [PAE00] Paez, M.A.; Bustos, O.; Thompson, G.E.; Skeldon, P.; Shimizu, K.; Wood, G.C. “*Porous Anodic Film Formation on an Al-3.5 wt % Cu Alloy*”. *Journal of Electrochemical Society*, Volume 147, Issue 3, pp. 1015-1020. 2000.
- [PAO00] Pao, P.S.; Gill, S.J.; Feng, C.R. “*On fatigue crack initiation from corrosion pits in 7075-T7351 aluminum alloy*”. *Scripta Materialia* 43. Pgs. 391. 2000.
- [PAR60] Paris, P.C.; Erdogan, F. “*A critical analisis of crack propagation laws*”. *Journal of Basic Engineering*. 85. Pp. 528-534. 1960.
- [PAR60*] Paris, P.C. “*The growth of cracks due to variations in loads*”. Ph. D. Thesis. Bethlehem: Lehigh University. 1960.
- [PAR61] Paris, P.C.; Gomez, M.P.; Anderson, W.P. “*A rational analytic theory of fatigue*”. *The trend in engineering* 13. Pp. 9-14. 1961.
- [PUC08] Puchi-Cabrera, E.S.; Staia, M.H.; Lesage, J. “*Fatigue behavior of AA7075-T6 aluminium alloy coated with ZrN by PVD*”. *International Journal of Fatigue* 30, pgs. 1220-1230. 2008.
- [PUC06] Puchi-Cabrera, E.S.; Villalobos-Gutiérrez, C.; Irausquin, I. “*Fatigue behavior of a 7075-T6 aluminium alloy coated with an electroless Ni-P deposit*”. *International Journal Of Fatigue* 28, pgs. 1220-1230. 2006.

-
- [QUA04] QUALANOD. Directrices de la Marca de Calidad de Qualanod para el Anodizado del Aluminio en medio sulfúrico. Edición 15.09.2004.
- [RAC97] Racicot, R.J.; Yang, S.C.; Brown, R. Corrosion 97. Pgs.531. 1997.
- [RAC96] Racicot, R.J.; Clark, R.C.; Liu, H.B.; Yang, S.C.; Alias, M.N.; Brown, R. *Materials Research Society*, Proceedings. 1996.
- [RAS93] Raspini, I.A. Corrosion 49 (10). Pgs. 821. 1993.
- [RAT96] Rateick, R.G.; Binkowski, T.C.; Boray, B.C. “*Effect of hard anodize thickness on the fatigue of AA6061 and C355 aluminium*”. Journal of Materials Science Letters Vol.15. Pgs. 1321-1323. Springer Netherlands Ed. August 1996.
- [REN05] Ren, J.; Zuo, Y. “*The growth mechanism of pits in NaCl solution under anodic films on aluminum*”. Surface and Coatings Technology. Elsevier Ed. 2005.
- [REN92] Ren, S.; Barkey, D. Journal of Electrochemical Society 139. Pgs. 1021. 1992.
- [RIC67] Rice J.R. “*Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue in fatigue Crack Propagation*”. Special Technical Publication 415, pp. 257-309. Philadelphia: American Society for Testing and Materials. 1967.
- [RIC70] Richardson, J.A.; Word, G.C. Corrosion Science. Elsevier Ed.. 1970.
- [RIG89] Rigsbee, J.M. *Physical vapor deposition*. Surface Modification Engineering, Ed. Kossowsky. Chapter 1, pgs. 231-256. 1989.
- [ROB93] Robinson, P.; Matthews, A.; Swift, K.G. *A computer knowledge-based system for surface coating and material selection*. Surface and Coating Tech, 62. 1993.
- [SAD06] Sadeler, R. “*Effect of a commercial hard anodizing on the fatigue property of a 2014-T6 alluminium alloy*”. Journal of Materials Science Letters Vol.41, N°18. Springer Netherlands Ed.. 2006.
- [SAN03] Sanford, R.J. *Principles of fracture Mechanics*. Prentice Hall. Upper Saddle River, NJ. 2003.
- [SAN67] Sánchez Marín, JM; Lasheras, JM. *Conocimiento de materiales*. Editorial Donostiarra, San Sebastián, España. 1967.

- [SAN01] Sankaran, K.K.; Perez, R.; Jata, K.V. “*Effects Of pitting corrosion on the fatigue behavior of aluminium alloy 7075-T6: modeling and experimental studies*”. Materials Science Engineering. Vol. 297: 223-229. 2001.
- [SAN79] Santner, J.S.; Eylon, D. Metal. Trans. A10, 841. 1979.
- [SCH80] Schreiber, H.P.; Wertheimer, M.R.; Wrobel, A.M. *Thin solid Films 72. International Journal on the Science and Technology of Condensed Matter Films*. Pgs. 487. Ed. Elsevier. 1980.
- [SEO89] Seon, F.M.; Less, J. *Common Metals*. Pg.73. 1989.
- [SHA96] Sharp, M.L.; Nordmark, G.E. “*Fatigue Design of aluminium components and structures*”. Ed. Mc Graw Hill. Pg. 108-110. 1996.
- [SHA90] Shaw, B.A.; Davis, G.D.; Fritz, T.L.; Olver, K.A. *Journal of Electrochemical Society 137 (1)*. Pg.359. 1990.
- [SHE01] Sheasby PG, PInner R, edotrs. “*The surface treatment and finixhing of aluminium and its alloys*”. 6th ed. Materials park, OH: ASM International. 2001.
- [SHI82] Shimuzu, K.; Thompson G.E.; Word, G.C. *Thin solid Films. International Journal on the Science and Technology of Condensed Matter Films*. Ed. Elsevier. 1982.
- [SHI85] Shimokawa, T.; Hamaguchi, Y. “*Relationship between fatigue life distribution, notch configuration and S-N curve of a 2024-T4 aluminium alloy*”. J. Eng. Mater. Technol., 1985, vol 107, pp. 214-220.
- [SHI04] Shiozawa, K. *Characteristics of Fatigue behaviour of surface modified materials*. Wit Press, Ed. Nishida, S-I, Chapter 5, pgs. 117-170. 2004.
- [SHI95] Shiozawa, K. *Surface Creation and its engineering applications*. Sci. Machine, 47-9, pgs. 913-922. 1995.
- [SHR94] Shreir, L.L.; Jarman, R.A.; Burstein, G.T. *Corrosion 2. Corrosion Control 3*. Edition Butterworth-Heinemann College. Oxford. 1994.
- [SKE97] Skeldon, P.; Thompson, GE.; Wood, GC.; Zhou, X.; Habazaki, H.; Shimizu, K. “*Evidence of oxygen bubbles formed within anodic films on aluminium-copper alloys*”. *Philosophical magazine. A. Physics of condensed matter. Structure, defects and mechanical properties Vol.76*. Taylor & Francis Ed.; London, ROYAUME-UNI (1995-2002). 1997.

-
- [SKE99] Skeldon, P.; Zhou, X.; Thompson, G.E.; Wood, G.C.; Habazaki, H.; Shimizu, K. "Adhesion of Anodic Films on Aluminium Alloys". Corrosion Science 55(6):561.1999.
- [SMI04] Smith, William F. *Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Editorial Mc Graw Hill. España. 2004.
- [SNO01] Snogan, F.; Blanc, C.; Mankowsky, G.; Pebere, N. "Characterisation of sealed anodic films on 7050 T74 and 2214 T6 aluminum alloys". Surface & Coatings Technology 154. Pp. 94-103. Francia. 2001.
- [SOL80] Solomon, J.S.; Handlin, D.E. *Applied Surface Science*. 1980.
- [SOL83] Solomon, J.S.; McDevitt, N.T. *Thin solid Films. International Journal on the Science and Technology of Condensed Matter Films*. Ed. Elsevier. 1983.
- [SUG95] Sugimoto, K. "Evaluation of pinhole defects in TiN films by critical passivation current density method. Surface Tailoring for Steels by Dry Coating". The iron and steel Institute of Japan. Pgs. 43-55. 1995.
- [SUR91] Suresh, S. *Fatigue of materials*. Department of Materials Science and Engineering. Cambridge University Press. Great Britain. 1991.
- [TAB98] Tabata, S.; Ou, E. *Application of Vacuum Technology to High Performance Coating*. Japan Daily Industrial Newspaper Corp. Japan. 1998.
- [TOL08] Toledano, M.; Arenas, M.A.; Donado, A.; Monsalve, A.; Ramirez, L. Conde, A. "Evaluación de las curvas S-N-P en el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos". Anales de Mecánica de Fractura N°25. Tomo 1, págs. 373-378. España. 2008.
- [TOL06] Toledano, M.; Monsalve, A.; Páez, Artigas, Castillo, Sepúlveda. *Estudio de la interfase metal-recubrimiento y su influencia en la vida a fatiga en aleaciones de aluminio aeronáuticas*. USACH y ETSICCP - UDC. Chile, España. 2006.
- [TOR07] Torres, M.A.; Voorwald, H.J.C. "An evaluation of shot-peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel". Int. J. Fat. 24, pgs. 877-886. 2007.
- [TRU79] Truckner, W.G.; Staley, J.T.; Bucci, R.J.; Thakker, A.B. AFMT-TR 76-169. 1979.
- [TWI95] Twite, R.L.; Balbashiev, G.P.; Bierwagen, G.P.; Tallman, D. *Electrochemical Society*, Proceedens 35, pg.16. 1995.

-
- [TWI98] Twite, R.L.; Bierwagen, G.P. "Review of alternatives to Chromate for corrosion protection of aluminium aerospace alloys". Progress in Organic Coating 33, pgs. 91-100. 1998.
- [VAZ99] Vazquez, M. *Resistencia de materiales*. Ed. Noela. 1999.
- [VER97] Verma, B.B. "Study of fatigue behavior of 7475 aluminium alloy". TCT report. Sheffield Hallam University. 1997.
- [VER01] Verma, B.B.; Atkinson, J.D.; Kumar, M. "Study of fatigue behavior of 7475 aluminium alloy". Bulletin. Material Science, Vol. 21, 2. Pp. 231-236. 2001.
- [WER87] Wernick, S.; Pinner, R.; Sheasby, P.G. "The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys". 5th. Edition, Vol. 1. ASM International Finishing Publications, ltd. Pgs. 220-288. England. 1987.
- [WER95] Wernick, S.; Pinner, R.; P.G. Sheasby, The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys, Vol.1 5th ed., ASM International, Metals Park, OH 1995.
- [WOH60] Wöhler, A. "Versuche über die Festigkeit der Esisenbahn Wagenachsen Zeitschrift für Bauwesen". 1860.
- [WOL96] Wolfgang-Werner, M. "Planning and evaluation of fatigue tests". ASM Handbook Volume 19, Fatigue And Fracture (ASM International). Pp. 303-313. 1996.
- [WOO87] Wood, G.C.; Thompson, G.E.; Xu, G.; Skeldon, M.; Skeldon, P.; Shimizu, K. "Electronoptical studies of the filming and corrosion behaviour of aluminium". International Conference on advances in localized corrosion, NACE-9, 1987.
- [YAS85] Yasuda, H. "Plasma Polymerization". Academic Press. Orlando, Florida. 1985.
- [YOU61] Young, L. *Anodic oxide films*. Acta Metall, 5. Academic Press Inc.; London: Academic Press Ltd.. 1961.
- [ZHA05] Zhai, T.; Garrat, M.D.; Bray, G.H. "Four point bend fatigue of AA2026 aluminium alloys". Metallurgical and materials transaction A, vol 36A, 2005.

APÉNDICE I

RESULTADOS NUMÉRICOS

| Referencia | | | | |
|------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7R_03 | 0,70 | 386 | 429 | 36.500 |
| 7R_04 | 0,70 | 386 | 429 | 28.500 |
| 7R_05 | 0,70 | 386 | 429 | 13.000 |
| 7R_07 | 0,70 | 386 | 429 | 12.500 |
| 7R_42 | 0,70 | 386 | 429 | 23.400 |
| 7R_43 | 0,70 | 386 | 429 | 21.400 |
| 7R_13 | 0,65 | 356 | 396 | 46.500 |
| 7R_15 | 0,65 | 356 | 396 | 40.500 |
| 7R_16 | 0,65 | 356 | 396 | 37.500 |
| 7R_08 | 0,60 | 329 | 367 | 63.500 |
| 7R_09 | 0,60 | 329 | 367 | 43.500 |
| 7R_10 | 0,60 | 329 | 367 | 42.000 |
| 7R_20 | 0,60 | 329 | 367 | 42.500 |
| 7R_18 | 0,55 | 301 | 334 | 92.000 |
| 7R_19 | 0,55 | 301 | 334 | 51.000 |
| 7R_21 | 0,55 | 297 | 329 | 66.500 |
| 7R_44 | 0,55 | 301 | 334 | 44.500 |
| 7R_25 | 0,50 | 271 | 301 | 78.500 |
| 7R_26 | 0,50 | 270 | 300 | 100.000 |
| 7R_28 | 0,50 | 274 | 304 | 162.000 |
| 7R_30 | 0,50 | 274 | 304 | 84.500 |
| 7R_35 | 0,50 | 274 | 304 | 84.000 |
| 7R_22 | 0,45 | 247 | 274 | 103.500 |
| 7R_29 | 0,45 | 246 | 273 | 112.500 |
| 7R_32 | 0,45 | 247 | 274 | 165.000 |
| 7R_34 | 0,45 | 247 | 274 | 110.500 |
| 7R_39 | 0,40 | 219 | 243 | 606.000 |
| 7R_38 | 0,40 | 219 | 243 | 1.095.500 |
| 7R_37 | 0,40 | 219 | 243 | 128.000 |
| 7R_36 | 0,40 | 219 | 243 | 2.000.000 |
| 7R_45 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7R_46 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7R_47 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |

| Pretratada | | | | |
|------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7PR_27 | 0,70 | 381 | 423 | 30.500 |
| 7PR_30 | 0,70 | 381 | 423 | 23.000 |
| 7PR_28 | 0,55 | 300 | 333 | 101.000 |
| 7PR_29 | 0,55 | 300 | 333 | 55.500 |
| 7PR_08 | 0,50 | 273 | 303 | 108.500 |
| 7PR_09 | 0,50 | 273 | 303 | 104.000 |
| 7PR_16 | 0,50 | 273 | 303 | 67.000 |
| 7PR_19 | 0,50 | 273 | 303 | 120.500 |
| 7PR_26 | 0,50 | 273 | 303 | 216.500 |
| 7PR_07 | 0,45 | 245 | 272 | 133.000 |
| 7PR_11 | 0,45 | 245 | 272 | 118.500 |
| 7PR_13 | 0,45 | 245 | 272 | 91.000 |
| 7PR_4 | 0,40 | 218 | 242 | 1.298.000 |
| 7PR_6 | 0,40 | 218 | 242 | 183.000 |
| 7PR_10 | 0,40 | 218 | 242 | 534.000 |
| 7PR_12 | 0,40 | 218 | 242 | 373.500 |
| 7PR_14 | 0,35 | 190 | 211 | 2.983.500 |
| 7PR_21 | 0,35 | 190 | 211 | 5.000.000 |
| 7PR_22 | 0,35 | 190 | 211 | 5.000.000 |

| Anodizado Sulfúrico 2 | | | | |
|-----------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7SA2_07 | 0,52 | 286 | 318 | 37.000 |
| 7SA2_21 | 0,52 | 286 | 318 | 34.000 |
| 7SA2_38 | 0,52 | 286 | 318 | 35.500 |
| 7SA2_15 | 0,46 | 250 | 278 | 76.000 |
| 7SA2_17 | 0,46 | 250 | 278 | 50.200 |
| 7SA2_37 | 0,46 | 250 | 278 | 57.500 |
| 7SA2_24 | 0,40 | 214 | 238 | 158.500 |
| 7SA2_26 | 0,40 | 214 | 238 | 204.000 |
| 7SA2_27 | 0,40 | 214 | 238 | 91.000 |
| 7SA2_28 | 0,40 | 208 | 231 | 159.000 |
| 7SA2_29 | 0,40 | 208 | 231 | 125.000 |
| 7SA2_40 | 0,40 | 208 | 231 | 167.000 |
| 7SA2_31 | 0,35 | 190 | 211 | 190.000 |
| 7SA2_35 | 0,35 | 190 | 211 | 109.500 |
| 7SA2_39 | 0,35 | 190 | 211 | 112.000 |
| 7SA2_09 | 0,30 | 170 | 189 | 5.000.000 |
| 7SA2_36 | 0,30 | 170 | 189 | 5.000.000 |

| Anodizado sulfúrico 5 | | | | |
|-----------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7S5_03 | 0,70 | 384 | 427 | 26.000 |
| 7S5_04 | 0,70 | 384 | 427 | 22.500 |
| 7S5_05 | 0,70 | 384 | 427 | 22.000 |
| 7S5_08 | 0,60 | 329 | 366 | 32.000 |
| 7S5_11 | 0,60 | 329 | 366 | 22.000 |
| 7S5_13 | 0,60 | 329 | 366 | 23.000 |
| 7S5_12 | 0,55 | 301 | 334 | 42.500 |
| 7S5_14 | 0,55 | 301 | 334 | 36.000 |
| 7S5_15 | 0,55 | 301 | 334 | 44.000 |
| 7S5_01 | 0,50 | 274 | 304 | 87.500 |
| 7S5_06 | 0,50 | 274 | 304 | 56.000 |
| 7S5_10 | 0,50 | 274 | 304 | 140.500 |
| 7S5_16 | 0,45 | 247 | 274 | 79.000 |
| 7S5_17 | 0,45 | 247 | 274 | 131.000 |
| 7S5_18 | 0,45 | 247 | 274 | 53.000 |
| 7S5_19 | 0,45 | 247 | 274 | 49.000 |
| 7S5_20 | 0,40 | 219 | 243 | 145.000 |
| 7S5_21 | 0,40 | 219 | 243 | 87.000 |
| 7S5_23 | 0,40 | 219 | 243 | 75.000 |
| 7S5_24 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7S5_25 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |

| Anodizado sulfúrico 10 | | | | |
|------------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7S10_17 | 0,70 | 384 | 427 | 13.500 |
| 7S10_18 | 0,70 | 384 | 427 | 14.000 |
| 7S10_19 | 0,70 | 384 | 427 | 13.500 |
| 7S10_01 | 0,60 | 329 | 366 | 27.500 |
| 7S10_15 | 0,60 | 329 | 366 | 24.500 |
| 7S10_16 | 0,60 | 329 | 366 | 20.500 |
| 7S10_12 | 0,55 | 301 | 334 | 29.500 |
| 7S10_13 | 0,55 | 301 | 334 | 32.000 |
| 7S10_14 | 0,55 | 301 | 334 | 29.500 |
| 7S10_09 | 0,50 | 274 | 304 | 44.000 |
| 7S10_10 | 0,50 | 274 | 304 | 45.000 |
| 7S10_11 | 0,50 | 274 | 304 | 42.500 |
| 7S10_04 | 0,45 | 247 | 274 | 2.000.000 |
| 7S10_05 | 0,45 | 247 | 274 | 127.000 |
| 7S10_06 | 0,45 | 247 | 274 | 1.430.500 |
| 7S10_07 | 0,45 | 247 | 274 | 104.000 |
| 7S10_08 | 0,45 | 247 | 274 | 90.000 |
| 7S10_02 | 0,40 | 219 | 243 | 2.000.000 |
| 7S10_03 | 0,40 | 219 | 243 | 2.000.000 |

| Tartárico sulfúrico 2 | | | | |
|-----------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7TS2_03 | 0,60 | 329 | 366 | 38.000 |
| 7TS2_04 | 0,60 | 329 | 366 | 28.000 |
| 7TS2_07 | 0,60 | 329 | 366 | 28.000 |
| 7TS2_05 | 0,50 | 274 | 304 | 50.000 |
| 7TS2_06 | 0,50 | 274 | 304 | 46.000 |
| 7TS2_09 | 0,50 | 274 | 304 | 34.500 |
| 7TS2_13 | 0,50 | 274 | 304 | 44.500 |
| 7TS2_10 | 0,45 | 247 | 274 | 59.000 |
| 7TS2_11 | 0,45 | 247 | 274 | 45.500 |
| 7TS2_12 | 0,45 | 247 | 274 | 58.000 |
| 7TS2_02 | 0,40 | 219 | 243 | 122.000 |
| 7TS2_14 | 0,40 | 219 | 243 | 115.500 |
| 7TS2_15 | 0,40 | 219 | 243 | 256.000 |
| 7TS2_16 | 0,35 | 192 | 213 | 199.500 |
| 7TS2_17 | 0,35 | 192 | 213 | 177.500 |
| 7TS2_18 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7TS2_19 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7TS2_20 | 0,30 | 165 | 183 | 2.000.000 |
| 7TS2_21 | 0,30 | 165 | 183 | 2.000.000 |
| 7TS2_22 | 0,30 | 165 | 183 | 2.000.000 |

| Tartárico sulfúrico 5 | | | | |
|-----------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7TS5_24 | 0,70 | 384 | 427 | 12.000 |
| 7TS5_25 | 0,70 | 384 | 427 | 10.000 |
| 7TS5_26 | 0,70 | 384 | 427 | 10.000 |
| 7TS5_27 | 0,70 | 384 | 427 | 10.500 |
| 7TS5_01 | 0,60 | 329 | 366 | 21.500 |
| 7TS5_03 | 0,60 | 329 | 366 | 18.000 |
| 7TS5_07 | 0,60 | 329 | 366 | 17.500 |
| 7TS5_28 | 0,60 | 329 | 366 | 18.000 |
| 7TS5_02 | 0,50 | 274 | 304 | 24.000 |
| 7TS5_06 | 0,50 | 274 | 304 | 35.500 |
| 7TS5_09 | 0,50 | 274 | 304 | 36.000 |
| 7TS5_18 | 0,50 | 274 | 304 | 45.500 |
| 7TS5_19 | 0,50 | 274 | 304 | 46.000 |
| 7TS5_04 | 0,45 | 247 | 274 | 50.000 |
| 7TS5_05 | 0,45 | 247 | 274 | 43.000 |
| 7TS5_08 | 0,45 | 247 | 274 | 43.000 |
| 7TS5_29 | 0,45 | 247 | 274 | 38.800 |
| 7TS5_10 | 0,40 | 219 | 243 | 658.000 |
| 7TS5_12 | 0,40 | 219 | 243 | 83.000 |
| 7TS5_13 | 0,40 | 219 | 243 | 2.000.000 |
| 7TS5_14 | 0,40 | 219 | 243 | 98.000 |
| 7TS5_16 | 0,40 | 219 | 243 | 90.500 |
| 7TS5_22 | 0,40 | 219 | 243 | 212.500 |
| 7TS5_11 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7TS5_17 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7TS5_20 | 0,35 | 192 | 213 | 143.000 |
| 7TS5_21 | 0,35 | 192 | 213 | 1.588.500 |
| 7TS5_23 | 0,35 | 192 | 213 | 2.000.000 |
| 7TS5_24 | 0,30 | 165 | 183 | 2.000.000 |
| 7TS5_25 | 0,30 | 165 | 183 | 2.000.000 |

| Tartárico sulfúrico 10 | | | | |
|------------------------|---|--------------------------------|------------------------|----------------------|
| Ensayo | Tensión Normalizada ($\Delta S/\sigma_p$) | Rango Tensión ΔS (Mpa) | Tensión Máxima S (Mpa) | Duración (Nº Ciclos) |
| 7TS10_10 | 0,70 | 384 | 427 | 9.500 |
| 7TS10_11 | 0,70 | 384 | 427 | 9.500 |
| 7TS10_19 | 0,70 | 384 | 427 | 9.000 |
| 7TS10_09 | 0,60 | 329 | 366 | 17.000 |
| 7TS10_12 | 0,60 | 329 | 366 | 13.000 |
| 7TS10_18 | 0,60 | 329 | 366 | 14.000 |
| 7TS10_08 | 0,55 | 301 | 334 | 24.000 |
| 7TS10_13 | 0,55 | 301 | 334 | 21.000 |
| 7TS10_20 | 0,55 | 301 | 334 | 20.000 |
| 7TS10_14 | 0,50 | 274 | 304 | 29.500 |
| 7TS10_16 | 0,50 | 274 | 304 | 28.500 |
| 7TS10_17 | 0,50 | 274 | 304 | 50.000 |
| 7TS10_21 | 0,50 | 274 | 304 | 34.000 |
| 7TS10_04 | 0,45 | 247 | 274 | 60.000 |
| 7TS10_06 | 0,45 | 247 | 274 | 1.363.000 |
| 7TS10_07 | 0,45 | 247 | 274 | 2.000.000 |
| 7TS10_15 | 0,45 | 247 | 274 | 53.500 |
| 7TS10_01 | 0,40 | 220 | 244 | 2.000.000 |
| 7TS10_02 | 0,40 | 220 | 244 | 2.000.000 |
| 7TS10_03 | 0,40 | 220 | 244 | 2.000.000 |

APÉNDICE II

PROBABILIDADES DE FRACTURA

AA-7075-T6 DE REFERENCIA: 7R

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 183 | 2.000.000 | 215 | 2.000.000 | 246 |
| Nivel 1 | 65.219 | 247 | 121.093 | 247 | 206.095 | 247 |
| Nivel 2 | 43.438 | 273 | 112.345 | 273 | 254.207 | 273 |
| Nivel 3 | 26.710 | 300 | 61.305 | 300 | 125.188 | 300 |
| Nivel 4 | 25.456 | 329 | 47.273 | 329 | 80.467 | 329 |
| Nivel 5 | 30.072 | 356 | 47.884 | 356 | 71.418 | 356 |
| Nivel 6 | 7.024 | 386 | 21.100 | 386 | 54.301 | 386 |

AA-7075-T6 SOMETIDA A PRETRATAMIENTO: A7PR

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 181 | 2.000.000 | 206 | 2.000.000 | 230 |
| Nivel 1 | 67.616 | 245 | 113.017 | 245 | 175.735 | 245 |
| Nivel 2 | 37.938 | 273 | 115.294 | 273 | 299.664 | 273 |
| Nivel 3 | 24.450 | 300 | 75.099 | 300 | 196.986 | 300 |
| Nivel 4 | 15.628 | 381 | 26.524 | 381 | 41.788 | 381 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO SULFÚRICO DE 2µm: A7S2

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 161 | 2.000.000 | 182 | 2.000.000 | 202 |
| Nivel 1 | 70.645 | 211 | 146.802 | 211 | 275.234 | 211 |
| Nivel 2 | 34.616 | 250 | 60.453 | 250 | 97.608 | 250 |
| Nivel 3 | 29.084 | 286 | 36.448 | 286 | 44.248 | 286 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO SULFÚRICO DE 5µm: A7S5

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 177 | 2.000.000 | 214 | 2.000.000 | 251 |
| Nivel 1 | 21.761 | 247 | 72.450 | 247 | 203.667 | 247 |
| Nivel 2 | 27.060 | 274 | 88.742 | 274 | 246.249 | 274 |
| Nivel 3 | 30.329 | 301 | 40.731 | 301 | 52.478 | 301 |
| Nivel 4 | 14.203 | 356 | 25.361 | 356 | 41.737 | 356 |
| Nivel 5 | 18.179 | 384 | 23.460 | 384 | 29.207 | 384 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO SULFÚRICO DE 10µm: A7S10

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 204 | 2.000.000 | 239 | 2.000.000 | 273 |
| Nivel 1 | 40.676 | 274 | 43.835 | 274 | 46.745 | 274 |
| Nivel 2 | 26.347 | 301 | 30.329 | 301 | 34.228 | 301 |
| Nivel 3 | 16.362 | 329 | 24.032 | 329 | 33.440 | 329 |
| Nivel 4 | 12.835 | 384 | 13.668 | 384 | 14.428 | 384 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO TARTÁRICO SULFÚRICO DE 2µm: A7TS2

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 155 | 2.000.000 | 180 | 2.000.000 | 205 |
| Nivel 1 | 42.538 | 219 | 154.199 | 219 | 466.356 | 219 |
| Nivel 2 | 35.493 | 247 | 53.892 | 247 | 77.160 | 247 |
| Nivel 3 | 28.157 | 274 | 43.446 | 274 | 63.070 | 274 |
| Nivel 4 | 18.969 | 329 | 31.249 | 329 | 47.989 | 329 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO TARTÁRICO SULFÚRICO DE 5µm: A7TS5

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 142 | 2.000.000 | 209 | 2.000.000 | 291 |
| Nivel 1 | 7.328 | 219 | 248.231 | 219 | 5.122.966 | 219 |
| Nivel 2 | 32.956 | 247 | 43.582 | 247 | 55.414 | 247 |
| Nivel 3 | 17.872 | 274 | 36.666 | 274 | 67.993 | 274 |
| Nivel 4 | 14.099 | 329 | 18.713 | 329 | 23.867 | 329 |
| Nivel 5 | 8.623 | 384 | 10.737 | 384 | 12.964 | 384 |

AA-7075-T6 CON ANODIZADO TARTÁRICO SULFÚRICO DE 10µm: A7TS10

| | Probabilidad 1% | | Probabilidad 50% | | Probabilidad 99% | |
|---------|-----------------|---------|------------------|------------|------------------|---------|
| | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) | N (ciclos) | S (MPa) |
| RT | 2.000.000 | 206 | 2.000.000 | 242 | 2.000.000 | 278 |
| Nivel 1 | 16.943 | 274 | 34.704 | 274 | 64.267 | 274 |
| Nivel 2 | 16.793 | 301 | 21.625 | 301 | 26.874 | 301 |
| Nivel 3 | 10.079 | 329 | 14.594 | 329 | 20.061 | 329 |
| Nivel 4 | 8.509 | 384 | 9.334 | 384 | 10.106 | 384 |

