



INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA



UNIDAD PROFESIONAL TICOMAN

INGENIERIA AERONAUTICA

OPCION DE TITULACION

TESIS

Efecto de la corrosión salina en el comportamiento de la vida en fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3 de aplicación aeronáutica

Academia de Tecnología

PRESENTA:

CELEDONIO POSADAS CARLOS

México D.F. Noviembre de 2009



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
UNIDAD TICOMÁN

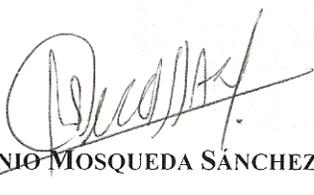
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE: INGENIERO EN AERONÁUTICA
POR LA OPCIÓN DE TITULACIÓN: TESIS INDIVIDUAL
DEBERÁ PRESENTAR: EL C. PASANTE:
POSADAS CARLOS CELEDONIO

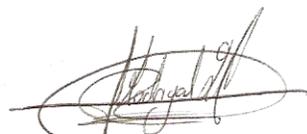
**“EFECTO DE LA CORROSIÓN SALINA EN EL COMPORTAMIENTO DE LA VIDA EN FATIGA
DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO 2024-T3 DE APLICACIÓN AERONÁUTICA”**

	RESUMEN
CAPÍTULO I	ANTECEDENTES
CAPÍTULO II	MECÁNICA DE FRACTURA Y CORROSIÓN
CAPÍTULO III	DESARROLLO EXPERIMENTAL
CAPÍTULO IV	ANÁLISIS DE RESULTADOS
	CONCLUSIONES
	RECOMENDACIONES
	ANEXOS
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

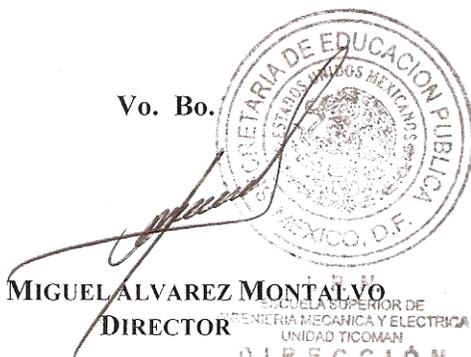
México, DF., a 06 de noviembre de 2009.

A S E S O R E S


M. EN C. ANTONIO MOSQUEDA SÁNCHEZ


M. EN C. OSCAR MADRIGAL SERRANO

Vo. Bo.


ING. MIGUEL ALVAREZ MONTALVO
DIRECTOR
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA
ESTADOS UNIDOS MEXICANOS
ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
UNIDAD TICOMÁN
DIRECCIÓN

A mi familia

RESUMEN

El presente trabajo se enfoca en el estudio de las propiedades de fatiga en presencia de un ambiente corrosivo salino de una aleación de aluminio 2024-T3, material de amplio uso en la construcción de aeronaves, principalmente en la construcción de pieles de algunas aeronaves comerciales de tercera generación.

En este estudio se presenta la obtención de las curvas y constantes de Paris a partir de dos experimentos de cargas en condiciones de fatiga para dos especímenes CT fabricados en una aleación de aluminio 2024-T3. La experimentación fue desarrollada siguiendo las recomendaciones del estándar ASTM E 647, también se determinaron los mecanismos de fractura operantes en las superficies de fractura obtenidas a partir de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).

En la segunda parte de este estudio, experimentos electroquímicos fueron realizados, polarizaciones potenciodinámicas fueron llevadas a cabo con el objetivo de determinar velocidades de corrosión, tendencias de corrosión y tipo de corrosión generada en la aleación de aluminio 2024-T3 y su comparación con muestras de alclad 2024-T3. La preparación y conducción de los ensayos fue llevada a cabo bajo las recomendaciones de los estándares ASTM G 1 y ASTM G5 respectivamente, mientras que para la evaluación de profundidad de daño, se basó en el estándar ASTM G 46.

Para completar el trabajo, se presenta el efecto de un ambiente húmedo y salino simulando condiciones de una atmosfera costera en la vida en fatiga de la aleación de aluminio 2024-T3. La experimentación consistió en ensayos de nucleación y crecimiento de grietas en condiciones de cargas por fatiga en especímenes fabricados en alclad 2024-T3 en dos diferentes condiciones: al aire libre y en vapor salino. Con el fin de simular un ambiente húmedo y salino en contacto con el espécimen durante la prueba, se construyó una cámara de corrosión para contener la niebla salina producida a partir de la solución por medio de un humidificador ultrasónico. Como solución experimental se empleó agua destilada al 3.5% de NaCl con el fin de obtener condiciones similares a un ambiente marino. Se presentan números de ciclos a la fractura y el examen fractográfico mediante microscopía MEB para las superficies de fractura obtenidas. Los resultados muestran un efecto negativo en la vida en fatiga de la aleación de aluminio al estar en contacto con el medio salino.

ABSTRACT

The present work is focused in the study of fatigue properties in presence of saline corrosive environment of aluminum alloy 2024-T3, material widely used in aircraft manufacturing, mainly in the skin of some third generation commercial aircrafts.

In this study Paris' curves and constants were obtained by means of two experiments of fatigue loading using CT specimens manufactured in aluminum alloy 2024-T3. The experiment procedure was developed following standard ASTM E 647 recommendations, fracture mechanisms where also determined for fracture surfaces obtained in this task by using Scanning Electron Microscope (SEM).

As second part of this study, some electrochemical experiments were conducted, potentiodynamic polarizations were developed in order to determine corrosion rates, corrosion tendency and type of corrosion generated in aluminum alloy 2024-T3 and compared with alclad 2024-T3 specimens. Standards ASTM G 1 and ASTM G5 were consulted for preparation and conduction of experiments and for damage depth evaluation standard ASTM G 46 recommendations were followed.

To complete this work, a study of the effect of saline and wet conditions as a simulation of seaside atmospheric environment in fatigue life of aluminum alloy 2024-T3 is presented. The experimental procedure involves fatigue tests of alclad 2024-T3 specimens in two different conditions; free air and saline mist. In attempt to simulate a salty and humid environment in contact with the specimen while running the test, a corrosion chamber was constructed to contain the mist of corrosive solution produced by an ultrasonic humidifier. A 3.5% NaCl distilled water solution was used in this experimentation to simulate marine conditions. Numbers of cycles to failure are presented and also, fractographic examination by MEB for fracture surfaces obtained. Results show negative effect in fatigue life of aluminum alloy in presence of saline environment.

INDICE

	PAG.
Lista de variables y abreviaturas utilizadas	viii
Lista de figuras y tablas	ix
Capítulo 1 Antecedentes	1
Capítulo 2 Mecánica de Fractura y Corrosión	6
2.1 Fractura	6
2.2 Mecánica de fractura	6
2.3 Fatiga	7
2.3.1 Fatiga en aeronaves	9
2.3.2 Efecto de los concentradores de esfuerzos	9
2.3.3 Fractura por fatiga	10
2.3.4 Etapa de iniciación de grietas (Etapa I)	10
2.3.5 Etapa de propagación de las grietas (Etapa II)	10
2.3.6 Fractura (Etapa III)	11
2.4 Modelos de predicción de vida en fatiga	13
2.5 Mecanismos de fractura estática en metales	15
2.5.1 Clivaje	15
2.5.2 Cuasi-clivaje	16
2.5.3 Fractura intergranular	16
2.5.4 Fractura dúctil	17
2.6 Corrosión	19
2.6.1 Introducción	19
2.6.2 Corrosión en aeronaves	20
2.6.3 Calculo de la velocidad de corrosión mediante la extrapolación de Tafel	21
2.6.4 La curva teórica de polarización potenciodinámica	23

2.7 Corrosión-Fatiga	26
2.7.1 Introducción	26
2.7.2 Mecanismos que controlan la corrosión-fatiga	27
2.8 Variables que afectan la presencia de corrosión-fatiga	28
2.8.1 Efecto de la frecuencia de ciclos de carga	28
2.8.2 Efecto del medio	28
2.8.3 Efecto de la relación de cargas (R)	30
2.8.4 Efecto de la forma de onda	31
2.8.5 Efecto de la temperatura	31
2.8.6 Retardo de crecimiento de grietas debido a sobrecargas	31
2.9 El examen fractográfico	32
2.9.1 Fotografía y réplicas	33
2.10 Aluminio 2024-T3	34
Capítulo 3 Desarrollo Experimental	37
3.1 Crecimiento de grietas por fatiga	37
3.2 Pruebas electroquímicas	40
3.4 Nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga	42
Capítulo 4 Análisis de Resultados	48
4.1 Crecimiento de grietas por fatiga	48
4.2 Pruebas electroquímicas	52
4.3 Nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga	55
Conclusiones	63
Recomendaciones	64
Anexo I Formato de encuestas	65
Anexo II Constancia de participación en el Congreso IMRC 2009	69
Referencias Bibliográficas	70

LISTA DE VARIABLES Y ABREVIATURAS UTILIZADAS

Símbolo	Variable	Unidades SI	Unidades ips
a	Tamaño de grieta	m	In
a_0	Tamaño inicial de grieta	m	in
a_f	Tamaño final de grieta	m	in
σ	Esfuerzo	Pa	Psi
σ_t	Esfuerzo tensionante	Pa	Psi
σ_{nom}	Esfuerzo nominal	Pa	Psi
τ	Esfuerzo cortante	Pa	Psi
E	Módulo de elasticidad	Pa	Psi
K	Factor de intensidad de esfuerzos	$MPa\cdot m^{1/2}$	$Ksi\cdot in^{1/2}$
K_C	Tenacidad a la fractura	$MPa\cdot m^{1/2}$	$Ksi\cdot in^{1/2}$
ΔK	Amplitud de factor de intensidad de esfuerzos	$MPa\cdot m^{1/2}$	$Ksi\cdot in^{1/2}$
K_{max}	Factor de intensidad de esfuerzos máximo	$MPa\cdot m^{1/2}$	$Ksi\cdot in^{1/2}$
K_{min}	Factor de intensidad de esfuerzos mínimo	$MPa\cdot m^{1/2}$	$Ksi\cdot in^{1/2}$
K_t	Factor de concentración de esfuerzos	Ninguno	Ninguno
P	Carga aplicada	N	lb
ΔP	Amplitud de carga aplicada	N	lb
P_{max}	Carga máxima aplicada	N	lb
P_{min}	Carga mínima aplicada	N	lb
B	Espesor del cuerpo	m	in
W	Ancho del cuerpo	m	in
N	Número de ciclos de carga	Ciclos	Ciclos
da/dN	Velocidad de crecimiento de grieta	$m/ciclo$	$in/ciclo$
R	Relación de cargas	Ninguno	Ninguno
β	Factor geométrico	Ninguno	Ninguno
C	Constante de la ecuación de Paris	$m/ciclo$	$in/ciclo$
m	Constante de la ecuación de Paris	Ninguno	Ninguno
V_{corr}	Velocidad de corrosión	$mmpy$	$inpy$
E	Sobrevoltaje o potencial	V	V
E_{corr}	Potencial de corrosión	V	V
E_r	Potencial reversible	V	V
E_0	Potencial estándar	V	V

LISTA DE FIGURAS Y TABLAS

- Figura 2.1. Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.
- Figura 2.2. Concepto de Wood de formación de una grieta a partir de microdeformaciones.
- Figura 2.3. Micrografía MEB de la presencia de estrías presentes en la superficie de fractura de un acero API-X52.
- Figura 2.4. Tipos de carga en fatiga, de acuerdo con R .
- Figura 2.5. Micrografía MEB de clivaje presente en la superficie de fractura de un acero API-X52 después de un ensayo Charpy.
- Figura 2.6. Micrografía MEB de fractura intergranular presente en la superficie de fractura resultante de una herramienta de acero.
- Figura 2.7. Nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos en materiales dúctiles
- Figura 2.8. Micrografía MEB de fractura dúctil generada por coalescencia de microhuecos en una aleación de aluminio 2024-T3.
- Figura 2.9. Circuito eléctrico para mediciones de polarización catódica y anódica.
- Figura 2.10. Corriente aplicada en una curva de polarización catódica de un material en corrosión mostrando la extrapolación de Tafel.
- Figura 2.11. Curva típica de polarización anódica.
- Figura 2.12. Curva típica de polarización catódica
- Figura 2.13. Representación esquemática del efecto de un ambiente corrosivo en la velocidad de propagación de grietas en fatiga.
- Figura 2.14. Efecto de la frecuencia en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero AISI 4340 en Ar y vapor de agua. $R = 0.1$, $\sigma = 585$ Pa.
- Figura 2.15. Efecto del medio en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero AISI 430. $R = 0.1$, Frecuencia = 0.1 Hz.
- Figura 2.16. Efecto de la relación de cargas (R) en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero MF-80-HSLA en una solución al 3.5% de NaCl.
- Figura 2.17. Secuencia recomendada para efectuar el examen fractográfico.
- Figura 3.1. Vistas frontal y lateral de la probeta CT empleada para la obtención de las curvas y constantes de Paris.
- Figura 3.2. Configuración de un microscopio viajero y un palpador de profundidades para la medición del avance de punta de grieta en las probetas CT.
- Figura 3.3. Esquema de la configuración empleada para la medición del avance de punta de grieta.
- Figura 3.4. Muestra empleada durante las pruebas electroquímicas
- Figura 3.5. Potenciostato-Galvanostato empleado en las pruebas.
- Figura 3.6. Celda plana utilizada para la inmersión de la muestra en la solución salina.
- Figura 3.7. Esquema del tipo de ensamble empleado en la construcción de la sección inferior del fuselaje de una aeronave con configuración de margen de borde simple.
- Figura 3.8. Estado de cargas experimentado en servicio de la sección representativa seleccionada para la experimentación.
- Figura 3.9. Elemento empleado en la fabricación del ensamble destinado a la experimentación

- Figura 3.10. Ensamble de placas de alclad 2024-T3 empleado en las pruebas de corrosión-fatiga.
- Figura 3.11. Configuración de la cámara de corrosión empleada en las pruebas de corrosión-fatiga.
- Figura 3.12. Montaje completo del sistema empleado en las pruebas de corrosión-fatiga incluyendo el equipo MTS, el soporte, la cámara de corrosión y el humidificador ultrasónico.
- Figura 4.1. Probeta CT1 después de la prueba de crecimiento de grieta por fatiga.
- Figura 4.2. Regiones de propagación estable de grietas (Región II) de las curvas de Paris obtenidas para las probetas CT1 y CT2.
- Figura 4.3. Superficie de fractura de la probeta después de la prueba de crecimiento de grieta por fatiga.
- Figura 4.4. Micrografía MEB de la región 2 de la superficie de fractura, 4500X.
- Figura 4.5. Micrografía MEB de la región 3 de la superficie de fractura, 2300X.
- Figura 4.6. Micrografía MEB de la región 4 de la superficie de fractura, 1000X.
- Figura 4.7. Muestra PP1 después de la polarización potenciodinámica.
- Figura 4.8. Muestra PP2 después de la polarización potenciodinámica.
- Figura 4.9. Muestra PP3 después de la polarización potenciodinámica.
- Figura 4.10. Muestra PP4 después de la polarización potenciodinámica.
- Figura 4.11. Curvas de polarización potenciodinámica para todas las muestras evaluadas electroquímicamente.
- Figura 4.12. Especímenes después de los ensayos de nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga.
- Figura 4.13. Formación de grietas en placas a partir de barrenos.
- Figura 4.14. Comparación de la vida en fatiga y la influencia de un medio corrosivo en esta para las muestras CF1 - CF4.
- Figura 4.15. Superficies de fractura generadas de las muestras CF1 y CF3.
- Figura 4.16. Micrografía MEB de la región 1. CF1. 3600x.
- Figura 4.17. Micrografía MEB de la región 2. CF1. 3600x.
- Figura 4.18. Micrografía MEB de la región 3. CF1. 500x.
- Figura 4.19. Micrografía MEB de la región 4. CF3. 1800x.
- Figura 4.20. Micrografía MEB de la región 5. CF3. 1800x.
- Figura 4.21. Micrografía MEB de la región 6. CF3. 500x.

Tabla 2.1.	Valores de módulo de elasticidad y relación de Poisson para una aleación de aluminio 2024 en placa y hoja, todas templadas.
Tabla 2.2.	Valores de mínima elongación para la aleación de aluminio alclad 2024 en placa y hoja.
Tabla 2.3.	Composición química de la aleación de aluminio 2024.
Tabla 2.4.	Propiedades mecánicas de diseño de una aleación de aluminio alclad 2024 en placa y hoja.
Tabla 3.1.	Matriz de pruebas para ensayos de propagación de grietas por fatiga.
Tabla 3.2.	Mediciones efectuadas de a vs N .
Tabla 3.3.	Matriz de pruebas de polarización potenciodinámica.
Tabla 3.4.	Matriz de ensayos de corrosión-fatiga.
Tabla 4.1.	Numero de ciclos de carga para cada espécimen ensayado.
Tabla 4.2.	Valores de velocidad de corrosión y profundidad de picaduras.
Tabla 4.3.	Resultados de las pruebas de corrosión-fatiga en ciclos de carga.

OBJETIVOS

General

Evaluar la influencia de un medio corrosivo salino en la vida en fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3 el cual es empleado en la fabricación de aeronaves; en específico en la construcción de la piel de los fuselajes de aeronaves.

Específicos

- Obtener las curvas de vida en fatiga (curvas de Paris) y las constantes de la ecuación de Paris para especímenes compactos de tensión (CT) fabricados en una aleación de aluminio 2024-T3.
- Determinar tendencias, velocidades y tipos de corrosión generados en especímenes de la aleación de aluminio 2024-T3 en contacto con solución salina a partir de ensayos electroquímicos.
- Obtener la variación de la vida en fatiga del material evaluando especímenes fabricados de una aleación de aluminio 2024-T3 con condición de exposición al aire libre y con inmersión en un medio corrosivo aplicado en forma de niebla salina dentro de una cámara de corrosión mediante un humidificador ultrasónico.
- Determinar los mecanismos de fractura operantes en la propagación de grietas e identificar variaciones en presencia de un medio corrosivo salino.

JUSTIFICACIÓN

En la actualidad, los operadores de aeronaves comerciales y privadas, quienes son los encargados de la integridad estructural de las aeronaves, vía manuales técnicos, los cuales contienen procesos que se basan en la simple aplicación de normas dictadas por el fabricante para aprobar o desechar componentes agrietados. Sin embargo, estos procesos no proporcionan mayor especificación sobre la condición operativa de componentes, fuselajes o cualquier otro elemento mecánico cuando se encuentran operando en un ambiente corrosivo y sometido a cargas de fatiga.

Dado lo anterior, lo que se pretende durante la presente investigación es demostrar que la presencia de un ambiente corrosivo tiene efectos negativos en las propiedades de vida en fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3, esto aunado al deterioro que tienen en el material la aplicación de cargas cíclicas.

CAPITULO 1

ANTECEDENTES

Durante los meses de Febrero y Marzo del 2007 se realizó una encuesta entre la comunidad de ingenieros y técnicos que laboran en aerolíneas basadas en el Aeropuerto Internacional de la Ciudad de México (AICM), dicha encuesta tuvo como objetivo abordar la relación que existe entre el problema de corrosión en las aeronaves y los problemas de roturas o fracturas de componentes de las mismas. Las personas que formaron parte de la población encuestada, en su totalidad laboran en las áreas de ingeniería y reparaciones estructurales.

Los resultados demuestran lo siguiente:

- Para el 60%, los problemas de corrosión y agrietamientos presentan un alto costo para las aerolíneas.
- Las condiciones ambientales y de operación que intensifican los problemas de agrietamientos y corrosión en la estructura de la aeronaves son: ambientes húmedos y salinos (costeros) y las malas operaciones (remolcamientos, aterrizajes bruscos, etc)
- El procedimiento de reparación de la estructura de la aeronave en el caso de aparición de agrietamientos o roturas es verificar lo que dice el manual de reparaciones y dependiendo el nivel de daño, se procede a la reparación o al cambio total del componente, de la misma manera es el procedimiento para reparaciones de planta motriz.
- Los procedimientos de reparaciones en el caso de la aparición de corrosión van desde la remoción de material hasta límites establecidos en el manual y posterior protección con sustancias como Alodine¹ hasta cambio del componente. Para el caso de la planta motriz, se lleva a cabo una remoción de material o el cambio total del componente.
- Para el 70%, las técnicas empleadas en la solución de problemas de corrosión, roturas y agrietamientos si proporcionan la solución correcta, las explicaciones van desde: porque así lo dicta el manual, porque son técnicas ya aprobadas, porque están a la vanguardia en el tema o porque los procedimientos se realizan correctamente.
- El 30%, especifica que estas técnicas no son del todo efectivas, ya que en algunas ocasiones no se da la importancia correcta al impacto de este fenómeno en la vida útil de la aeronave.

¹ Sustancia de protección anticorrosiva generalmente empleada en aluminio.

- Para el 80% de los encuestados es importante que se realicen más investigaciones en torno a los fenómenos de corrosión y agrietamientos en las aeronaves, con el objeto de mejorar los procedimientos de control así como la búsqueda de su reducción para poder generar niveles de seguridad y confiabilidad aún más altos, mientras que un 20% menciona que esta práctica no es importante, ya que estos temas ya fueron estudiados o por el hecho de que siempre van a existir.

Aunque la totalidad de la población encuestada recibe adiestramiento acerca de los temas de corrosión, sus tipos, naturaleza y los métodos para detectarla, prevenirla y reducirla con el mantenimiento, aun desconocen los efectos de estos fenómenos actuando simultáneamente, esto lo demuestran los procesos de mantenimiento, en los cuales no se especifican metodologías en particular para condiciones de operación en específico.

Dados los resultados de esta encuesta, sorprende el hecho de que en México no se tenga tan desarrolladas estas disciplinas, pues en los países desarrollados, dichos fenómenos se han investigado desde hace ya algunos años, y se citan los siguientes hechos.

En respuesta al problema de envejecimiento de la flota de aeronaves comerciales en Estados Unidos, la FAA organizó la International Conference on Aging Airplanes en Junio de 1988, seguida de un simposio internacional sobre un tema más en específico: Integridad estructural en aeronaves en proceso de envejecimiento, llevándose a cabo en Marzo de 1990 en la ciudad de Atlanta. El objetivo de la conferencia fue enfocarse en los procedimientos necesarios para garantizar la aeronavegabilidad de de las aeronaves envejecidas que se tenían en las flotas de ese entonces. Los consensos a los que se llegaron fueron:

- Los operadores debían llevar a cabo los procedimientos de inspección y mantenimiento con mayor diligencia y minuciosidad.
- La FAA debería conducir investigaciones y desarrollos en las áreas técnicas asociadas con fatiga/ multiagrietamientos, pruebas no destructivas (PND) y factores humanos.

Como resultado de estos consensos, del incremento de la vida en servicio de las aeronaves y de los recientes incidentes de aeronaves debidos a procesos de corrosión-fatiga, la FAA desarrolló el Programa Nacional de Investigación en Envejecimiento de Aeronaves (NAARP²). Este programa de investigación fue enfocado a seis áreas identificadas como críticas dentro del problema de envejecimiento de aeronaves [1].

- Fatiga/Fractura
- Corrosión
- Cargas en vuelo
- Inspección no destructiva
- Factores humanos
- Mantenimiento y reparación.

² National Aircraft Aging Research Program

En 1992 la Universidad Lehigh inició un extenso y multidisciplinario programa de investigación para estudiar la corrosión y corrosión-fatiga en materiales de construcción aeronáutica como parte del NAARP, este programa se llevó a cabo en dos etapas: la primera iniciando en Junio de 1992 teniendo una duración aproximada de 3 años y la segunda etapa desde Junio de 1995 extendiéndose hasta Septiembre de 1999. Los análisis experimentales de este programa fueron dirigidos a dos aleaciones de aluminio en particular: 2024-T3 y 7075-T651 teniendo los objetivos siguientes [2]:

- El desarrollo de un entendimiento básico de los procesos de corrosión localizada y nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga en aleaciones de aluminio de alta resistencia usadas en la construcción de aeronaves.
- La formulación de modelos cinéticos para estos procesos elementales.
- La integración de estos modelos en modelos probabilísticos los cuales puedan proveer una guía en la formulación de metodologías para la predicción de vida en servicio y evaluación de aeronavegabilidad

La investigación enfocada a la caracterización de las etapas de nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga empleó técnicas innovadoras como análisis topográfico tridimensional, acompañado de modelos matemáticos para la interpretación de las superficies de fractura y modelos de elemento finito acompañados de modelos basados en la mecánica de fractura. Diferentes soluciones y ambientes experimentales fueron empleados para determinar la importancia del medio en la vida en fatiga del material.

Entre los resultados más importantes obtenidos a partir de este trabajo se tienen los siguientes [1,2,3]:

- El empleo de análisis topográfico tridimensional y la aplicación de un análisis de Fourier permitió a los investigadores detectar con mayor facilidad y precisión características en la superficie de fractura como variaciones de carga debidas a extensión de fractura y condiciones del ambiente, características que son difíciles de apreciar en un análisis de microscopía electrónica de barrido.
- También fue posible localizar y estimar la magnitud de sobrecargas.
- Se determinó la localización y secuencia de la nucleación de grietas por corrosión-fatiga.
- Con el análisis topográfico se determinó que los límites de grano y puntos triples de límite de grano son las zonas donde se da la nucleación de grietas.
- Las grietas observadas tuvieron su origen en la región de protección “clad³” para medios moderadamente agresivos, esto debido a la influencia del hidrógeno. En los casos donde el medio utilizado fue altamente agresivo, las grietas nuclearon en el seno del material, en específico en partículas constituyentes.
- Las variaciones del ambiente influenciaron la vida en fatiga para todas las muestras, esto se atribuyó a la influencia que ejerce el medio en la plasticidad del material en la punta de grieta antes de su propagación.

³ Clad: es una cubierta superficial de aluminio al 99% que se aplica como barrera para la corrosión

- La corrosión localizada y la corrosión-fatiga son los mecanismos principales que participan en el envejecimiento de los materiales empleados en la construcción de aeronaves.
- La corrosión localizada en forma de picaduras actúa como punto de nucleación de grietas y desencadena el crecimiento de grietas por fatiga, lo cual reduce la vida en servicio de un componente estructural.
- Esta corrosión se originó en partículas constituyentes en áreas sujetas a altos esfuerzos generando un ataque galvánico en el material y dando lugar a un crecimiento de partícula en partícula.
- Se demostró la viabilidad del modelo de predicción propuesto en una comparativa de resultados con la distribución de daño en un ala perteneciente a una aeronave que estuvo en servicio por 24 y 30 años.

A raíz del NAARP algunos otros investigadores comenzaron a enfocar sus estudios en aspectos más particulares del comportamiento de la vida en corrosión-fatiga de aleaciones de uso aeronáutico.

En 2000, E. J. Dolle et al. [4] reportaron los resultados de su trabajo en el cual estudiaron el efecto de corrosión en forma de picaduras y su efecto en la vida en fatiga de la aleación de aluminio 2024-T3, los resultados de esta investigación muestran que:

- La vida en fatiga del material se reduce significativamente debido a la presencia de picaduras por corrosión, actuando estas picaduras como defectos pre-existentes en el seno del material y como sitios nucleadores de grietas.
- La reducción de la vida en fatiga depende sustancialmente del tiempo de pre-corrosión y de la profundidad de las picaduras, a mayor tiempo de corrosión mayor profundidad de daño y consecuentemente menor vida en fatiga.
- Se calculó la vida en fatiga mediante la mecánica de fractura, mostrándose una buena aproximación con respecto al caso real.

En 2006 Jin Hee Park [5] reportó los resultados de su investigación enfocada en determinar los efectos de la adición de compuestos de prevención de corrosión (CPC) y la aplicación de sobrecargas cíclicas en la vida en fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3. El estudio empleó distintas configuraciones experimentales:

- Presencia de un ambiente seco
- Presencia de un ambiente húmedo(vapor de agua)
- Sobrecargas cíclicas
- Ciclos de carga de amplitud constante
- Variación de relación de cargas
- Aplicación de CPC al material
- Material sin CPC

Los resultados demostraron los efectos de las anteriores configuraciones en la vida en fatiga de la aleación 2024-T3 en los cuales se determinan los ciclos y amplitud de sobrecarga que incrementan la vida en fatiga del material, el efecto de la relación de cargas

y la presencia de un ambiente húmedo en contacto con el material, también se determinan los mecanismos de fractura que operan durante el crecimiento de grietas por fatiga.

Las conclusiones obtenidas de este trabajo fueron:

- El incremento de la relación de cargas tiene un efecto negativo en la vida en fatiga de la aleación.
- El incremento en la frecuencia de los ciclos de carga no mostró una tendencia clara.
- La presencia de un medio acuoso en la periferia de la fractura reduce la fricción entre las superficies de fractura durante las pruebas.
- La aleación exhibe una fractura en su mayoría con ruptura dúctil y nucleación de microhuecos a partir de las partículas o precipitados.

En 2006 y 2008 Kimberli Jones y David W. Hoepfner [6,7] reportaron los resultados de su investigación en la cual estudiaron el efecto de la corrosión localizada (picaduras) en la vida en fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3, la metodología empleada durante su investigación se basa en la inmersión de probetas fabricadas en dicho material en una solución de Cloruro de Sodio y Peróxido de hidrógeno, posterior a esto se realizan ensayos de fatiga y mediante técnicas de video digital se estudia la transición picadura-grieta.

Las conclusiones obtenidas de este trabajo fueron:

- Las muestras con mayor profundidad de daño por picadura experimentaron una mayor reducción de su vida en fatiga.
- Se demostró que las superficies y proximidades de picaduras son tan importantes como la profundidad de picadura para determinar cuando y donde se iniciará una grieta.
- Se observó la extensión de las picaduras bajo la superficie del material.
- Los resultados de su investigación se presentan en la forma de curvas da/dN vs ΔK .

CAPITULO 2

MECANICA DE FRACTURA, FATIGA Y CORROSION

2.1 Fractura

La fractura se define como el proceso por el cual culmina la deformación plástica de un material que se encuentra sometido a un estado de cargas, presentándose como una separación o fragmentación del cuerpo sólido en dos o más fragmentos, comúnmente para la presencia de una fractura es necesario incrementar constantemente el estado de cargas hasta alcanzar las fases de nucleación de grieta, posterior propagación de esta y finalmente ruptura total, lo cual representa una gran cantidad de deformación plástica a lo largo del plano de propagación de grieta. Por el contrario, en algunos otros casos, solo basta alcanzar la carga necesaria para el proceso de nucleación de grieta y posteriormente la grieta se propaga espontáneamente sin la necesidad de un incremento de carga, en este caso se presenta una ruptura espontánea. Es necesario mencionar que en algunos casos, la fractura puede iniciarse en una grieta preexistente en el material, lo cual suprimiría el proceso de nucleación, así el proceso se reduce a iniciar la propagación de grieta.

2.2 Mecánica de fractura

La mecánica de fractura es la parte de la mecánica de sólidos que relaciona el tamaño y forma de una grieta y las fuerzas o cargas que conducen a la fractura de un componente de forma y dimensiones definidas. Para esto se apoya en el cálculo de la distribución de esfuerzos, deformaciones, desplazamientos alrededor de una grieta y en el establecimiento de los balances de energía que tienen lugar durante la extensión de una grieta. Existen varias metodologías de análisis de fractura, dependiendo de la extensión de la deformación plástica que precede a la fractura. De acuerdo con la extensión de la deformación plástica, las categorías de la fractura son [8]:

- **Fractura lineal-elástica:** cuando la extensión de la zona plástica está confinada a una pequeña región frente a la punta de grieta y la deformación del resto del cuerpo es elástica.
- **Fractura elastoplástica:** la zona plástica se extiende en el total remanente del ancho de la pieza, pero permaneciendo como una región relativamente estrecha alrededor del plano de grieta.
- **Colapso plástico:** la fractura es precedida de deformación plástica generalizada

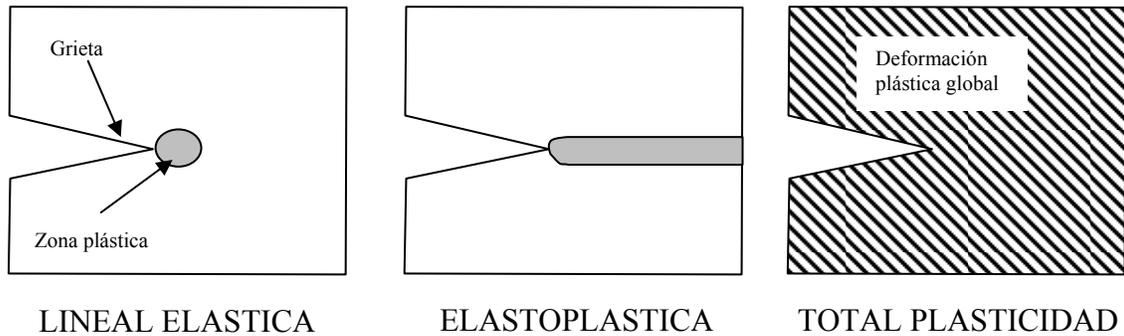


Figura 2.1. Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.

La mecánica de fractura considera que el proceso de fractura inicia con una grieta que se propaga hasta la separación final o fragmentación de la pieza. Si durante la propagación de la grieta, ésta puede detenerse al disminuir o desaparecer los esfuerzos, se dice que la propagación es estable y si la grieta se propaga de manera rápida, autoacelerada y es prácticamente imposible de detener, entonces la propagación es inestable.

La mecánica de fractura también separa la fractura en función de su dependencia del tiempo. De acuerdo con esto, la fractura se clasifica en:

- Fractura estática: es la fractura bajo una sola aplicación de carga de un sólido que contiene una grieta inicialmente estática que comienza a propagarse rápidamente en condiciones de inestabilidad. Estos tipos de fractura incluyen la fractura frágil, la fractura dúctil y el colapso plástico.
- Fractura lenta, retardada o estable: es la fractura que ocurre por la propagación lenta de una grieta a través del tiempo o por la acción de cargas repetitivas o fluctuantes. Es de carácter estable e incluye a la fatiga, la propagación de grietas por termofluencia y el agrietamiento por corrosión y esfuerzos.

2.3 Fatiga

La fatiga se puede definir como *el proceso de deterioro de un material bajo ciclos repetidos de esfuerzo y deformación que conducen a un agrietamiento progresivo que concluye con la fractura*. En este proceso el valor de esfuerzo máximo es menor a la resistencia a tensión de propio material. Para que la fatiga ocurra, la amplitud de variación del esfuerzo debe rebasar un nivel mínimo y también debe existir un esfuerzo de tensión frente a la grieta.

Desde 1830, se reconoce que un material sujeto a cargas fluctuantes con el tiempo fallará a una carga mucho menor que la carga necesaria para poder hacer que el material falle en una sola aplicación de carga. Las fallas que se observaron en componentes sujetos a cargas dinámicas fueron llamadas fallas por fatiga. Por muchos años este tipo de fallas

fueron atribuidas a un proceso de cristalización y fragilización del material, lo cual ahora se sabe que no es cierto, ya que se ha demostrado que el material ya tiene una estructura cristalina después de la solidificación, de esta manera se han realizado numerosas investigaciones acerca del tema para poder comprender su naturaleza así como la manera de contrarrestarlo.

A partir de la segunda mitad del siglo XX el concepto de fatiga comenzó a tomar gran relevancia dentro del entorno industrial, esto debido al creciente desarrollo de equipos de nueva tecnología en diferentes campos de la industria: autos, aeronaves, construcciones; los cuales se encontraban sometidos a cargas dinámicas. El enemigo a vencer era que aproximadamente en el 50% de las roturas que se presentaban, eran atribuidas al fenómeno de la fatiga.

Para Wood, los deslizamientos producidos por fatiga eran una causa aun mayor en la comprensión de la fatiga, basándose en sus observaciones, el propuso que los deslizamientos causados por la fatiga son resultado de deslizamientos aun más finos, así la suma de todos estos da como resultado las bandas de deslizamiento estático. La figura 2.2 muestra el concepto de Wood referente a como la deformación continuada por deslizamiento fino puede producir una grieta de fatiga.

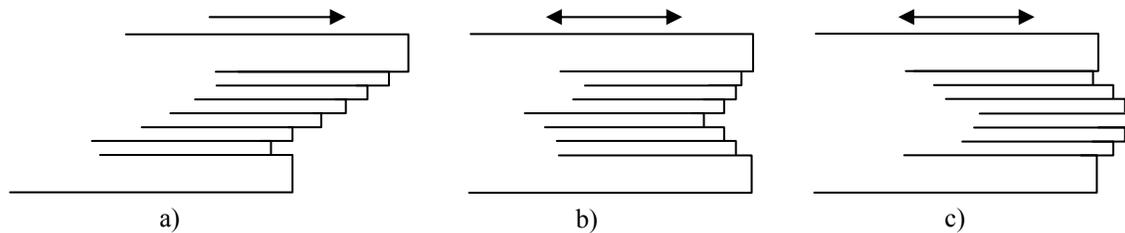


Figura 2.2. Concepto de Wood de formación de una grieta a partir de microdeformaciones. a) Deformación estática; b) Deformación por fatiga generando una entalla; c) Deformación por fatiga generando una extrusión [9].

A través de los años, se ha visto que las fallas por fatiga son impredecibles, es decir, estas no presentan algún indicio que pueda hacer que sean detectadas o reconocidas, aunado a esto, como ya se mencionó, estas fallas se dan a valores de carga menores a los que se supone fallaría un componente en una sola aplicación de carga.

Existen 3 condiciones las cuales deben ser cumplidas para que se presente la fatiga en un componente, estas 3 condiciones son:

- Un esfuerzo de tensión de valor elevado pero menor que la resistencia última del material.
- Una variación o fluctuación del esfuerzo mayor a un valor dado llamado límite de fatiga.
- Un número suficiente de ciclos de carga.

Si alguna de las anteriores condiciones no se presenta, la fatiga no ocurre. Teniendo en cuenta lo anterior, se deduce fácilmente que la fatiga ocurrirá de manera inevitable, así que

lo importante es determinar en cuánto tiempo, por tal motivo la fatiga se evalúa en términos de tiempo o el número de ciclos que soporta el material antes de que sobrevenga la fractura final, lo cual es definido como vida en fatiga.

Desafortunadamente, existe un gran número de variables las cuales modifican las condiciones de fatiga; concentradores de esfuerzos, corrosión, temperatura, tamaño, acabado superficial, esfuerzos residuales y esfuerzos combinados, y como se observó, existe un gran número de componentes vulnerables a la fatiga [8,9].

2.3.1 Fatiga en aeronaves

Actualmente, el problema de fatiga en aeronaves ha alcanzado valores alarmantes, esto debido a que cada vez se experimentan mayores valores de cargas y por consiguiente esfuerzos más altos, aunado a esto, los materiales que se emplean actualmente en la fabricación de aeronaves tienen una alta resistencia mecánica, pero su vida en fatiga aún no es lo suficientemente alta, lo cual ha acumulado un gran número de fallas de componentes en servicio, y en algunos casos estas fallas han causado fatalidades.

La fatiga que experimentan las aeronaves, estructuralmente hablando, es causada por ciclos de carga/descarga que se experimentan durante los despegues, aterrizajes, presurización de la cabina, deflexión en vuelo y cargas cortantes. La formación de grietas y la no detección de estas puede resultar en un daño estructural como el que generalmente es conocido como daño en forma de multiagrietamiento, el cual se presenta en los paneles de las pieles de las aeronaves. Este problema consiste de un conjunto de pequeñas grietas difíciles de detectar que emanan de los agujeros practicados para alojar remaches. El accidente de un Boeing 737 de Aloha Airlines fue causado debido al crecimiento e interconexión de una serie de pequeñas grietas formadas en una línea de agujeros de remache en la piel de la aeronave [10].

Lo anterior es un gran golpe para los diseñadores, ya que después de lo ocurrido, estos experimentan miedo y de esta forma, en la mejora o rediseño del componente dañado aparece el llamado factor de pánico, que no es otra cosa que el factor de seguridad pero muy elevado, lo cual según los diseñadores es apropiado para esos casos, aunque esto los lleva a actuar con ignorancia y sin los fundamentos del buen diseño. Todo esto se convierte en un círculo vicioso, el mal diseño debido al factor de pánico lleva a aumentos en pesos, y así en costos, de esta manera la aviación pierde credibilidad, viabilidad financiera y lo más importante: seguridad [1,12].

2.3.2 Efecto de los concentradores de esfuerzos

Otro factor que influye de manera importante en el comportamiento de la resistencia a la fatiga de los componentes es la presencia de concentradores de esfuerzos, de manera estricta, estos solo influyen de una manera negativa, disminuyendo la vida del componente.

Se puede observar que gran parte de componentes mecánicos tienen irregularidades geométricas, tales como: filetes, chaveteras, roscas, entallas, etc., las cuales en su mayoría

son inevitables, pero una de las mejores formas de combatir las roturas es la disminución de estas, esto mediante un diseño cuidadoso.

Un ejemplo de la acción de un concentrador de esfuerzos en un componente es la presencia de una entalla, para la cual se ha demostrado que su presencia produce 3 efectos:

1. Un incremento o concentración de los esfuerzos en el fondo de la entalla.
2. Un gradiente de esfuerzos desde el fondo de la entalla en dirección al centro del componente.
3. Un estado de esfuerzos triaxial.

2.3.3 Fractura por fatiga

La fatiga es un fenómeno complejo tanto a nivel microscópico como macroscópico debido a que como ya se mencionó, está controlado por una gran cantidad de variables, el hecho es, que no existe un mecanismo único de propagación de grietas por fatiga, aunque se reconoce que la fractura por fatiga ocurre en tres etapas.

Las superficies de fractura por fatiga en cada una de las tres etapas son claramente distinguibles tanto a nivel microscópico, como macroscópico. El mecanismo de propagación de grieta en cada etapa es también diferente, por lo general, y esto hace que las zonas de fractura en cada etapa aporten importante información sobre el origen y secuencia de propagación de fractura, así como del efecto de variables externas como el ambiente, el patrón de cargas, etc.

2.3.4 Etapa de iniciación de las grietas (Etapa I)

Como es bien sabido, microscópicamente los materiales no cumplen con las características de homogeneidad, continuidad e isotropía, lo cual es debido a la existencia de partículas e inclusiones, así como vacancias, dislocaciones, etc. los cuales son defectos comunes en los materiales, de esta manera, si se tiene un material dúctil y es sometido a cargas cíclicas, estos defectos actuarán como los sitios nucleadores de grietas, aunque los esfuerzos nominales sean menores al esfuerzo de cedencia, en estos puntos particulares del material, estos esfuerzos pueden ser mucho mayores, generando zonas locales de cedencia, las cuales causan distorsiones en el arreglo cristalino del material, a medida de que los esfuerzos se alternan, las distorsiones crean bandas de deslizamiento entre los planos, así, aunque el componente no tenga un concentrador de esfuerzos, los defectos actuaran como micro concentradores de esfuerzo y serán las zonas en las cuales se lleve a cabo la nucleación de la grieta. La velocidad de propagación de grietas en esta etapa generalmente es muy pequeña, del orden de angstroms por ciclo, la superficie de fractura generalmente es uniforme.

2.3.5 Etapa de propagación de las grietas (Etapa II)

Una vez que la grieta ha aparecido, los mecanismos de la mecánica de fractura se hacen presentes, debido a la agudeza de la grieta, existe una alta concentración de esfuerzos en la punta de esta, generando así, una zona plástica en la periferia, a medida que el esfuerzo de

tensión abre la grieta, esta toma una forma más achatada, lo cual disminuye la concentración de esfuerzos y la grieta crece un poco, cuando el esfuerzo se alterna a su valor menor, la grieta se cierra y toma así forma aguda en la punta, lo cual comienza el ciclo de nueva cuenta.

La grieta solo crece en presencia de esfuerzos de tensión, y en dirección a un plano normal al esfuerzo máximo a tensión. Por tal motivo, aunque los esfuerzos cortantes en materiales dúctiles son la causa de la nucleación de grieta el crecimiento y propagación de esta se debe únicamente a los esfuerzos alternantes de tensión.

Si se observa, los altos números de ciclos a los cuales falla un componente por fatiga, hacen considerar que los valores de propagación de grietas son muy bajos, del orden de 10^{-8} a 10^{-4} pulgadas por ciclo, aunque estos valores presentan variaciones dependiendo de la etapa de propagación de grieta a la que pertenezcan.

Frecuentemente, en la superficie de fractura se observan ondulaciones o estrías, cada estría representa una posición sucesiva del avance de la grieta y es producida por cada ciclo de aplicación de cargas. En la figura 2.3 se observa la presencia de estrías en la superficie de fractura de un acero API X52.

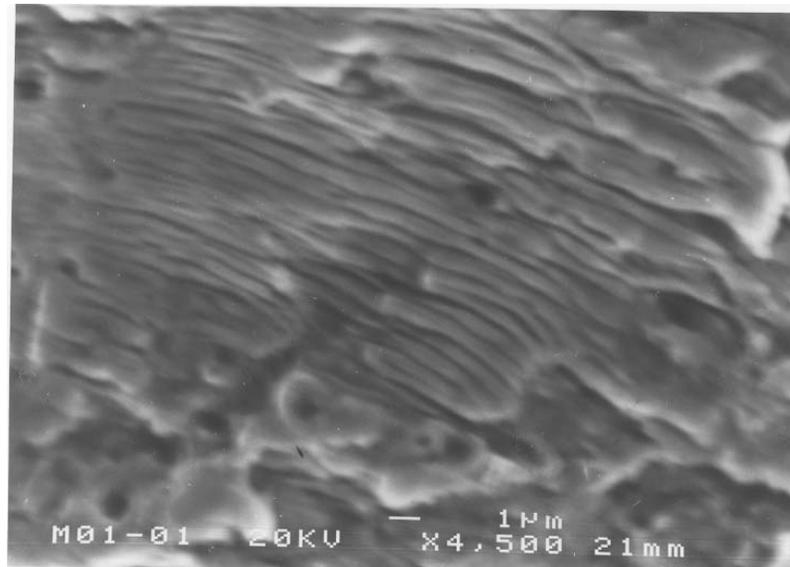


Figura 2.3. Micrografía MEB de la presencia de estrías presentes en la superficie de fractura de un acero API-X52.

2.3.6 Fractura (Etapa III)

La grieta continuará propagándose mientras el componente siga siendo sometido a las cargas cíclicas, logrando en un momento dado, que la el gran tamaño de la grieta logre un aumento tal en el factor de intensidad de esfuerzos (K) en la punta de grieta, tal que alcance el valor de la tenacidad a la fractura (K_C), así se produce una falla súbita en el siguiente

ciclo de tensión. Generalmente, para las cargas dinámicas este valor se alcanza debido a que la propagación de la grieta ha alcanzado un tamaño suficiente o debido a un valor muy elevado del esfuerzo nominal, en ambos casos, el resultado es el mismo, una falla súbita y catastrófica.

En un examen visual a la superficie de fractura, generalmente son reconocibles 3 zonas:

- La primera zona que circunda al origen de la grieta generalmente presenta una textura suave y en algunos casos brillante, es la zona de nucleación de grieta.
- La siguiente zona presenta una superficie un poco más áspera, en la cual en algunos casos se pueden observar arillos circundantes a la zona de iniciación de grieta, los cuales se denominan marcas de playa debido a su gran parecido con las huellas que deja una marea en retroceso sobre la arena de una playa. En algunos casos, el rozamiento de las superficies de fractura es tal que estas huellas son borradas.
- Finalmente se encuentra una zona de fractura frágil, en la cual el material falló súbitamente al alcanzar la grieta su valor límite.

En las tres etapas, la rapidez de propagación de la grieta depende de la amplitud de la variación de los esfuerzos en la punta de la grieta, el cual en condiciones lineal elásticas depende del factor de intensidad de esfuerzos K . durante un ciclo, la carga varía sobre un intervalo definido como [8]:

$$\Delta P = P_{\max} - P_{\min} \dots\dots\dots (2.1)$$

Donde ΔP es la relación de cargas en un ciclo de carga por fatiga, P_{\max} y P_{\min} son los valores de carga máxima y mínima alcanzadas durante un ciclo de carga en fatiga respectivamente.

La ecuación general para el factor de intensidad de esfuerzos está dada por:

$$K = P\beta\sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (2.2)$$

Donde β es el factor geométrico y a es el tamaño de grieta.

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = P_{\max}\beta\sqrt{\pi a} - P_{\min}\beta\sqrt{\pi a}$$

Entonces

$$\Delta K = \Delta P\beta\sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (2.3)$$

Donde ΔK es la variación del factor de intensidad de esfuerzos.

Dados los valores máximo y mínimo de carga, el ciclo queda completamente definido con la relación de cargas R , cuya definición matemática es:

$$R = P_{\min} / P_{\max} = K_{\min} / K_{\max} \dots\dots\dots (2.4)$$

En términos del valor de R , los tipos de ciclos pueden ser alguno de los mostrados en la figura 2.4.

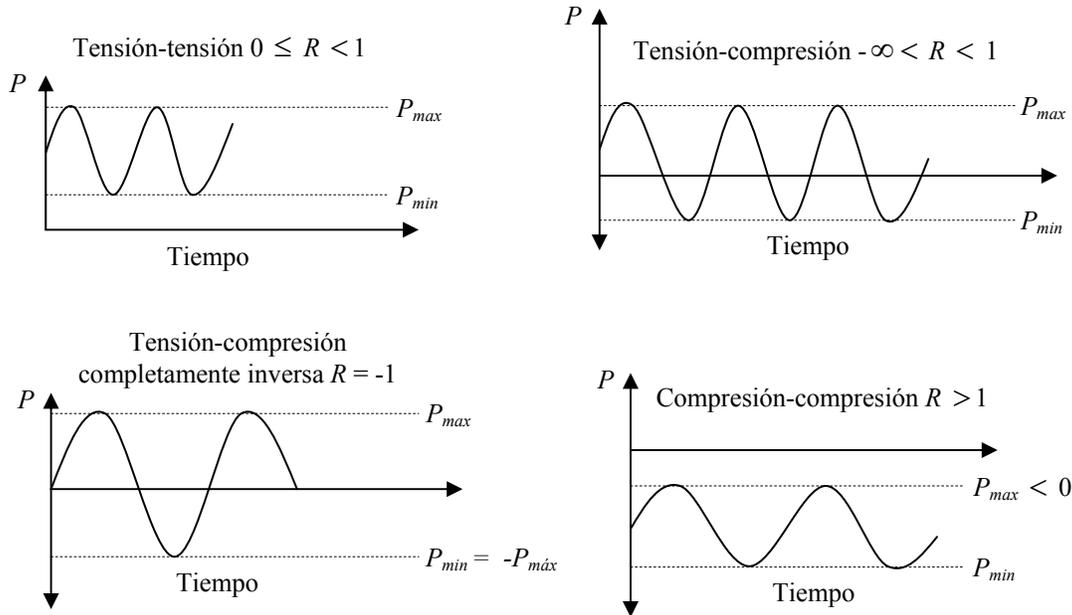


Figura 2.4. Tipos de carga en fatiga, de acuerdo con R [8].

2.4 Modelos de predicción de vida en fatiga

En general, los modelos de predicción de vida en fatiga publicados se basan en datos de vida en fatiga de materiales. Tales datos pueden ser límites de fatiga, gráficas S-N, diagramas de fatiga, gráficas de crecimiento de grietas y resistencia a la fractura para la última etapa de falla. Se asume que los datos son propiedades de fatiga característicos de un material.

Al considerar una grieta que incrementa su longitud en una cantidad igual a Δa debido a la aplicación de cierto número de ciclos de carga ΔN . La velocidad de crecimiento con los ciclos puede ser caracterizada mediante la relación $\Delta a / \Delta N$, o para menores intervalos mediante la derivada da/dN . Si la carga aplicada es constante, el intervalo correspondiente a los esfuerzos nominales σ_{\max} y σ_{\min} también es constante. Para el crecimiento de grietas en fatiga, el intervalo de esfuerzos $\Delta\sigma$ se encuentra definido como $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$. La variable principal que afecta la velocidad del crecimiento de grieta es el factor de intensidad de esfuerzos, este es calculado a partir del intervalo de cargas ΔP , ecuación 2.3.

Dos formulaciones comunes para la predicción de vida en fatiga se encuentran en las ecuaciones de Paris y Walker.

a) Ecuación de Paris

Para un material dado, el comportamiento del crecimiento de grietas puede ser descrito mediante la relación entre la velocidad del crecimiento de grietas por ciclo da/dN y el intervalo del factor de intensidad de esfuerzos ΔK . La relación que representa este comportamiento de crecimiento de grietas está dada por la ecuación de Paris (Ecuación 2.5).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (2.5)$$

Donde C es una constante y m es la pendiente en una gráfica log-log de da/dN vs. ΔK .

La ecuación 2.4 puede reescribirse como:

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

O en una integral de la forma:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C(\beta \Delta P \sqrt{\pi a})^m} \dots\dots\dots (2.6)$$

Una vez obtenido el valor de crecimiento de grietas por ciclo da/dN , la vida en fatiga puede ser calculada mediante una integración numérica de la ecuación de Paris (ecuación 2.5). El resultado será el número de ciclos requeridos para que se propague una grieta desde una longitud inicial a_0 hasta una longitud final a_f .

b) Ecuación de Walker

La ecuación de Paris no considera el efecto de la relación de cargas o esfuerzos (R). Para caracterizar este efecto en las curvas da/dN vs. ΔK , se emplea la relación de Walker, que es una variante de la ecuación de Paris. (Ecuación 2.7).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_1}{(1-R)^{m_1(1-\gamma)}} (\Delta K)^{m_1} \dots\dots\dots (2.7)$$

Donde γ es una constante del material. Las constantes C_1 y m_1 son:

$$C = \frac{C_1}{(1-R)^{m_1(1-\gamma)}} \dots\dots\dots (2.8)$$

$m = m_1$

De este modo, la constante C se encuentra en función de R , pero la pendiente m no se encuentra afectada por R .

Una gran variedad de expresiones matemáticas han sido propuestas para representar las curvas da/dN vs. ΔK . Algunas de estas con altos grados de complejidad y en algunos casos, más de 10 diferentes constantes empíricas son requeridas para poder representar el comportamiento para un material dado.

2.5 Mecanismos de fractura estática en metales

Los mecanismos de fractura estática se pueden clasificar de acuerdo al proceso básico de deformación, ruptura de enlaces y formación de nuevas superficies o por la causa externa que llevó a la fractura [9, 13, 14].

De acuerdo con la trayectoria de la grieta a escala microscópica, la fractura puede ser:

- Intergranular. La fractura ocurre a través de los límites de grano.
- Transgranular cristalina. La fractura ocurre a través de los granos y sobre planos cristalinos bien definidos. Ejemplos: clivaje, cuasi-clivaje.
- Transgranular no cristalina. La fractura ocurre a través de los granos pero sin una dirección cristalina preferencial. Ejemplos: desgarramiento dúctil, coalescencia de huecos.

2.5.1 Clivaje

El clivaje es el mecanismo de fractura más representativo en las fracturas frágiles, es una forma de fractura que ocurre por la ruptura directa de enlaces atómicos y una rápida propagación de la grieta a lo largo de planos cristalográficos específicos. Aunque el clivaje es representativo de las fracturas frágiles, puede ser precedido de grandes deformaciones elásticas. Es la forma de fractura más rápida y consume poca energía. El patrón de fractura es transgranular en materiales policristalinos y cambia de dirección cada vez que cruza un límite de grano, el clivaje generalmente se observa en materiales que exhiben poca o nula capacidad de deformación plástica.

La separación directa de planos produce una fractura transgranular cristalina que da origen a facetas lisas, brillantes y orientadas en diferentes ángulos, lo que hace que la apariencia de la fractura a nivel macroscópico sea granulosa y brillante.

A nivel microscópico, el paso de la grieta a través de los granos y la presencia de defectos cristalinos tales como dislocaciones, maclas, precipitados, etc., producen una topografía fina de la faceta, cuya característica más notable es el patrón de río.

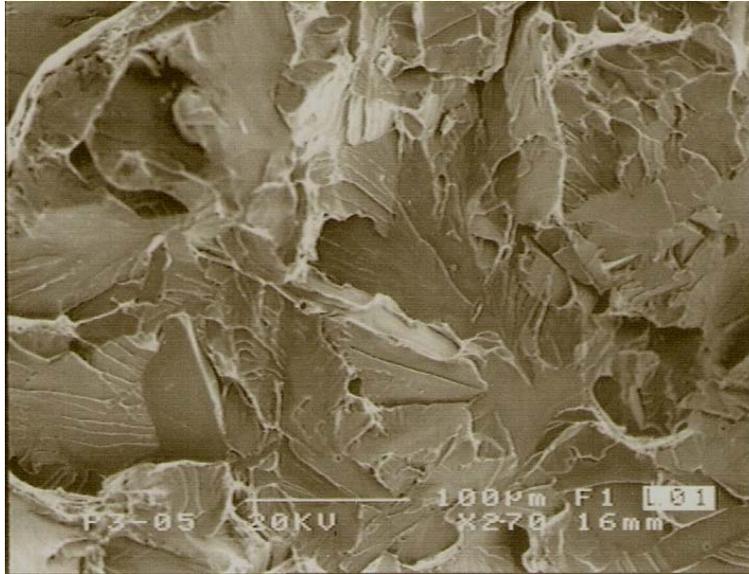


Figura 2.5. Micrografía MEB de clivaje presente en la superficie de fractura de un acero API-X52 después de un ensayo Charpy.

La figura 2.5 muestra un ejemplo típico de una fractura por clivaje, las líneas blancas delgadas ubicadas en la superficie de las facetas forman el patrón de río.

2.5.2 Cuasi-clivaje

El cuasi-clivaje es una desviación del clivaje puro, en el que bajo condiciones que reducen la deformación plástica como: testado triaxial de esfuerzos, fragilización del material o altas velocidades de deformación se tiene una transición dúctil-frágil y aparecen facetas de fractura frágil.

El cuasi-clivaje ha sido observado en aceros, aleaciones de Titanio, aleaciones de níquel y aleaciones de aluminio. Su interpretación es difícil ya que se puede confundir con algunas superficies por fractura por fatiga.

2.5.3 Fractura intergranular

Una forma importante de la fractura frágil es la fractura intergranular en materiales cristalinos, este tipo de fractura se asocia a bajas resistencias y ductilidades. La superficie se muestra granulosa y con cierto agrietamiento secundario entre los gránulos. La explicación radica en el hecho de que el material es más débil en los límites de grano, lo cual los hace el área preferida para la propagación de la grieta.

La fractura intergranular frecuentemente se asocian a la segregación de elementos residuales en los límites de grano que facilitan su decohesión e interacción con el medio ambiente, también se pueden producir por impacto, fragilización por hidrógeno, por agrietamiento por corrosión-esfuerzos, por termofluencia o sus combinaciones.

En la figura 2.6 se observa una fractura del tipo intergranular frágil con variaciones en los tamaños de los gránulos y cierta corrosión en la sección inferior.

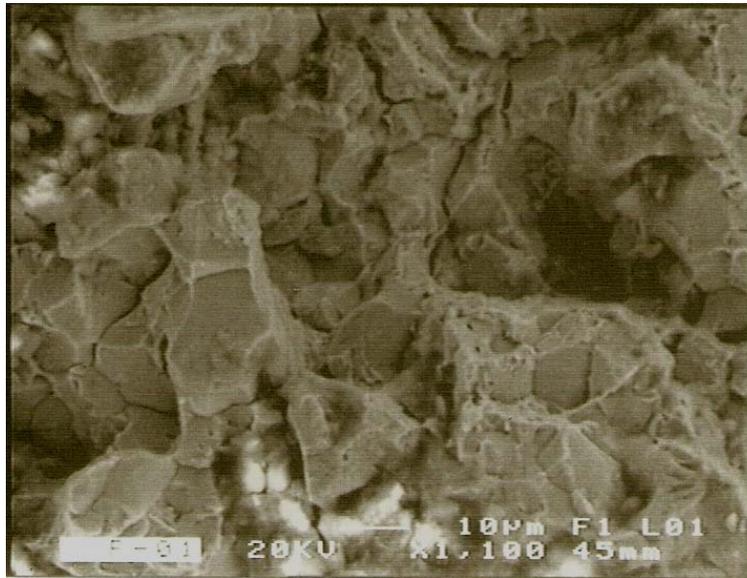


Figura 2.6. Micrografía MEB de fractura intergranular presente en la superficie de fractura resultante de una herramienta de acero.

2.5.4 Fractura dúctil

El único mecanismo de una fractura dúctil a baja temperatura es la coalescencia de microhuecos. La secuencia de fractura es: nucleación de huecos, crecimiento de huecos y finalmente coalescencia.

La nucleación de microhuecos ocurre por la decohesión de partículas de la matriz o por la ruptura de partículas debido a la aplicación de esfuerzos, el crecimiento de los microhuecos está muy influenciado por la microestructura y puede ocurrir por la deformación plástica de la matriz o por la unión de huecos pequeños para incrementar el tamaño del hueco principal. La coalescencia de microhuecos se da debido a que los huecos crecen hasta que se rompen los ligamentos remanentes y así la grieta continúa avanzando. Figura 2.7.

La superficie de fractura se observa opaca a nivel macroscópico mientras que nivel microscópico se observan cráteres, que son el resultado de la ruptura de los microhuecos. La forma de estos cráteres se encuentra determinada por el modo de desplazamiento de las superficies de fractura.

La figura 2.8 muestra una superficie de fractura característica de la coalescencia de huecos, se observan las cavidades resultantes del mecanismo y algunas de las partículas en las cuales se nuclearon los huecos.

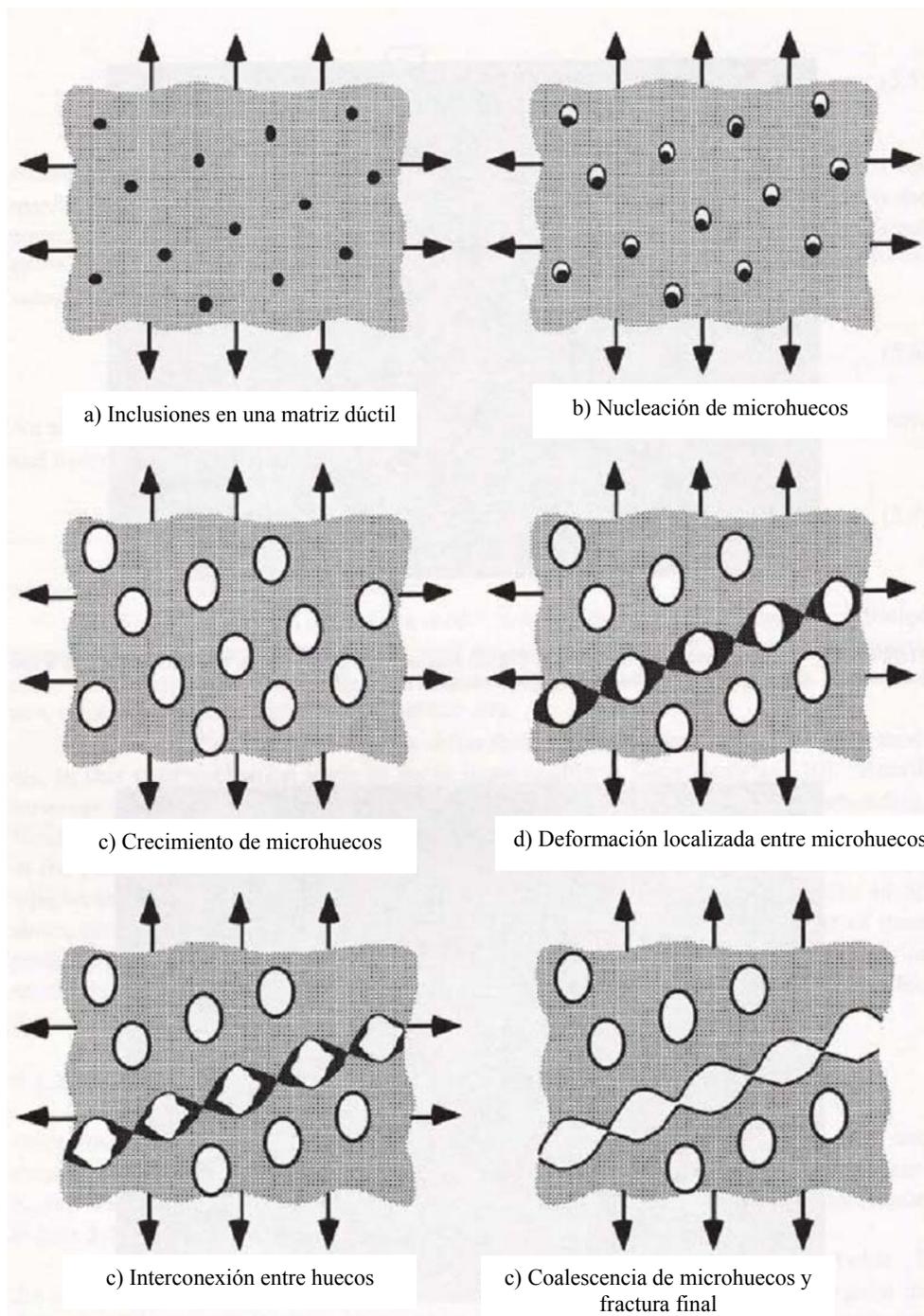


Figura 2.7. Nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos en materiales dúctiles [15].

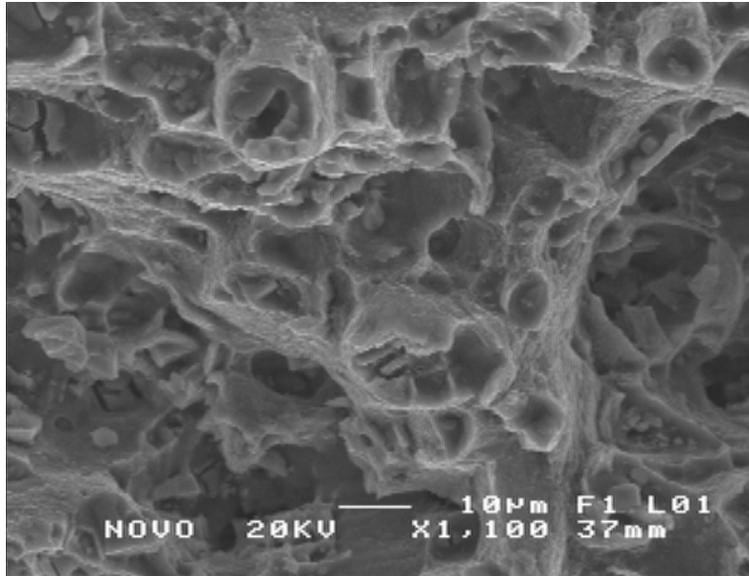


Figura 2.8. Micrografía MEB de fractura dúctil generada por coalescencia de microhuecos en una aleación de aluminio 2024-T3.

2.6 Corrosión

2.6.1 Introducción

El fenómeno de corrosión es un proceso electroquímico en el cual un metal reacciona con su entorno o medio para crear un óxido u otro producto. Para que la corrosión se pueda llevar a cabo existen 3 elementos necesarios: un ánodo, un cátodo y una solución eléctricamente conductiva, la combinación de estos tres elementos da lugar a lo que comúnmente se conoce como celda electroquímica.

El proceso de corrosión se lleva a cabo de la siguiente manera: el ánodo es el metal que se corroe, la solución es el medio corrosivo y el cátodo forma el otro electrodo de la celda, el cual no es consumido en el proceso de la corrosión.

En el ánodo, el metal pasa a formar parte de la solución como iones cargados positivamente, liberando electrones los cuales participan en el proceso catódico. La distribución de áreas catódicas y anódicas es uno de los factores más importantes que determinan el tipo de corrosión que ocurrirá, pero de manera simple, las celdas corrosivas son pequeñas y numerosas, y se encuentran distribuidas de manera aleatoria en la superficie del metal, y el efecto es más o menos un ataque uniforme sobre la superficie. La velocidad del proceso bajo estas circunstancias dependerá de un número de criterios, pero el factor importante es que el balance entre las velocidades de reacción tanto anódicas como catódicas necesita mantener una electroneutralidad.

A pesar de que la mayoría de los metales presenta un comportamiento activo en corrosión en presencia de un ambiente corrosivo, existen otros metales como algunas aleaciones de uso ingenieril, las cuales presentan una capa de productos de corrosión sólida que presenta un comportamiento estable, esta capa frecuentemente se presenta como un óxido. Si esta capa de óxido muestra un comportamiento estable y suficiente cohesividad con el metal, y baja conductividad iónica, la disolución del metal estará limitada a la cantidad de iones que puedan traspasar esta capa de óxido, frecuentemente con un factor de 10^3 a 10^6 veces menos que la velocidad de corrosión en metales sin capa de óxido. Este fenómeno es conocido como pasividad, el cual es presentado por metales como aceros inoxidable, aleaciones base níquel, titanio, y materiales similares empleados en ingeniería para ser expuestos a ambientes corrosivos.

Aunque a la corrosión uniforme se le atribuye la mayor parte de pérdidas de materiales por corrosión, no es la cusa técnica más importante, las formas de corrosión más complejas son las que presentan mayores problemas técnicos, estas son las causantes de grandes pérdidas de componentes, aunque la pérdida de material por corrosión se encuentre presente, frecuentemente, a través de picaduras o grietas microscópicas, las cuales no son visiblemente detectables hasta que el componente falla.

2.6.2 Corrosión en aeronaves

Actualmente, las aeronaves son construidas a partir de diferentes tipos de materiales, y estos deben trabajar bajo medios atmosféricos muy cambiantes, son estos los principales factores que hacen del control de la corrosión en aeronaves una tarea muy difícil. Aunque en aeronaves de reciente generación, los efectos de la corrosión no se presentan, generalmente a partir de unos años después de la entrada en servicio de estas y su exposición a elementos como: mal empleo, mantenimiento inadecuado, etc., así como a la presencia de humedad, aceites, combustibles, y algunas sustancias abrasivas, el fenómeno de corrosión hace su aparición y se vuelve una preocupación, aunado a esto, las protecciones anticorrosivos pierden su efectividad y esto se vuelve un problema alarmante.

Este fenómeno aparece cuando los factores que lo propician se dan en conjunto, a pesar que se ha hecho demasiado en pro de disminuir este problema no solo en aviación, aún hay mucho por hacer para que se pueda lograr una solución aceptable. El problema es que prácticamente toda la aeronave es susceptible a un ataque por corrosión, desde un remache hasta componentes más importantes y aunado a esto es que se tienen 10 tipos de corrosión aproximadamente, entonces desde ese punto de vista, el problema se vuelve inmenso.

Los problemas de corrosión en aeronaves varían de acuerdo a zonas geográficas ya que estos están en proporción con la severidad del medio ambiente, una solución que se ha encontrado es cubriendo los componentes con sustancias orgánicas para evitar que estos estén en contacto con materiales de distinta naturaleza o con el medio corrosivo, pero este método no es 100% efectivo, ya que no se garantiza que este compuesto no genere porosidad, y por lo tanto que la humedad alcance a tener contacto con el metal.

Además de que la corrosión es un peligro para elementos estructurales y sistemas, es una tarea del mantenimiento el combatirla, ya que un mal procedimiento en su detección, y

posterior tratamiento puede resultar gravemente perjudicial, por tal motivo el mantenimiento se centra principalmente en los problemas de mayor gravedad y después los menores, lo cual le evita problemas mayores a la postre, actualmente, con las nuevas tecnologías de fabricación, estas tareas se facilitan.

Los tipos de corrosión que más atacan componentes de aeronaves son:

- Corrosión uniforme
- Corrosión por picaduras
- Corrosión intergranular
- Corrosión por exfoliación
- Corrosión galvánica
- Corrosión filiforme

De las anteriores, según los reportes la que más daños causa en las aeronaves es la corrosión galvánica

Del mismo modo, diferentes áreas de la aeronave son más susceptibles a la corrosión que otras por ejemplo aquellas que se encuentran en contacto con agentes oxidantes y contaminantes.

Las aeronaves que actualmente se encuentran en servicio son un gran conjunto de ensambles de diversos tipos de materiales con formas geométricas caprichosas, barrenos, pernos, remaches, los cuales se encuentran sometidos a diferentes y muy variantes condiciones climáticas, lo que supone problemas complejos de corrosión, y aunque muchos expertos de talleres de mantenimiento ven en este la única y principal solución de estos problemas, se deberán hacer grandes investigaciones en el tema para poder acercarse mas a una mejor solución, mientras tanto, los procedimientos de prevención y control de corrosión actuales deberán ser llevados a cabo de la mejor manera posible para poder asegurar la confiabilidad de la aviación.

2.6.3 Cálculo de la velocidad de corrosión mediante la extrapolación de Tafel

La extrapolación de Tafel es un método para determinar la velocidad de corrosión, y fue usado por primera vez para verificar la teoría del potencial mixto, la cual establece que la suma de las reacciones de reducción es igual a la suma de las reacciones de oxidación, o bien [15]:

$$\sum R_{oxidación} = \sum R_{reducción}$$

Esta técnica utiliza los datos obtenidos de las mediciones de las curvas de polarización; anódico o catódica. Sin embargo, la polarización catódica es preferida, ya que es más fácil de medir experimentalmente.

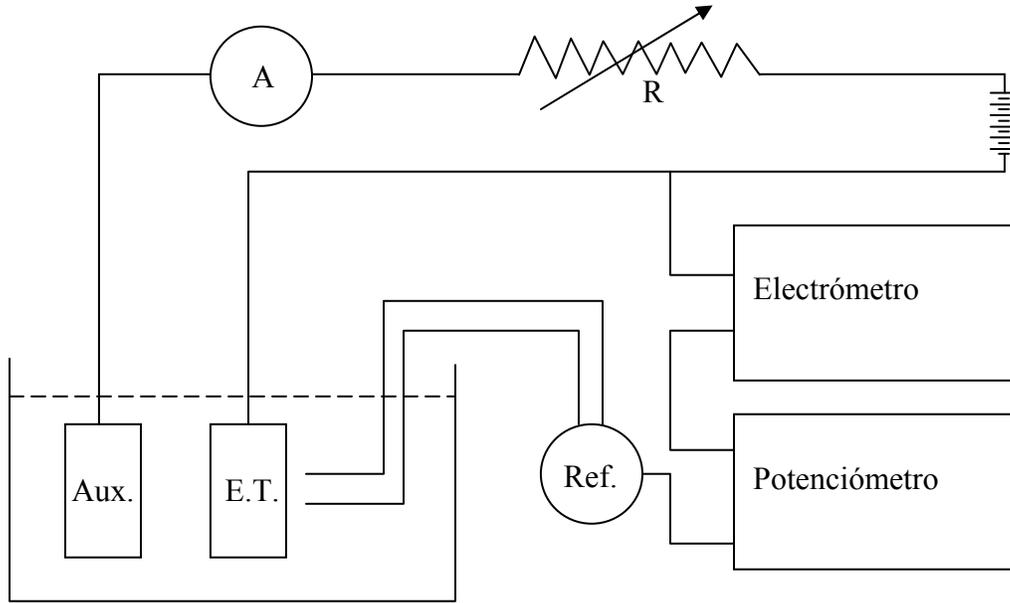


Figura 2.9. Circuito eléctrico para mediciones de polarización catódica y anódica [15].

La figura 2.9 muestra un diagrama esquemático para llevar a cabo mediciones de polarización catódica, en el diagrama el metal muestra es llamado el electrodo de trabajo y una corriente catódica (menor a la de corrosión de la muestra) es aplicada mediante el electrodo auxiliar compuesto de un material inerte tal como el Platino. La corriente es medida mediante un Amperímetro A y el potencial del electrodo de trabajo respecto al electrodo de referencia es medido mediante un circuito potenciómetro-electrómetro. En la práctica, la corriente es incrementada reduciendo el valor de la resistencia variable R.

Como ejemplo se consideran los resultados obtenidos durante una prueba de polarización catódica de un metal "M" inmerso en una solución ácida libre de aire u oxígeno. Previo a la aplicación de una corriente catódica, un voltímetro indicará el potencial de corrosión del espécimen con respecto al electrodo de referencia, si el potencial del electrodo se grafica con respecto al logaritmo de la corriente aplicada, se obtendría una grafica similar a la de la figura 2.10.

Como se observa en la figura, la curva de corriente aplicada, es no lineal a bajos valores de corriente, pero a valores más grandes de corriente, esta curva se hace lineal en el plano semi-logarítmico.

A la región donde la curva comienza a ser lineal, se le llama región de Tafel, para determinar la velocidad de corrosión la región de Tafel es extrapolada hasta que cruce con una línea horizontal que coincide con el llamado potencial de corrosión (E_{corr}), que es el punto donde la velocidad de las reacciones de oxidación iguala a la velocidad de las reacciones de reducción y este punto corresponde a la velocidad de corrosión del sistema expresada en términos de la densidad de corriente mediante la ecuación de Tafel. Ecuación 2.9.

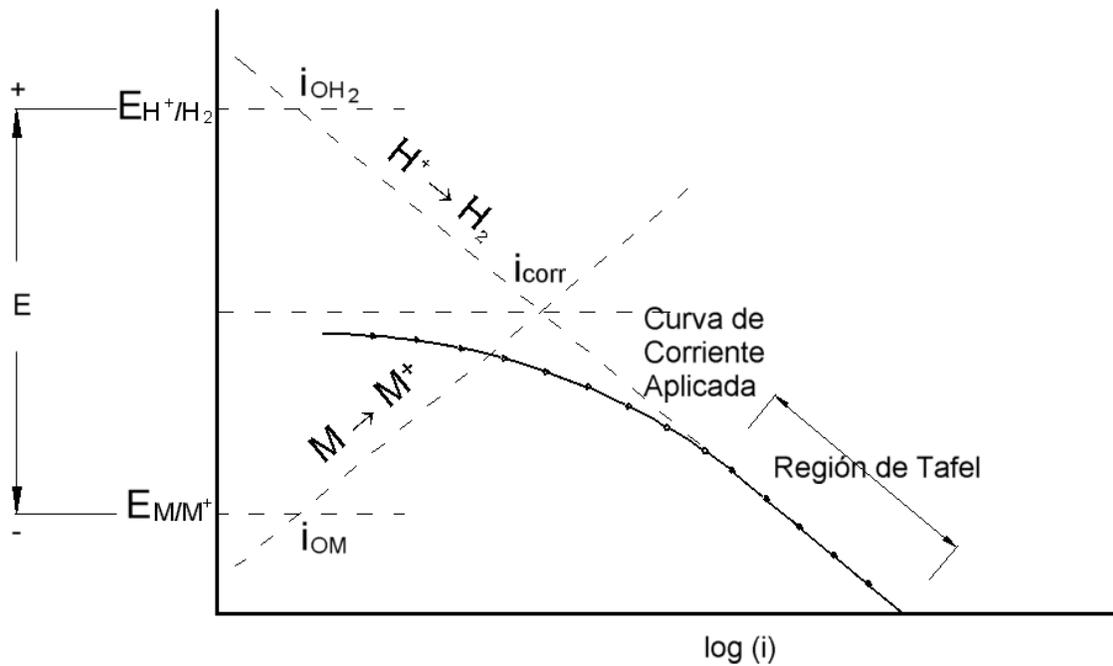


Figura 2.10. Corriente aplicada en una curva de polarización catódica de un material en corrosión mostrando la extrapolación de Tafel [15].

$$E = C_T \log\left(\frac{i}{i_0}\right) \dots\dots\dots (2.9)$$

Donde C_T es la constante de Tafel o la pendiente de la región de Tafel, finalmente i es la velocidad de oxidación o reducción en términos de la densidad de corriente.

2.6.4 La curva teórica de polarización potenciodinámica

A través de la técnica de polarización potenciodinámica se puede obtener información acerca de velocidad de corrosión, susceptibilidad de picadura, pasividad, así como comportamiento catódico de un sistema.

La siguiente explicación se basa en las características típicas que presenta una curva de polarización potenciodinámica completa, es importante puntualizar que las figuras mostradas son representaciones idealizadas de los aspectos observados en la práctica. Una curva de polarización potenciodinámica de un material en específico puede presentar algunas pero no necesariamente todas las características mencionadas en la siguiente sección, de hecho, puede presentar algunas otras características no detalladas aquí.

En este punto es importante mencionar que en un experimento potenciodinámico, la fuerza motriz (el potencial) para las reacciones anódicas o catódicas (dependiendo del tipo

de polarización) es la variable que se controla, y el cambio neto de la velocidad en la reacción (la densidad de corriente) es lo que se observa. La densidad de corriente que debe ser aplicada al sistema para obtener el incremento en la fuerza motriz deseado se mide mediante un potenciostato, esta se conoce como densidad de corriente aplicada.

Polarización Anódica: Un esquema de una curva de polarización anódica es observado en la figura 2.12. Como se puede observar, el barrido de potenciales inicia en el punto 1 y progresa en una dirección positiva hasta concluir en el punto 2. Entre esos dos puntos se observa una notable cantidad de aspectos en la curva. El potencial de circuito abierto E_0 está localizado en el punto *A*. en este punto, la suma de la velocidad de las reacciones anódicas y catódicas es igual a cero, esto es debido al hecho de que el potenciostato solo mide la corriente que debe ser aplicada para alcanzar un nivel deseado de polarización. A medida que el potencial se incrementa, la curva se mueve a la región *B*, la cual es la región de activación. En esta región, la oxidación del metal es la reacción dominante. El punto *C* es conocido como potencial de pasivación, y mientras se incrementa el potencial por encima de este valor, la densidad de corriente observa una disminución (región *D*) hasta alcanzar un valor mínimo, en este punto, la corriente de pasivación es alcanzada (Región pasiva – región *E*).

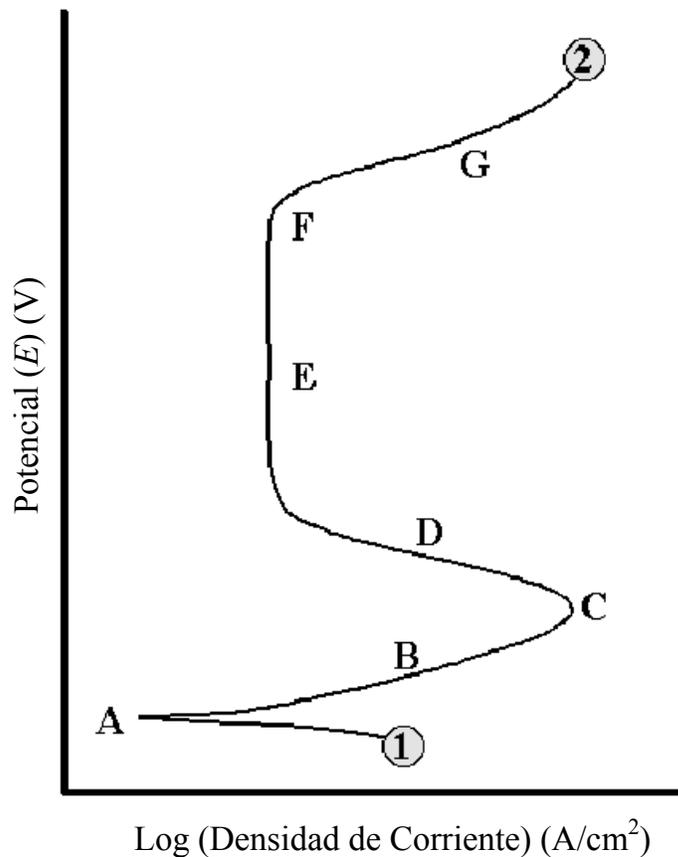


Figura 2.11. Curva típica de polarización anódica [16].

Una vez que el potencial ha alcanzado un valor lo suficientemente positivo (punto F , algunas veces llamado potencial de ruptura; E_r) la densidad de corriente incrementa de manera rápida (región G). Este incremento se debe a distintos fenómenos dependiendo del sistema. Para algunos sistemas por ejemplo aleaciones de aluminio/agua salada este incremento súbito se debe a corrosión por picaduras (ruptura de la película pasiva localizada), mientras que para otros puede deberse a una disolución transpasiva. Para algunas aleaciones, típicamente las cuales cuentan con una capa de óxido protectora, como el cobalto, este incremento espontáneo es debido a la evolución del oxígeno.

Polarización Catódica: Un esquema de la polarización catódica es ilustrado en la figura 2.13. En una polarización catódica, el potencial varía desde el punto 1 en la dirección negativa hasta el punto 2. E_0 es localizado en el punto A . como ocurre en la polarización anódica, E_0 representa el potencial en el cual la suma de las reacciones anódicas y catódicas ocurriendo en la superficie del electrodo es cero. Dependiendo en el pH y la concentración de oxígeno disuelta en la solución, la región B puede representar la reacción de reducción de oxígeno. Debido a que esta reacción está limitada a que tan rápido el oxígeno se difunde en la solución, deberá haber un límite superior en la velocidad de esta reacción, y este es conocido como limitante de densidad de corriente.

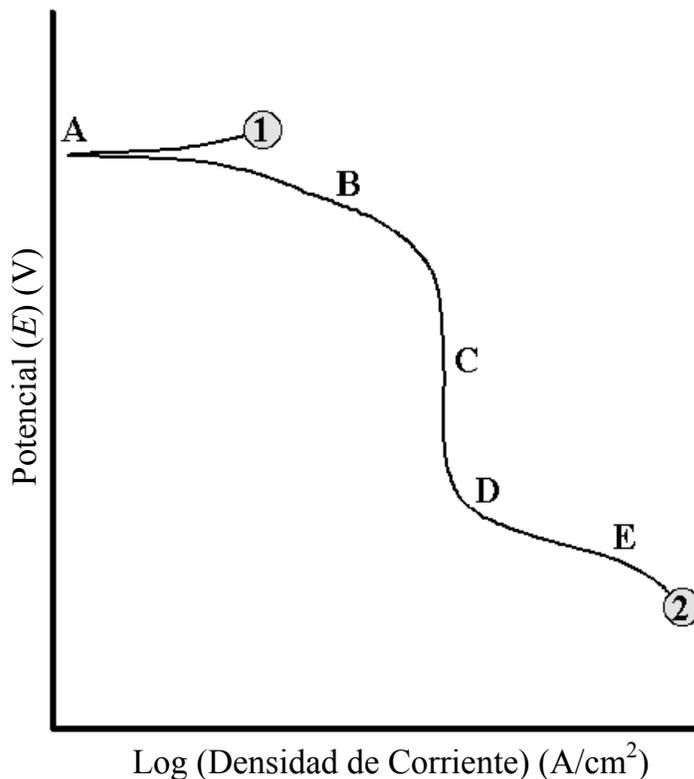


Figura 2.12. Curva típica de polarización catódica [16].

Una mayor reducción en el potencial aplicado no tiene efecto en la velocidad de la reacción, de esta manera tampoco la densidad de corriente medida (región C). Eventualmente, el potencial aplicado se vuelve suficientemente negativo para activar otra reacción catódica (como ejemplo la presencia suficiente de fuerza motriz termodinámica para una reacción catódica adicional), tal como ocurre en el punto D. A medida que el potencial y así la fuerza motriz incrementan, esta reacción se vuelve dominante como se observa en la región E. esta reacción adicional en general se debe a la reducción de otras especies presentes en el medio tales como la reacción de evolución de hidrógeno también conocida como reducción de agua. Un incremento en la corriente puede también resultar en la suficiencia de fuerza motriz para permitir que el óxido presente en la superficie del electrodo se reduzca [16].

2.7 Corrosión-Fatiga

2.7.1 Introducción

El mecanismo de corrosión-fatiga es muy complejo, ya que en él se incluyen los efectos de degradación electroquímica los cuales ocurren a niveles atómicos, y los efectos mecánicos provocados por la aplicación de cargas en condiciones cíclicas. Debido a que la predicción de los fenómenos de degradación los cuales se dan a niveles microscópicos es de gran dificultad, el estudio de ambos fenómenos en conjunto presenta una gran complejidad.

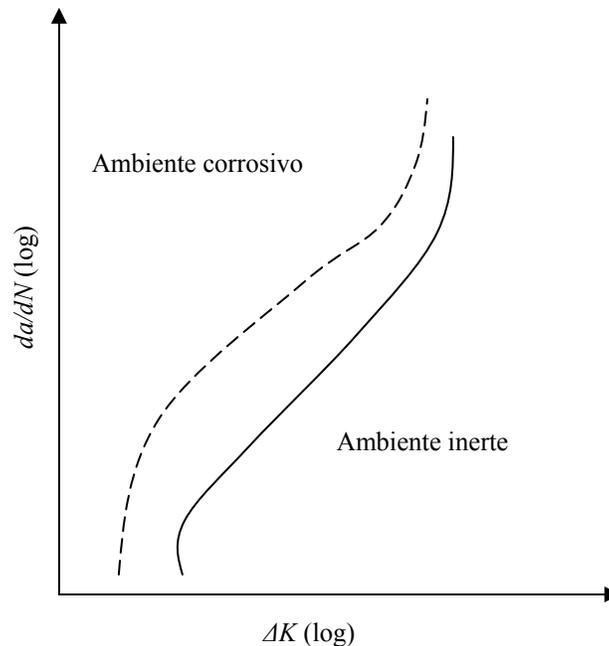


Figura 2.13. Representación esquemática del efecto de un ambiente corrosivo en la velocidad de propagación de grietas en fatiga [9].

Los ambientes agresivos pueden tener un efecto sustancial en las velocidades de propagación de grietas. La figura 2.13 muestra el efecto que se puede tener debido a la presencia de corrosión en una curva de fatiga para cierto material, la existencia de cierta etapa en la cual la grieta crece de acuerdo a la ecuación de Paris es eliminada y las pequeñas grietas se convierten en grietas de mayor tamaño.

2.7.2 Mecanismos que controlan la corrosión-fatiga

Agrietamiento por hidrógeno: En los últimos años ha aparecido la idea de que la presencia de hidrógeno aumenta las velocidades de propagación de grieta en un proceso de fatiga por corrosión, esto debido a que se ha encontrado que el material en presencia de hidrógeno muestra cierto debilitamiento lo cual lleva esto a la reducción de la vida en fatiga de este [5].

Diferentes modelos y teorías respecto a este mecanismo de debilitamiento han sido propuestos, algunos de los cuales son discutidos en el siguiente apartado.

- Mecanismo de recohesión. En este se establece la idea de que el hidrógeno como un soluto disminuye la fuerza cohesiva de los materiales entre los átomos, de esta manera, los esfuerzos necesarios para romper los enlaces son menores debido a este debilitamiento y así, la propagación de grieta es aun más rápida.
- Mecanismo de absorción. Este propone que el hidrógeno absorbido por el material disminuye la energía que puede absorber el material antes de que se propague la grieta, basándose en la teoría de Griffith, la energía necesaria para que la grieta crezca es menor y de esta forma la velocidad de propagación aumenta. Este mecanismo aun es cuestionado debido a que de la misma manera que se absorbe hidrógeno, lo mismo pasa con el oxígeno y el nitrógeno, sin embargo no se ha podido demostrar que estos actúen como debilitadores del material.
- Mecanismo de plasticidad. Por el contrario al anterior mecanismo, se propone que el hidrógeno contribuye en el proceso de deformación plástica, esto permitiendo el desplazamiento de las dislocaciones ubicadas en la punta de grieta. Como se sabe, las tres formas en las cuales se propaga una grieta son: coalescencia de huecos, clivaje y propagación intergranular, las cuales son observadas en condiciones normales así como en presencia de corrosión, en la cual se dice ser el hidrógeno el acelerador de estos procesos.

Películas de corrosión: Los estudios más recientes se han enfocado en determinar la influencia de la presencia de películas de corrosión en el proceso de propagación de grietas por fatiga, se han propuesto diferentes escenarios en los cuales estas películas influyen en este proceso [17].

- Interferencia con deslizamiento de planos reversible: La presencia de una película de corrosión impide o limita el deslizamiento de planos atómicos durante la deformación reversible lo que permite una mayor longitud de desplazamiento de grieta.

- Reducción de deformación plástica: Las películas disminuyen localmente la capacidad de deformación plástica del material lo que genera que la energía no disponible para deformación sea empleada en la propagación de la grieta.
- Localización y distribución de bandas de deslizamiento: La película actúa como inhibidor de la formación de bandas de deslizamiento homogeneizando así la deformación plástica y permitiendo así el avance de la grieta.

Adsorción de átomos: Otro mecanismo que ha sido propuesto a través de las investigaciones es la adsorción de las especies producto de la reducción de iones de ambiente, las cuales interfieren al adherirse a la superficie del material interfieren en el deslizamiento de planos y la formación de bandas de deslizamiento de la misma forma que lo hacen las películas de corrosión, de esta manera la región afectada pierde en cierto grado su capacidad de deformación y la propagación de la grieta se da por mecanismos similares a los de la fractura frágil.

Disolución anódica y plasticidad: La velocidad de propagación de la grieta se ve incrementada debido a la disolución anódica localizada, este proceso disminuye el endurecimiento por deformación que experimentaría el material en condiciones sanas y estimula deformación plástica localizada.

2.8 Variables que afectan la presencia de corrosión-fatiga

En análisis de fallas por fatiga en presencia de corrosión, las fuerzas mecánicas que influyen en el fenómeno se encuentran normalmente caracterizadas en términos de la mecánica de fractura tales como el factor de intensidad de esfuerzos [5].

Como ya se mencionó, el factor de intensidad de esfuerzos (K) cuantifica la combinación de una longitud de grieta, la geometría existente y las cargas aplicadas, pero para el caso de fatiga por corrosión, existen dos variables más que son comúnmente empleadas en la caracterización de este fenómeno; el intervalo del factor de intensidad de esfuerzos, ΔK ($K_{max} - K_{min}$) y la relación de cargas o esfuerzos, R ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$). Los siguientes factores son cruciales en las investigaciones de corrosión-fatiga.

2.8.1 Efecto de la frecuencia de ciclos de carga

La figura 2.14 muestra que el efecto del ambiente agresivo es mucho más pronunciado a bajas frecuencias de fatiga. El efecto en el crecimiento de grieta por ciclo en un ambiente corrosivo es usualmente mayor a bajas frecuencias, esto es debido a que el efecto corrosivo es aun mayor debido al mayor tiempo de exposición del material.

2.8.2 Efecto del medio

Como ya se sabe, el crecimiento de grieta es causado por la combinación de cargas por fatiga y la presencia de un ambiente corrosivo, este último generalmente aumenta la velocidad de crecimiento de grieta en fatiga. Generalmente se emplea el concepto de fatiga por corrosión solo en presencia de un ambiente corrosivo, tal es el caso de agua de mar,

algunos gases o incluso la humedad del aire, los cuales actúan como un medio hostil para el material, sin embargo esto último debe ser demostrado comparando pruebas y datos con pruebas en condiciones de vacío.

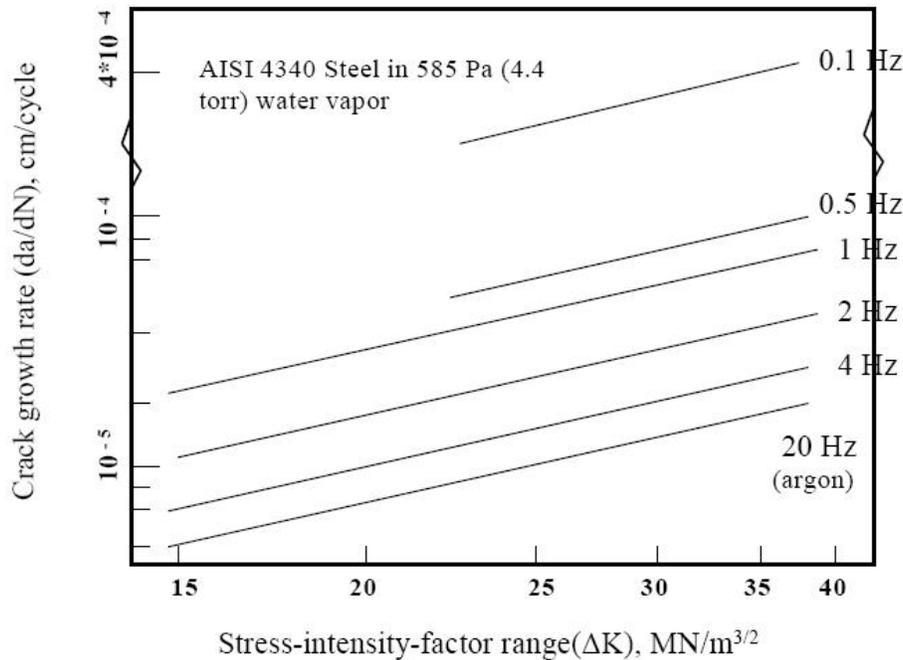


Figura 2.14. Efecto de la frecuencia en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero AISI 4340 en Ar y vapor de agua. $R = 0.1$, $\sigma = 585 \text{ Pa}$ [5].

Generalmente se habla de fallas por fatiga en presencia de corrosión cuando la pérdida de material fue asistida por un agente o medio corrosivo, sin embargo, en algunas otras ocasiones no se puede hablar de corrosión, por ejemplo en fallas de aceros debidas a debilitamiento de material por hidrógeno, o fallas de aluminios debidas a debilitamiento por mercurio, cabe mencionar que aunque estas fallas se deban a que estas sustancias debilitan los enlaces químicos en los materiales específicamente en la zona de concentración de esfuerzos que se encuentra en la periferia de la punta de grieta, en ocasiones fallas de este tipo pueden presentarse sin que existiese un contacto del material con un ambiente o sustancia corrosiva.

Algunos materiales de uso ingeniería, permiten la creación de una barrera superficial de corrosión (pasividad) la cual reduce la velocidad de corrosión proporciones aceptables. Cuando esta pasividad es alterada generalmente, la reacción en el material expuesto es alta conforme se regenera esta barrera protectora. Muchos efectos del medio corrosivo en el crecimiento de grieta son asociados directamente a la pérdida de material, a deformaciones, absorción y transporte de hidrógeno. La contribución máxima del medio corrosivo puede ser obtenida mediante pruebas en un material, tanto en ambientes corrosivos como en vacío. Figura 2.15.

Generalmente, la contribución máxima del ambiente corrosivo se presenta en valores intermedios tanto de R como de ΔK , disminuyendo esta conforme estos dos últimos factores aumentan.

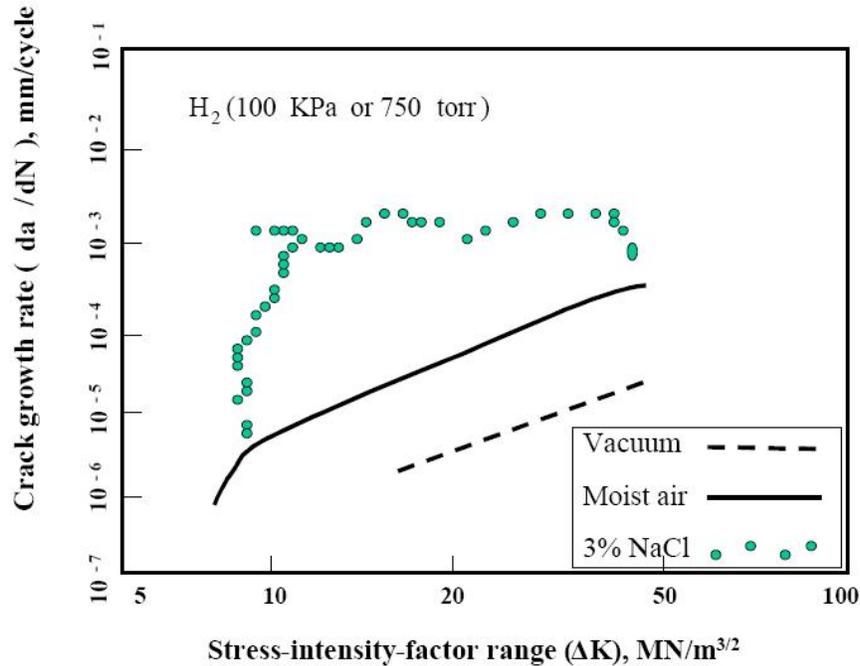


Figura 2.15. Efecto del medio en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero AISI 430. $R = 0.1$, Frecuencia = 0.1 Hz [5].

2.8.3 Efecto de la relación de cargas (R)

Un incremento en la relación de cargas R causa una aceleración en la propagación de grietas para un determinado valor de ΔK . En general, altas relaciones de carga resultarán en valores altos de propagación de grieta por corrosión-fatiga y bajos límites de fatiga. El efecto de R es más pronunciado en materiales frágiles, por el contrario, algunos materiales altamente dúctiles solo presentan ligera dependencia de R en la parte intermedia de la curva da/dN contra ΔK . El efecto de la relación de cargas es mostrado en la figura 2.16.

Un caso especial de fallas por fatiga en presencia de corrosión son las fallas por cargas ondulantes, las cuales refieren a un perfil de cargas variable con una amplitud relativamente pequeña, este caso muestra gran relación agrietamientos por corrosión, donde se asume que las cargas son constantes, sin embargo en la vida real es muy poco probable encontrar estructuras que soporten cargas no fluctuantes con el tiempo, en consecuencia es más probable encontrar una combinación de cargas con pequeñas variaciones en la amplitud entre ciclos de carga y grandes cargas constantes.

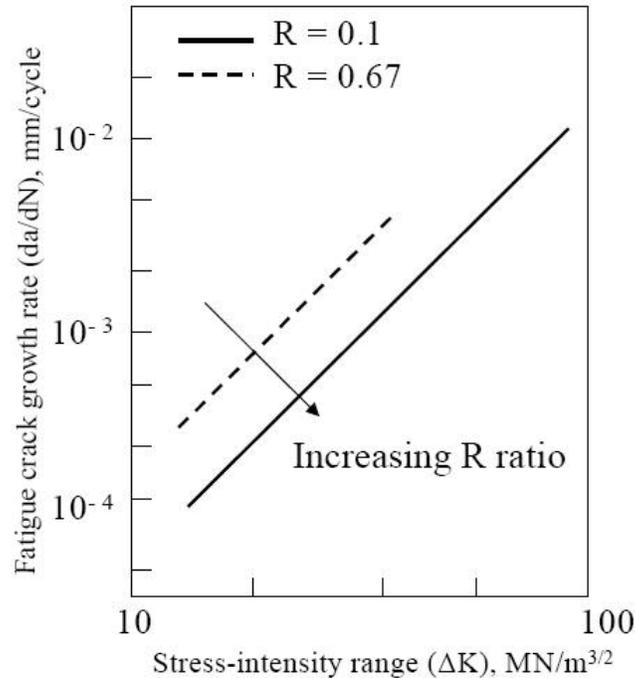


Figura 2.16. Efecto de la relación de cargas (R) en los valores de propagación de grieta por fatiga de un acero MF-80-HSLA en una solución al 3.5% de NaCl [5].

2.8.4 Efecto de la forma de onda

Se ha encontrado que en ambientes no agresivos, la forma de onda de las cargas aplicadas a un elemento tiene un pequeño efecto en los valores de crecimiento de grieta, por el contrario, en presencia de ambientes agresivos, este efecto contribuye a los cambios en dichas velocidades. En este caso se ha demostrado que mientras mayor sea el tiempo que tarda la carga en alcanzar su valor máximo, mayor será el efecto corrosivo del medio, así en aplicaciones de cargas con forma de onda cuadrada se ha observado que es menor el avance del daño por corrosión y por tal motivo el avance de grieta que en ondas con forma senoidal o triangulares.

2.8.5 Efecto de la temperatura

La temperatura puede influir las reacciones entre el metal y el entorno corrosivo. Generalmente se tiene que los valores de crecimiento de grieta en fatiga en presencia de corrosión aumentan a medida que la temperatura lo hace.

2.8.6 Retardo de crecimiento de grietas debido a sobrecargas

Gran parte de la estructura de una aeronave así como algunas construcciones experimentan algunas variaciones en la amplitud de carga, de esta forma puede ocurrir la presencia de un alto valor de esfuerzos debido a la gran variación de amplitud de cargas,

este alto esfuerzo es llamado sobrecarga. Los esfuerzos residuales producidos por una sobrecarga tienen un resultado favorable en la reducción del crecimiento de grieta.

Generalmente una grieta por fatiga crece debido a los ciclos de carga, este crecimiento es una consecuencia geométrica de un concentrador de esfuerzos (punta de grieta). Este crecimiento de grieta por ciclo esta por lo general en función de dos parámetros, R y $\Delta\sigma$. Teóricamente, en la punta de grieta se esperaría un alto esfuerzo debido a la concentración de esfuerzos, por lo tanto el material sobrepasaría el esfuerzo de cedencia y así esa zona experimentaría una deformación plástica. Al reducir la carga, el material restante volvería a su forma original debido a que solo experimentó deformación elástica, pero la zona circundante a la punta de grieta no puede volver a su forma original debido a la deformación plástica, así que experimenta un esfuerzo residual de compresión.

De esta manera, en condiciones de sobrecarga, esta zona plástica puede ser de mayor tamaño y así, en posteriores ciclos, al esfuerzo nominal aplicado se debe restar este esfuerzo residual de compresión, lo que lleva a reducir la velocidad de crecimiento de grieta mientras esta logre atravesar esta zona de deformación plástica, o que nos lleva a pensar que con la precisa aplicación de sobrecargas la vida en fatiga del material puede ser aumentada logrando la desaceleración en el crecimiento de grieta.

2.9 El examen fractográfico

El término fractografía fue acuñado por Carl Zapffe en 1944 a partir de su descubrimiento de los medios para poder enfocar lentes de microscopios lo suficientemente cerca de una superficie de fractura para poder observar los detalles de esta. El propósito de la fractografía es el estudio de las superficies de fractura, con el fin de conocer sus características topográficas, identificar los tipos de fracturas, comprender las causas de la fractura de los materiales y determinar los mecanismos de fractura [18].

En este punto es importante establecer la diferencia entre la mecánica de fractura y la fractografía, ya que frecuentemente se piensa que el conocer una automáticamente implica conocer la otra; la diferencia es que la mecánica de fractura estudia las relaciones entre la geometría, las propiedades del material y el tamaño de grieta con las cargas que conducen a la fractura, mientras que la fractografía se enfoca en el estudio del proceso de fractura, sin importar las condiciones mecánicas que la originan.

El estudio de la fractografía se realiza en dos niveles:

- Macroscópico.- Refiere al estudio de las características físicas de la superficie de fractura y del cuerpo en general, a un nivel visible al ojo humano.
- Microscópica.- Se enfoca al estudio de las características físicas químicas y metalúrgicas del material en la superficie de fractura, a un nivel de amplificación en el que la relación del proceso de fractura con las características microestructurales y de deformación alrededor de la fractura es evidente; esto generalmente se da a un nivel micrométrico o inferior.

Para su estudio, la fractografía se apoya en una serie de procedimientos y técnicas que se pueden resumir en lo siguiente:

- Examen visual
- Observación estereoscópica
- Examen microscópico
- Microscopía Electrónica de Transmisión
- Microscopía Electrónica de Transmisión-Barrido
- Análisis químico superficial y Microanálisis

Se debe tener en cuenta que una superficie de fractura es delicada y única, y el examen debe hacerse en la medida de lo posible, sin cortar, dañar o alterar la pieza fracturada y siempre deberá obtenerse registro permanente de las fracturas estudiadas, ya sea por preservación de piezas, fotografías o réplicas.

Estrictamente hablando cada fractura es única e irrepetible, pues aunque dos piezas aparentemente idénticas se fracturen en condiciones similares, la variación aleatoria de la microestructura, de las propiedades mecánicas y las características de la interacción de la grieta con el ambiente, hacen que una fractura nunca sea idéntica a otra.

En general, los objetivos del examen fractográfico son:

- Identificar las zonas correspondientes a las tres etapas de la fractura: inicio, propagación de grieta y desprendimiento final.
- Establecer la secuencia de fractura.
- Identificar los mecanismos de fractura operantes.
- Detectar la presencia de factores externos e internos que asistieron la fractura.

Aunque no existe una práctica recomendada específicamente para el examen fractográfico, la secuencia en la figura 2.17 puede ser aplicada en cualquiera de los dos casos generales: análisis de fallas o investigación científica.

2.9.1 Fotografía y réplicas

La fotografía de piezas y superficies de fractura es una parte fundamental del trabajo del fracturista, ya que es la forma más conveniente de obtener un registro permanente de las características examinadas. La regla fundamental es que la fotografía debe ser de calidad suficiente para mostrar de manera evidente las características que se quieren destacar en el reporte. Para obtener fotografías de calidad es recomendable conocer los fundamentos de la técnica y contar con materiales y equipos de calidad.

La réplica es una reproducción de una superficie de fractura, obtenida por la impresión sobre esta, de un material plástico moldeable, que posteriormente endurece. Una réplica puede ser de un paso o directa, cuando solo se obtiene una impresión de la superficie y en tal caso la réplica será un negativo de la superficie, o de dos pasos o indirecta, cuando la primera réplica se usa como molde de una segunda réplica, obteniendo así un positivo.

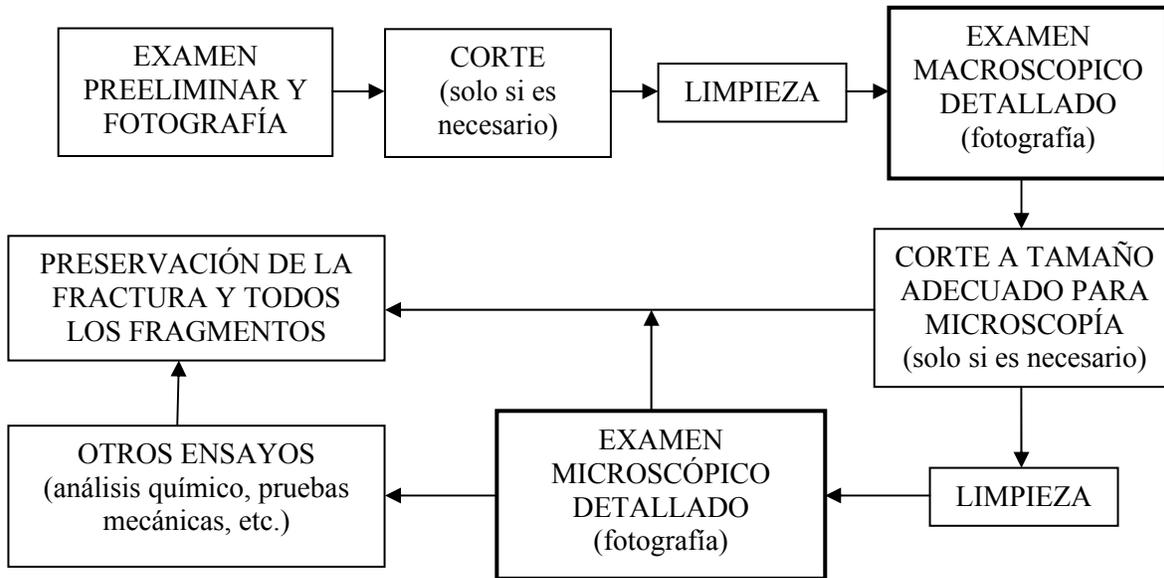


Figura 2.17. Secuencia recomendada para efectuar el examen fractográfico [19].

Se requieren réplicas cuando no es posible obtener la pieza fracturada para su examen en el laboratorio, ya sea porque la pieza es demasiado grande y no se puede cortar. En tal caso, el examen se puede realizar casi con los mismos alcances que en la pieza original, con una réplica de buena calidad.

Algunos materiales para la fabricación de réplicas son:

- Cinta de acetato de celulosa.
- Silicón pesado.
- Alginato.
- Yeso.
- Cera.

Todas las réplicas mejoran sustancialmente su apariencia cuando se metalizan; el metalizado es recomendable hacerlo por evaporación de un metal noble (Oro, Platino o rodio) o grafito [22].

2.10 Aluminio 2024-T3

La aleación de aluminio 2024 permite una composición química con hasta 4.9% de Cu, 1.8% de Mg y 0.9% de Mn. Es una de las más maquinables entre todas las aleaciones de aluminio y es térmicamente tratable. En los tratamientos más altos como el T3 (solución tratada en caliente, trabajada en frío y envejecido naturalmente hasta una condición estable) y T4, hay una resistencia a la tensión que se acerca a 70 ksi (483 MPa), lo que también lo clasifica como una de las aleaciones de aluminio de más alta resistencia [20].

Tabla 2.1. Valores de módulo de elasticidad y relación de Poisson para una aleación de aluminio 2024 en placa y hoja, todas templadas.

Propiedad	E	E _c	G	ν
Espesor, inch				
0.010-0.249	10.5	10.7	4.0	0.33
>0.250	10.7	10.9	4.0	0.33

Tabla 2.2. Valores de mínima elongación para la aleación de aluminio alclad 2024 en placa y hoja.

Temperatura Espesor, inch	Elongación(LT), en porcentaje T3, T4, T42
0.010-0.020	12
0.021-0.062	15
0.001-1.500	7
1.501-2.000	6

Tabla 2.3. Composición química de la aleación de aluminio 2024.

Elemento	%
Al	91 min
Si	0.5 max
Cu	4.9 max
Mn	0.9 max
Mg	1.8 max
Zn	0.25 max
Fe	0.5 max
Ti	0.15 max
Otro	0.15 max total

Tabla 2.4. Propiedades mecánicas de diseño de una aleación de aluminio alclad 2024 en placa y hoja.

Especificación Forma Tratamiento Térmico Espesor Base	AMS-QQ-A-250/5 Placa plana y hoja T3							
	0.008-0.009		0.010-0.062		0.063-0.128		0.129-0.249	
	A	B	A	B	A	B	A	B
Propiedades Mecánicas								
F _{tu} , ksi								
L	59	60	60	61	62	63	63	64
LT	58	59	59	60	61	62	62	63
ST
F _{ty} , ksi								
L	44	45	44	45	45	47	45	47
LT	39	40	39	40	40	42	40	42
ST
F _{cy} , ksi								
L	36	37	36	37	37	39	37	39
LT	42	43	42	43	43	45	43	45
ST
F _{su} , ksi	37	37	37	38	38	39	39	40
F _{bru} ^c , ksi								
(e/D = 1.5)	96	97	97	99	101	102	102	104
(e/D = 2.0)	119	121	121	123	125	127	127	129
E, porciento(base-S)								
LT	10	15	...	15	...
E, 10 ³ ksi								
Primario					10.5			
Secundario			9.5				10	
E _c , 10 ³ ksi								
Primario					10.7			
Secundario			9.7				10.2	
G, 10 ³ ksi					...			
v					0.33			

CAPITULO 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Crecimiento de grietas por fatiga

La primera parte de la presente investigación consistió en dos ensayos de propagación de grietas por fatiga para el mismo número de probetas las cuales fueron fabricadas en alclad 2024-T3, mediante estos ensayos se lograron obtener mediciones de desplazamiento de punta de grieta (Δa) con respecto al número de ciclos (ΔN), con estos datos fue posible llevar a cabo la construcción de las curvas de París y se obtuvieron las ecuaciones de París para las regiones de propagación proporcional (región II).

La probeta empleada para esta etapa de la investigación fue del tipo Compacta de Tensión (CT) (Figura 3.1) obtenida en la orientación T-L [21], la cual fue manufacturada con ayuda de un software CAM y una fresadora CNC.

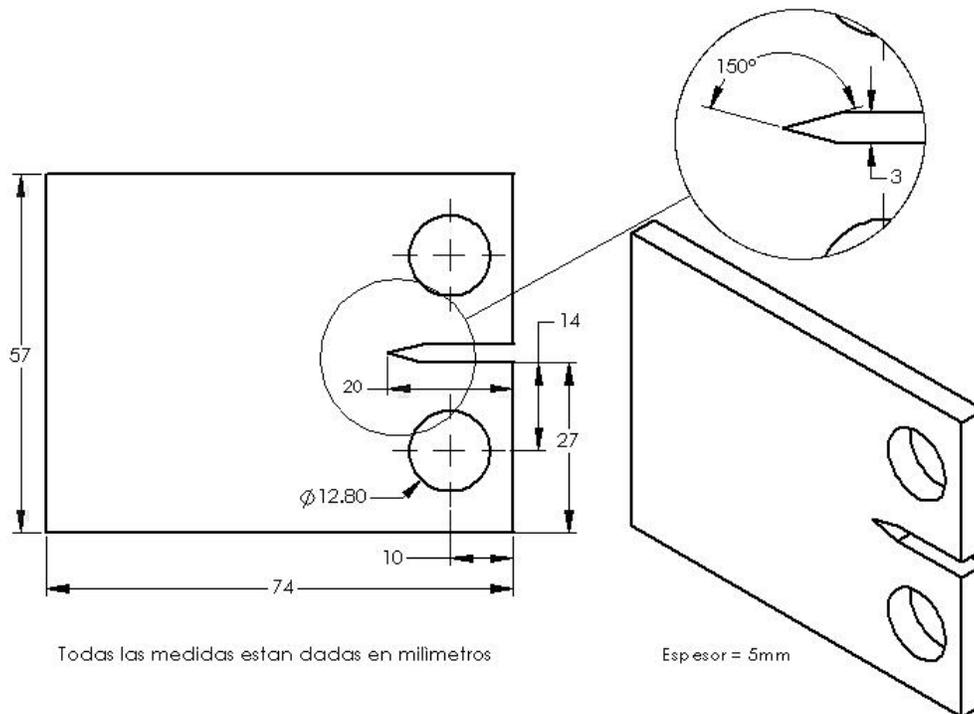


Figura 3.1. Vistas frontal y lateral de la probeta CT empleada para la obtención de las curvas y constantes de Paris.

Posterior a la manufactura de la probeta, esta fue sometida a un desbaste de una de las caras frontales con lijas de SiC grados 100, 200, 400 y 600 para finalizar con un pulido grado espejo con una mezcla de magnesia de 0.5 y 0.03 μm y suavizante para ropa, esto último debido a la necesidad de obtener una superficie lo menos irregular posible para mejorar la visibilidad de la propagación de grieta a nivel microscópico durante el ensayo.

Para la realización de los ensayos de propagación de grietas por fatiga se empleó un equipo MTS servohidráulico con una capacidad de carga de 250 KN, mediante la computadora se controlaron los ciclos de carga con una amplitud constante y un señal en una forma sinusoidal en un ciclo tensión-tensión. Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Matriz de pruebas para ensayos de propagación de grietas por fatiga.

Probeta	Material	R	P_{max}	P_{min}	ΔK_{min}	Frecuencia
CT1, CT2	Alclad 2024-T3	0.1	200 Kg	20Kg	5 KPa*m ^{1/2}	10 Hz

Empleando un microscopio con una magnificación de 10x montado sobre un dispositivo viajero con movilidad en las direcciones vertical y horizontal, así como un palpador de profundidades con carátula instalado en uno de los dos brazos inmóviles con los que cuenta el dispositivo para una sujeción al equipo MTS se obtuvo una configuración apropiada para efectuar mediciones del avance de punta de grieta en intervalos definidos por números de ciclos. Figura 3.2.

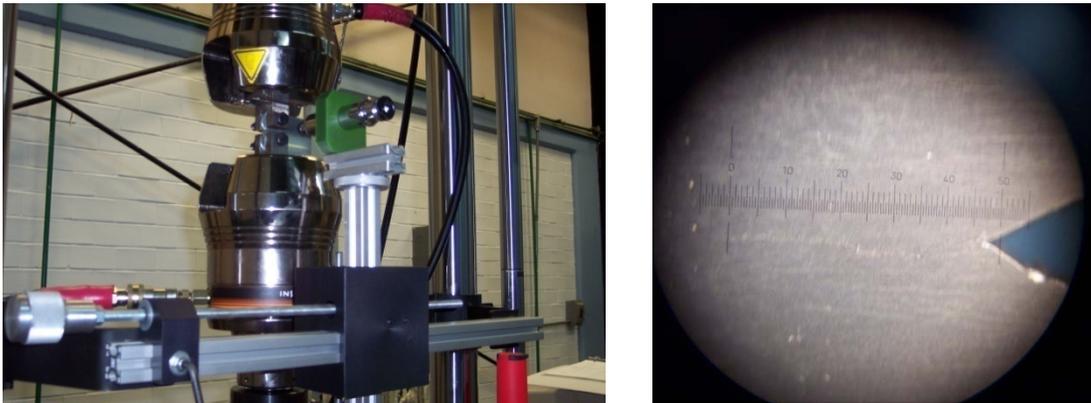


Figura 3.2. Configuración de un microscopio viajero y un palpador de profundidades para la medición del avance de punta de grieta en las probetas CT.

Las mediciones de avance de punta de grieta fueron obtenidas mediante el procedimiento descrito a continuación:

1. Se instala el dispositivo viajero con el microscopio en las barras laterales del equipo MTS.
2. Se ubica el inicio de la regla de graduación con la que cuenta el microscopio exactamente en la posición de la punta de grieta.

3. Se instala el palpador de profundidades verificando que se encuentre en contacto con el dispositivo viajero y en posición totalmente horizontal y se verifica la medición marcada en la carátula.
4. Se da inicio a la prueba de crecimiento de grietas por fatiga.
5. Se observa mediante el microscopio el avance de la punta de grieta a medida que la prueba transcurre
6. Una vez establecido el intervalo de ciclos en el cual se registrarán las mediciones, se procede a reubicar el inicio de la regla graduada del microscopio mediante el dispositivo viajero y se anota la nueva medición presentada en la carátula. Para obtener el valor real de Δa se resta esté último dato al anterior registrado.
7. Se repiten el paso 6 hasta el final de la prueba registrando cada intervalo de ciclos el avance de la punta de grieta y con este el tamaño de grieta en una tabla (Tabla 3.2).

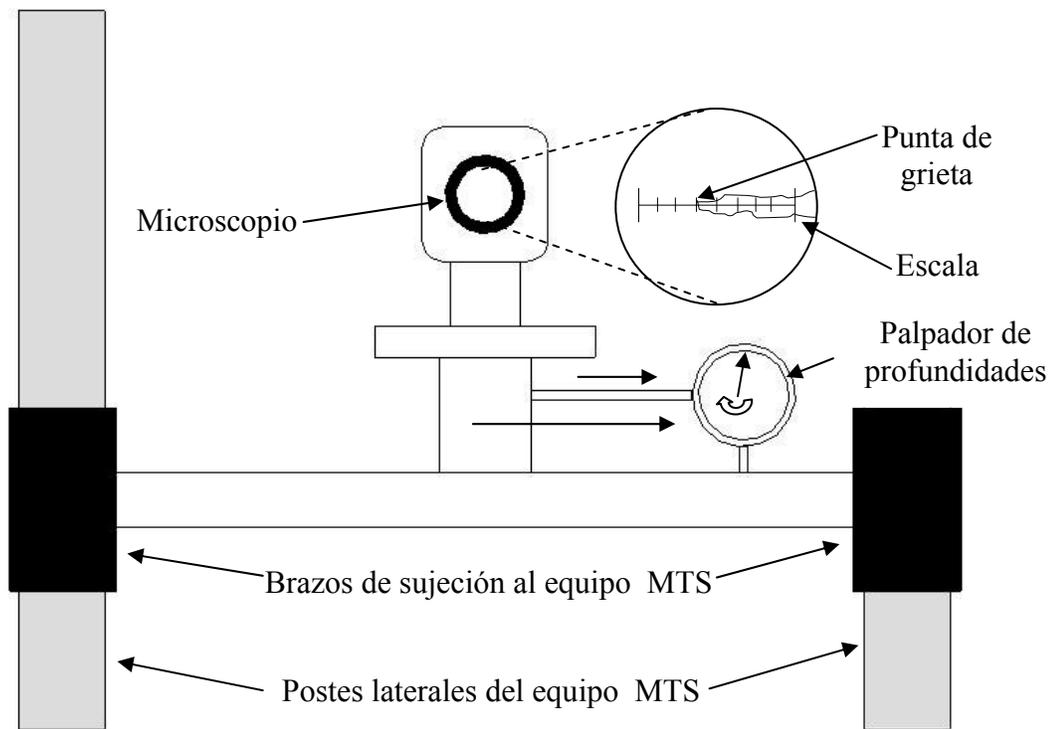


Figura 3.3. Esquema de la configuración empleada para la medición del avance de punta de grieta.

Tabla 3.2. Mediciones efectuadas de a vs N .

N (número de ciclos)	Δa (avance de punta de grieta)	a (Tamaño de grieta)
N_0	Δa_0	a_0
⋮	⋮	⋮
N_f	Δa_f	a_f

Los ensayos fueron conducidos bajo las recomendaciones del estándar ASTM E-647, el cual es referido a mediciones de propagación de grietas por fatiga [22].

Con una de las superficies de fractura obtenidas de las probetas CT se realizó un análisis fractográfico mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) empleando la señal de electrones secundarios (SEI) con el objetivo de determinar los diferentes mecanismos de fractura operantes a lo largo la misma.

3.2 Pruebas electroquímicas

El objetivo específico de esta etapa de la investigación fue estudiar el efecto de una solución salina en el comportamiento electroquímico del aluminio 2024-T3. Las pruebas efectuadas arrojaron resultados de velocidades de corrosión, tendencias de corrosión y tipo de corrosión generada.

Para la realización de estas pruebas se emplearon 4 muestras de 1.5cm x 1.5 cm (Figura 3.4) las cuales fueron obtenidas de una placa de alclad 2024-T3 de 5 mm de espesor, estas muestras fueron separadas en 2 grupos: el primer grupo fue sometido a un desbaste con lija de SiC grados 100, 200, 400, 600 y 1200, con el objetivo de eliminar la protección clad del material, mientras que al segundo grupo no se le realizó desbaste alguno, todo lo anterior fue llevado a cabo siguiendo las recomendaciones del estándar ASTM G1 para preparación de muestras para ensayos de corrosión [23].

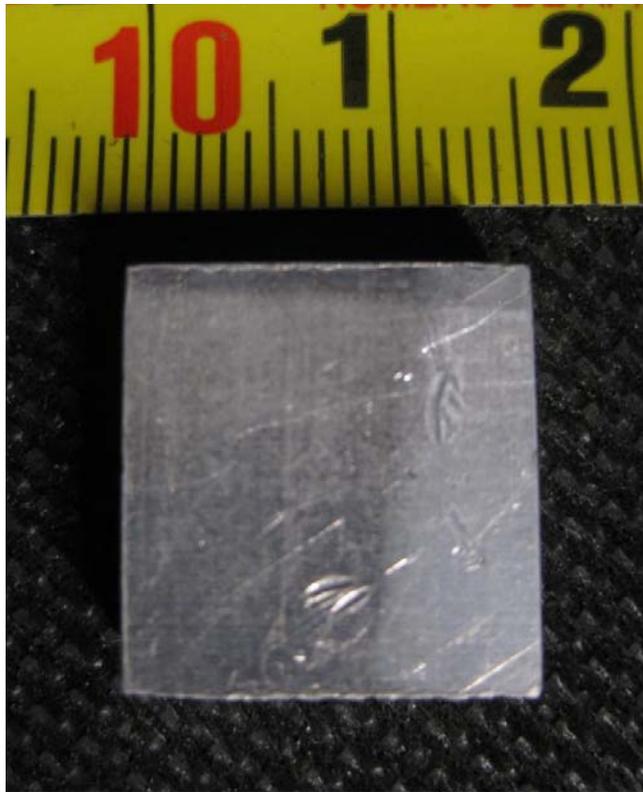


Figura 3.4. Muestra empleada durante las pruebas electroquímicas

La concentración de NaCl en el agua marina es de aproximadamente 3.4%, para la obtención de soluciones que permitan simular las propiedades del agua marina en pruebas de laboratorio se recomienda el uso del estándar ASTM 1141, sin embargo, en el presente estudio se emplea una solución de Agua destilada al 3.5% de NaCl [1].

Tabla 3.3. Matriz de pruebas de polarización potenciodinámica.

Muestra	Condición superficial	Solución
PP1	Sin desbaste	Agua destilada al 3.5% de NaCl
PP2	Desbaste grado 1200	Agua destilada al 3.5% de NaCl
PP3	Sin desbaste	Agua destilada
PP4	Desbaste grado 1200	Agua destilada

Las pruebas electroquímicas consistieron en cuatro polarizaciones potenciodinámicas, dichas pruebas fueron efectuadas de acuerdo a los procedimientos recomendados por el estándar ASTM G5 [24] y para su realización fueron empleados una celda plana para la inmersión de la muestra en la solución (Figura 3.6), como contraelectrodo y electrodo de referencia una malla de Pt y un electrodo de Calomel saturado respectivamente, un equipo potencióstato-galvanostato para la cuantificación de los potenciales acoplado a una computadora en la cual mediante el software Electrochemistry PowerSUITE® los datos fueron adquiridos, postprocesados y cuantificados. Figuras 3.5 y 3.6.



Figura.3.5. Potenciostato-Galvanostato empleado en las pruebas.

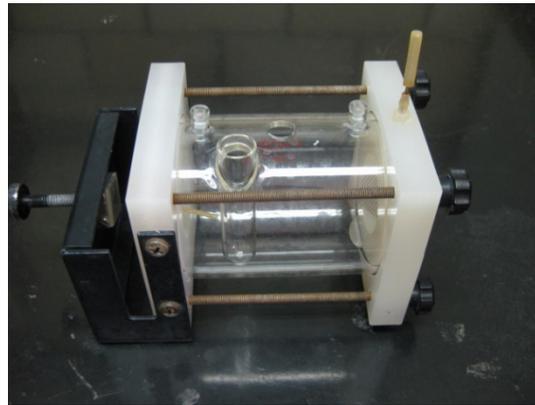


Figura. 3.6. Celda plana utilizada para la inmersión de la muestra en la solución salina.

El procedimiento empleado para realizar una polarización potenciodinámica consiste de dos etapas:

- Un periodo de estabilización para el material al entrar en contacto con la solución, este procedimiento es llevado a cabo por un espacio de tiempo de una hora y solo se monitorean los valores de potencial de corrosión (E_{corr}) en intervalos de 2 segundos.
- Posterior al periodo de estabilización se efectúa la polarización potenciodinámica, este procedimiento consiste en un barrido de potenciales abarcando ambas regiones:

catódica y anódica en la dirección positiva, con lo cual se obtiene una curva de polarización potenciodinámica completa.

La superficie expuesta a la solución salina durante las pruebas fue de 0.9314 cm^2 , mientras que el barrido de potenciales fue llevado desde $E = E_{corr} - 300 \text{ mV}$ hasta un valor superior a $E = 1 \text{ V}$ con una velocidad de barrido $\Delta E = 0.16 \text{ mV/s}$.

Una vez obtenidas las curvas completas de polarización potenciodinámica, los datos fueron procesados mediante las herramientas del software y los resultados obtenidos fueron los valores de velocidad de corrosión para cada una de las muestras, mediante microscopía óptica como recomendación del estándar ASTM G 46 [25], fueron llevadas a cabo mediciones de profundidad de daño en las muestras después de las pruebas.

3.3 Nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga

La tercera y última parte de la sección experimental consistió en ensayos de nucleación y propagación de grietas por fatiga bajo condiciones de carga de amplitud constante en especímenes de alclad 2024-T3, la experimentación fue llevada a cabo en dos condiciones: en la primera parte las pruebas fueron efectuadas con probetas expuestas al aire libre atmosférico del laboratorio variando la amplitud de carga entre los especímenes, esto con el objetivo de estudiar la influencia de la variación de cargas en la vida en fatiga de la muestra, en la segunda parte las pruebas fueron llevadas a cabo exponiendo a un ambiente húmedo-salino las muestras mediante el empleo de una cámara de corrosión y variando las amplitudes de carga entre especímenes con el objeto de determinar la influencia de la presencia de un medio corrosivo y la variación de cargas en la vida en fatiga.

Para la realización de esta etapa de la investigación se empleó el mismo equipo MTS servohidráulico empleado durante la etapa de obtención de las curvas de Paris, la amplitud de carga se mantuvo constante y de forma sinusoidal durante la realización de los ensayos de carga.

El espécimen empleado durante esta parte de la experimentación fue fabricado a partir de una placa de alclad 2024-T3 de 1.32 mm de espesor, material ampliamente usado en la construcción de los fuselajes y en específico las pieles de aeronaves comerciales de segunda y tercera generación, el propósito fue obtener una muestra representativa de una sección del ensamble entre placas que se obtiene para la construcción del fuselaje de una aeronave y poder simular las condiciones de carga que experimenta dicha zona en combinación con los efectos de un ambiente corrosivo. Con el objetivo de simplificar el problema se tomo como base la sección inferior del fuselaje de una aeronave comercial en la sección frontal de la cabina debido a que en esta zona generalmente se presenta una configuración simple como lo muestran las figuras 3.7 y 3.8. [25].

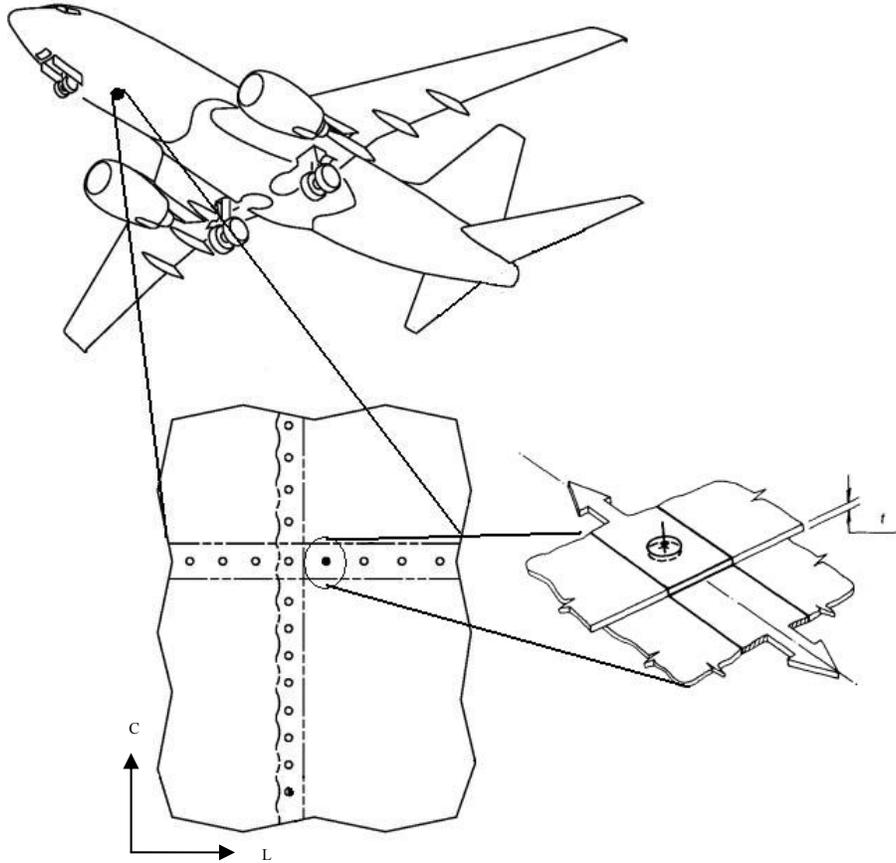


Figura 3.7. Esquema del tipo de ensamblaje empleado en la construcción de la sección inferior del fuselaje de una aeronave con configuración de margen de borde simple [26].

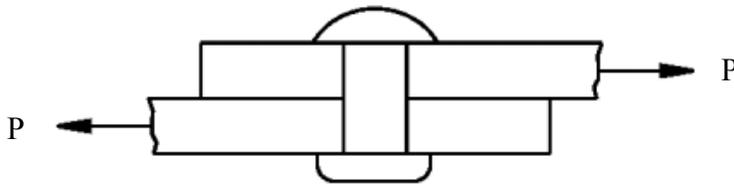


Figura 3.8. Estado de cargas experimentado en servicio de la sección representativa seleccionada para la experimentación.

El ensamblaje empleado durante los ensayos fue fabricado a partir de dos placas de alclad 2024-T3, las cuales fueron barrenadas en la posición indicada en la figura 3.9 y unidas mediante un remache tipo *shear head 100°*.

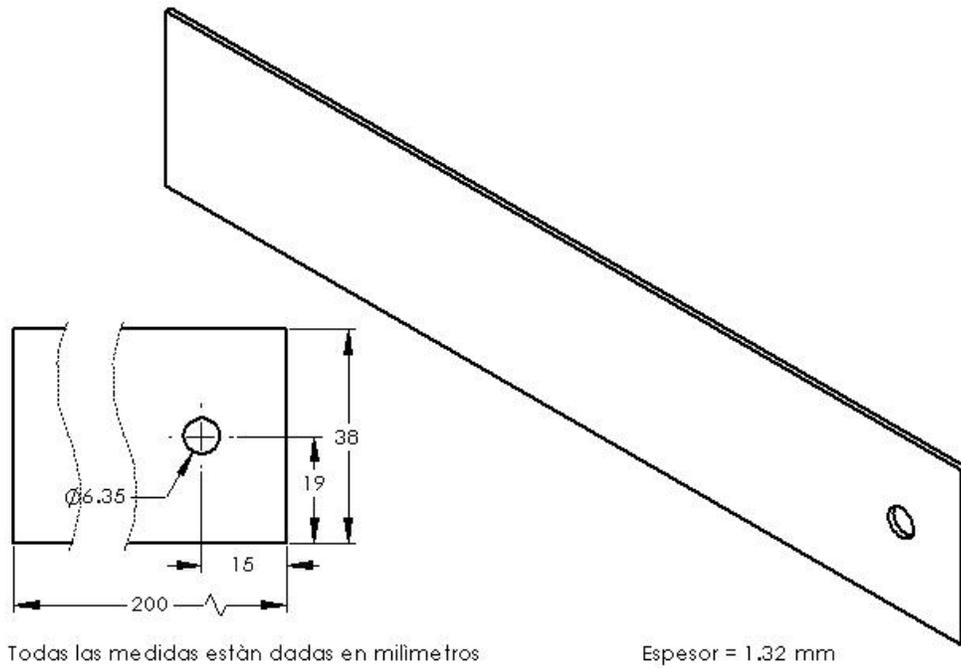


Figura 3.9. Elemento empleado en la fabricación del ensamble destinado a la experimentación.

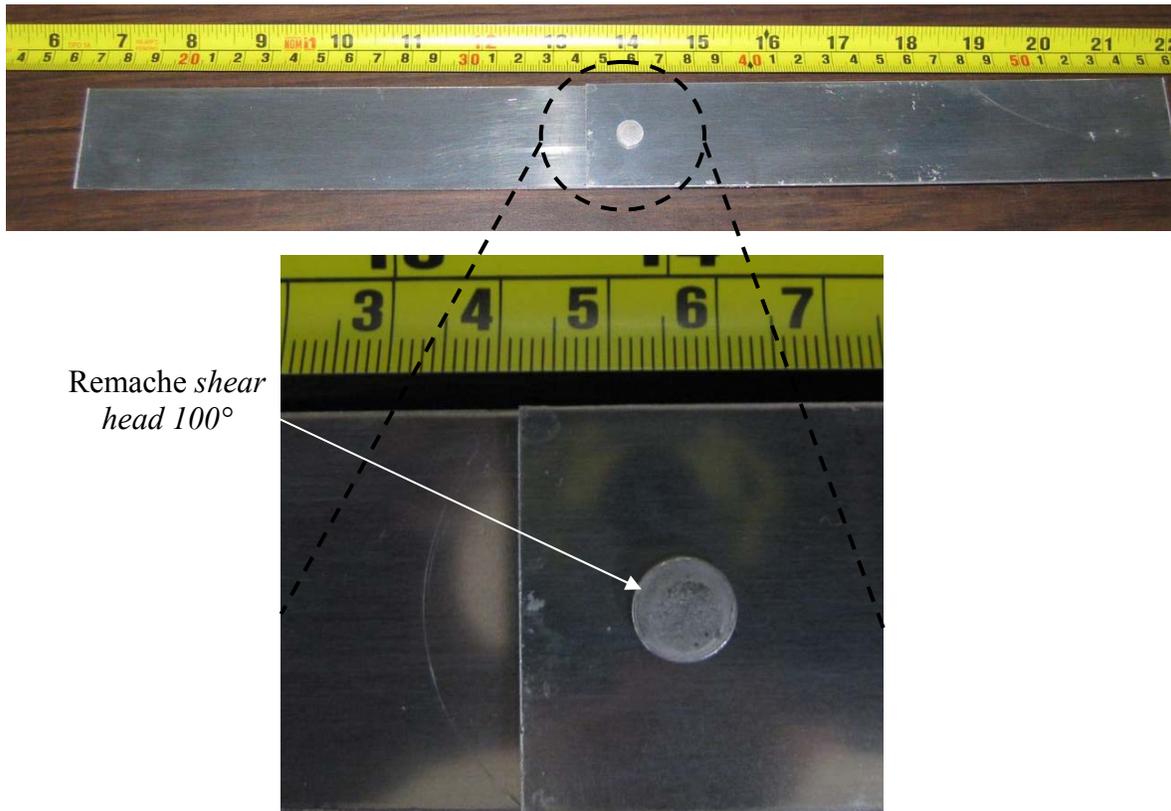


Figura 3.10. Ensamble de placas de alclad 2024-T3 empleado en las pruebas de corrosión-fatiga.

Debido a que a los especímenes no fueron previamente agrietados, los valores de carga calculados no se basaron en la teoría de la mecánica de fractura, los cálculos se realizaron a partir de la teoría de la mecánica de materiales clásica empleando el factor de concentración de esfuerzos K_t como parámetro principal.

Para carga por tensión que se aplica mediante un perno en un orificio el esfuerzo nominal está dado por:

$$P=(W-d)t\sigma_{nom} \dots\dots\dots (3.1)$$

Para obtener el esfuerzo real experimentado en la periferia del orificio

$$\sigma_{max} = K_t \sigma_{nom} \dots\dots\dots (3.2)$$

El valor de K_t se obtiene de curvas de factores de concentración de esfuerzos para placas planas con orificios [27].

Tabla 3.4. Matriz de ensayos de corrosión-fatiga.

Condiciones	R = 0.1 - P _{max} = 2.15 KN Frecuencia = 3 Hz	R = 0.1-P _{max} = 2.45 KN Frecuencia = 3 Hz
Aire libre	CF1	CF2
Ambiente salino	CF3	CF4

En general materiales como plástico o vidrio son recomendables para la fabricación de una cámara de corrosión, la típica celda para ensayos de corrosión-fatiga incluye una cámara ambiental que contiene la solución, la probeta es sujeta por las mordazas de la MTS fuera del alcance de la solución y la cámara es sellada con el espécimen lo que posibilita hacer circular la solución corrosiva sin que esta entre en contacto con el dispositivo MTS. Se debe tener especial cuidado con cualquier problema con el movimiento natural del componente durante la prueba así como cualquier fractura repentina que pudiese traer consecuencias catastróficas para el sistema. Para este fin, en la presente investigación se empleó el plástico como material principal para la contención del ambiente corrosivo, y para el dispositivo de soporte se emplea acero comercial debido a que este último no se encuentra en contacto con el medio corrosivo. La figura 3.11 muestra la configuración de la cámara de corrosión empleada.

La solución empleada para producir el medio corrosivo fue preparada con las mismas proporciones y componentes que la solución utilizada durante la etapa de pruebas electroquímicas: agua destilada al 3.5% de NaCl, una vez obtenida la solución, mediante el empleo de un humidificador ultrasónico se logró inyectar la misma en forma de niebla dentro de la cámara de corrosión.

Los valores de humedad relativa fueron monitoreados mediante un higrómetro de caratula el cual fue introducido dentro de la cámara de corrosión durante el ensayo, los

valores observados durante los ensayos se mantuvieron dentro de un intervalo comprendido entre 85 y 95%.

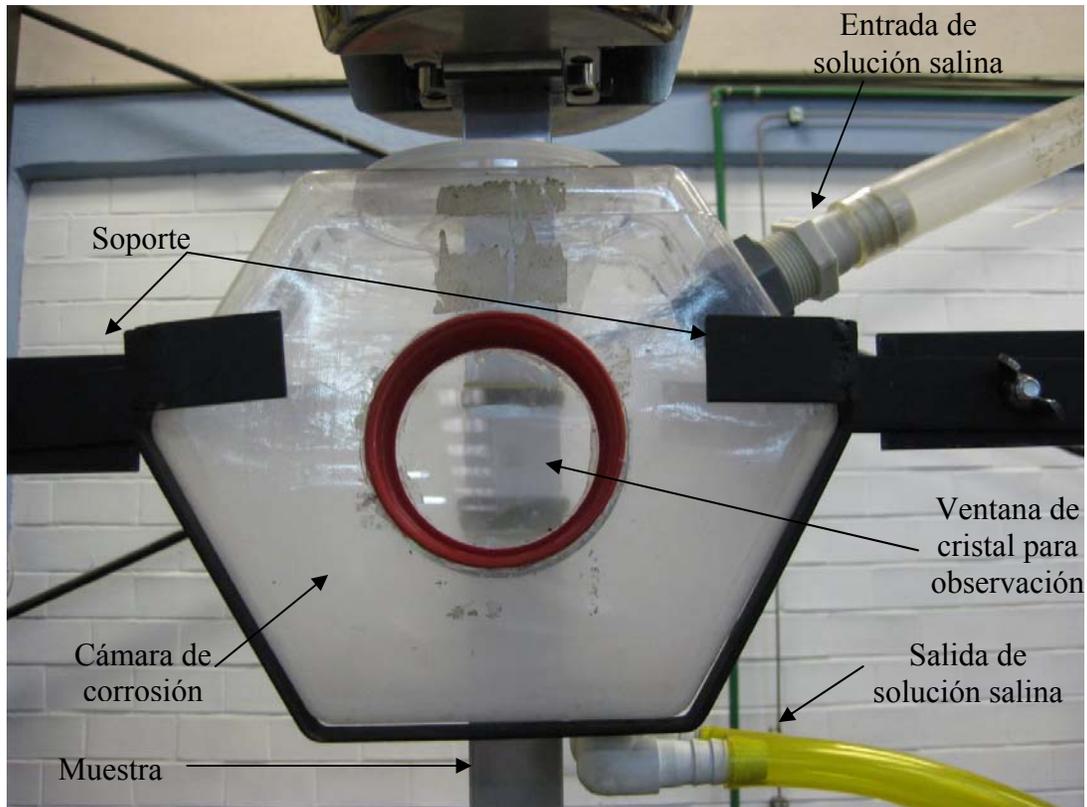


Figura 3.11. Configuración de la cámara de corrosión empleada en las pruebas de corrosión-fatiga.

Para completar esta sección experimental, se llevó a cabo microscopía MEB para describir la morfología de superficies de fractura resultantes, las características, modos y mecanismos de fractura operantes, todo esto con el objetivo de determinar la influencia de un medio salino en la propagación de grietas por fatiga en el alclad 2024-T3.

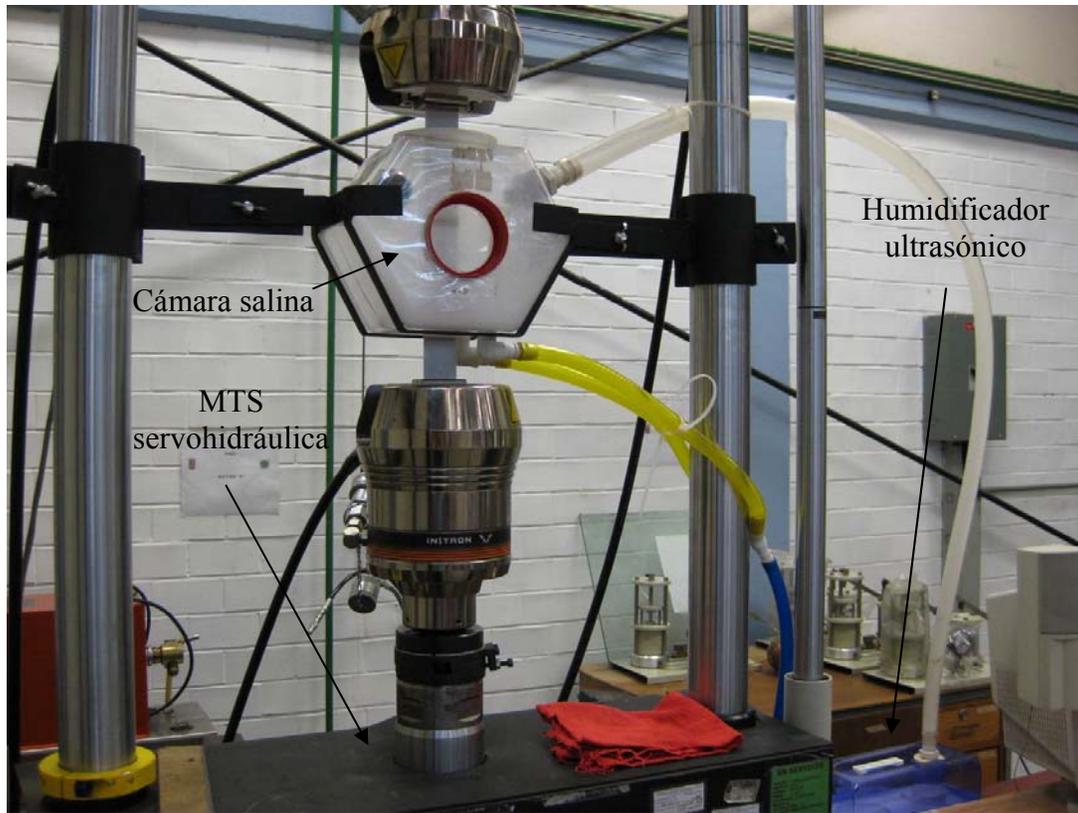


Figura 3.12. Montaje completo del sistema empleado en las pruebas de corrosión-fatiga incluyendo el equipo MTS, el soporte, la cámara de corrosión y el humidificador ultrasónico.

CAPITULO 4

ANALISIS DE RESULTADOS

4.1 Crecimiento de grietas por fatiga

En la figura 4.1 se muestra la probeta CT1 en su condición final después del ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.



Figura 4.1. Probeta CT1 después de la prueba de crecimiento de grieta por fatiga.

Después de conducir los ensayos de crecimiento de grietas por fatiga se obtuvo la vida en fatiga para ambos especímenes en función del número de ciclos. Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Numero de ciclos de carga para cada espécimen ensayado.

Espécimen	N
CT1	285 000
CT2	233 400

La figura 4.2 muestra las curvas de Paris calculadas a partir de los datos experimentales obtenidos durante los ensayos de crecimiento de grietas por fatiga para las muestras CT1 y CT2

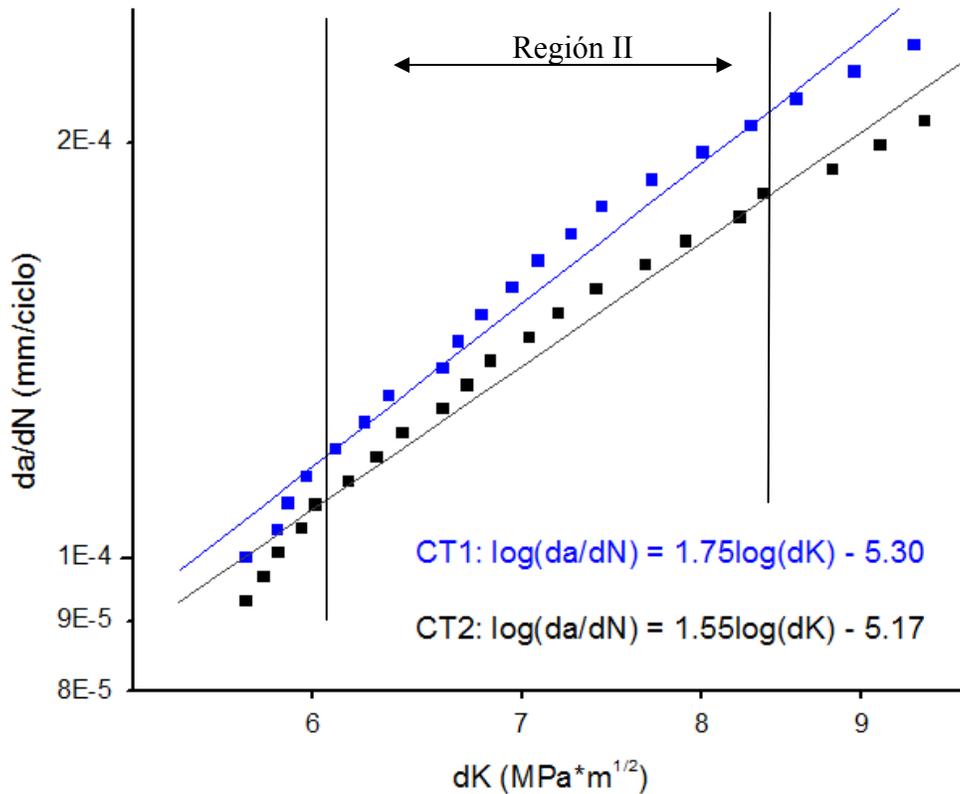


Figura 4.2. Regiones de propagación estable de grietas (Región II) de las curvas de Paris obtenidas para las probetas CT1 y CT2. Se presentan las ecuaciones de ajuste lineal.

Los ajustes lineales para las regiones de propagación son rectas del tipo

$$y = mx + C$$

Donde C y m son las constantes de la ecuación de Paris

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \dots\dots\dots (4.1)$$

Resultando las ecuaciones de París para ambos especímenes CT:

Para CT1: $\frac{da}{dN} = 5.01 \cdot 10^{-6} \Delta K^{1.75} \text{ (mm / ciclo)} \dots\dots\dots (4.2)$

Para CT1: $\frac{da}{dN} = 6.76 \cdot 10^{-6} \Delta K^{1.55} \text{ (mm / ciclo)} \dots\dots\dots (4.3)$

De acuerdo con L.P. Pook [28], uno de los factores que influyen las mediciones de crecimiento de grietas por fatiga es el espesor de las muestras, esto debido a la variación del K_C a medida que el espesor varía. Los valores de las constantes de la ecuación de Paris obtenidos en esta investigación observan un orden de magnitud diferente a los reportados por investigadores como E. J. Dolley et al [4] y G. S. Chen et al [29].

Siguiendo a los ensayos de propagación de grietas por fatiga se realizó la caracterización fractográfica de la probeta CT1. La superficie de fractura fue dividida en 3 diferentes regiones. Figura 4.3.

1. Inicio de grieta
2. Propagación estable
3. Cambio de plano de fractura
4. Fractura final

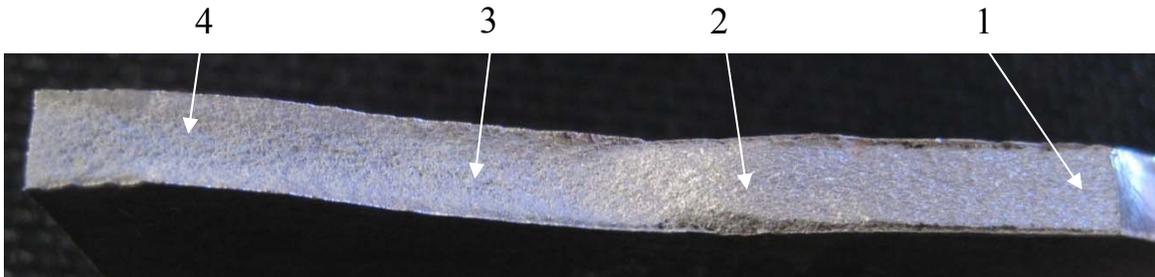


Figura 4.3. Superficie de fractura de la probeta después de la prueba de crecimiento de grieta por fatiga. 1: Inicio de grieta, 2: Propagación estable, 3: Cambio de plano de fractura, 4: Fractura final.

Macroscópicamente, la superficie de fractura en general se observa opaca y bastante rugosa, característico de las fracturas del tipo dúctil [19].

En la figura 4.4 de la región 2 se observan superficies cóncavas y convexas, muy características de las fracturas por fatiga [18], en la superficie de estas se aprecia una combinación de estrías dúctiles y frágiles con un espaciamiento aproximado de $1.5 \mu\text{m}$ de acuerdo a la escala, también se observa la presencia de microhuecos distribuidos por la superficie. En la figura 4.5 se observan estrías del tipo dúctil en su totalidad con un espaciamiento de $3 \mu\text{m}$, también se aprecia la ruptura de algunas partículas y la formación de cavidades a partir de estas.

En la figura 4.6, se observa una fractura totalmente plástica debido a sobrecarga, el modo de fractura operante es nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos, en esta zona la velocidad de propagación y la energía contenida en la grieta son muy altas debido a que K se encuentra muy cercano al K_C del material.

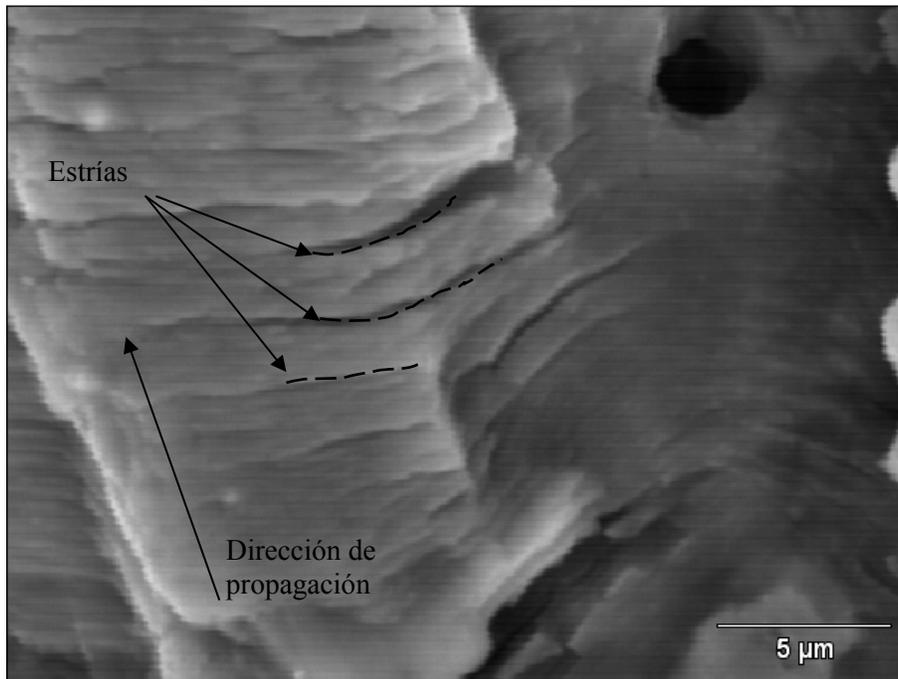


Figura 4.4. Micrografía MEB de la región 2 de la superficie de fractura, 4500X.

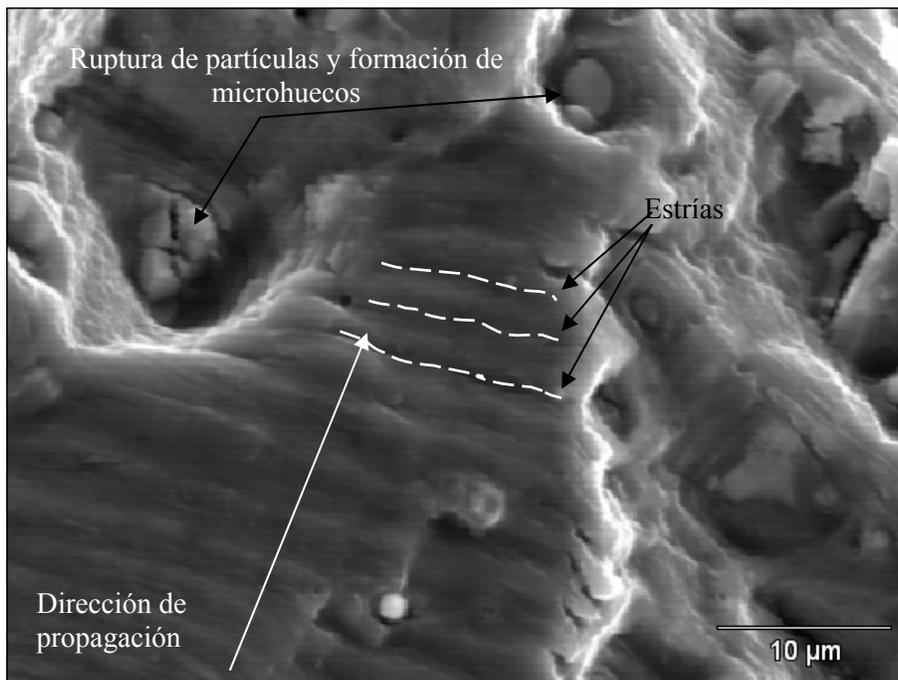


Figura 4.5. Micrografía MEB de la región 3 de la superficie de fractura, 2300X.

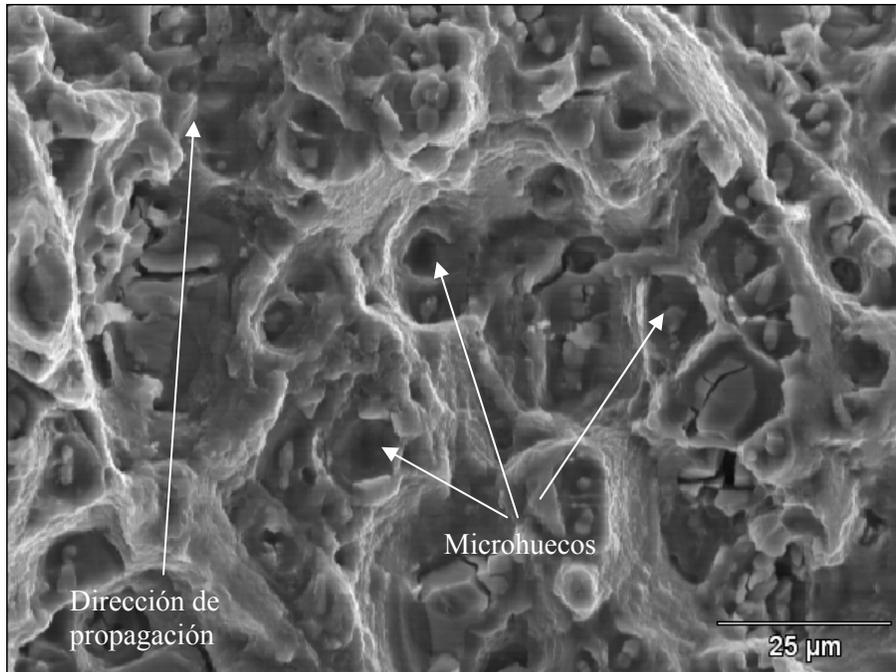


Figura 4.6. Micrografía MEB de la región 4 de la superficie de fractura, 1000X.

4.2 Pruebas electroquímicas

Las Figuras 4.7 – 4.17 muestran la condición de las muestras después de llevadas a cabo las pruebas electroquímicas.

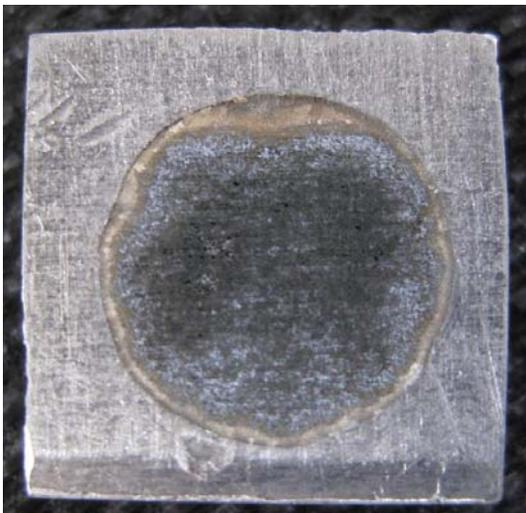


Figura 4.7. Muestra PP1 después de la polarización potenciodinámica.

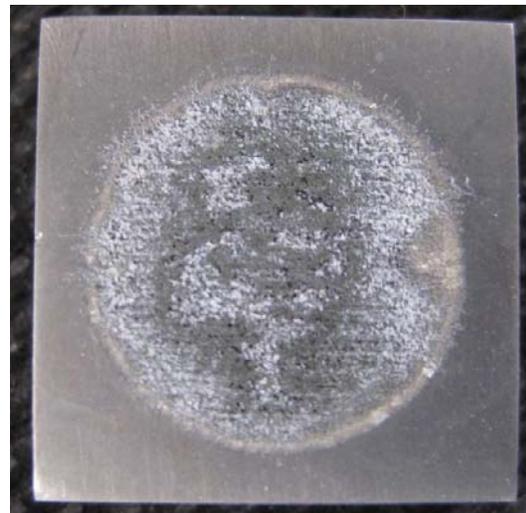


Figura 4.8. Muestra PP2 después de la polarización potenciodinámica.



Figura 4.9. Muestra PP3 después de la polarización potenciodinámica.

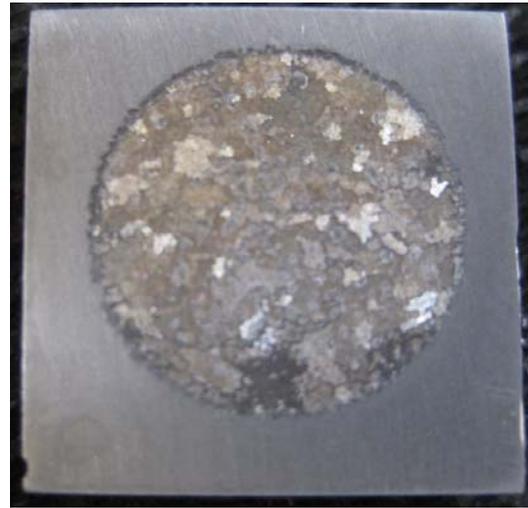


Figura 4.10. Muestra PP4 después de la polarización potenciodinámica.

En las muestras PP1 y PP2 para la cual la solución empleada consistió de agua destilada al 3.5% de NaCl, se observan daños en forma de corrosión uniforme en el 100% de la superficie expuesta a la solución durante la experimentación, también se observa la presencia de una gran cantidad de depósitos de corrosión por toda la superficie expuesta, lo cual impide un estudio más a detalle sin dañar la muestra. El daño por corrosión muestra una profundidad consistente en la muestra PP1 mientras que en la muestra PP2 se observan variaciones en la profundidad de daño. De acuerdo con G.S. Chen et al [29], el daño en el seno de la aleación se inicia en las partículas ricas en Al, Cu, Mn y Fe, las cuales actúan como cátodos disolviendo la matriz circundante, mientras que las partículas ricas en Al, Cu y Mg actúan como ánodos disolviéndose durante las reacciones electroquímicas, ambos procesos generan picaduras microscópicas las cuales al extenderse el tiempo de exposición crecen y coalescen generando picaduras de mayor magnitud las cuales al alcanzar cierto tamaño asemejan los resultados de una corrosión del tipo uniforme como es el caso en la muestra PP2 y PP4.

Para el caso de las muestras PP1 y PP3, C. G. Schmidt et al [3], mencionan las teorías propuestas por otros investigadores en las cuales se propone la evolución del hidrógeno en el aluminio puro de protección clad, lo cual provoca fragilización del material, aunque el mecanismo solo ha sido estudiado en el fenómeno de corrosión-fatiga, muestra ser una buena aproximación a los resultados experimentales.

Las muestras PP3 y PP4 muestran daño por corrosión en forma de picaduras observables después de las pruebas electroquímicas con agua destilada, el daño se observa en el 100% de las superficies con variación en las profundidades de daño al igual que en los especímenes PP1 y PP2, se observan características similares a las de un ataque químico

para metalografía observándose zonas con diferentes niveles de brillo similares a los granos observados durante una metalografía.

La tabla 4.2 muestra los valores de Velocidad de corrosión obtenidos a partir de la experimentación y las profundidades de picadura calculadas después de un examen microscópico para cada muestra PP.

Tabla 4.2. Valores de velocidad de corrosión y profundidad de picaduras.

Muestra	V_{corr} (mm por año)	Profundidad de picadura media (μm)	Profundidad de picadura máxima (μm)
PP1	$1.164 \cdot 10^{-2}$	120	146
PP2	$1.738 \cdot 10^{-3}$	101.4	140
PP3	$3.462 \cdot 10^{-3}$	79.2	88
PP4	$5.677 \cdot 10^{-3}$	21.4	24

Se observa un valor de V_{corr} 7 veces mayor aproximadamente para la muestra PP1 en comparación con la muestra PP2, sin embargo en los valores de profundidad de picadura observados se muestran mayores profundidades de daños en la muestra PP1, los valores de V_{corr} para las muestras PP3 y PP4 observan una diferencia cercana a dos veces el valor, mientras que las profundidades de picadura son mayores en la muestra PP3 repitiéndose el comportamiento ocurrido con la muestra PP1, ambas muestras fueron evaluadas sin retirar la protección clad.

La figura 4.11 muestran las gráficas de polarización potenciodinámica para cada una de las muestras, los barridos y las mediciones de potencial fueron hechos con referencia a un electrodo de Calomel saturado, se observa un menor E_{corr} en la muestra PP1 con respecto a PP2 la cual fue evaluada en las mismas condiciones, mientras que para el caso de la evaluación en agua destilada valores de E_{corr} difieren siendo el de PP3 menor con respecto a PP4. Las densidades de corriente para las muestras evaluadas en agua destilada al 3.5% de NaCl en general no muestran gran diferencia a excepción de la zona posterior al potencial de picadura y hasta el punto en el cual las densidades de corriente comienzan a estabilizarse, esto debido principalmente a la diferencia de E_{corr} , mientras que la muestra PP4 con respecto a PP3 muestra una menor densidad de corriente al pasar del potencial de picadura, lo cual incrementa la velocidad de corrosión por picaduras.

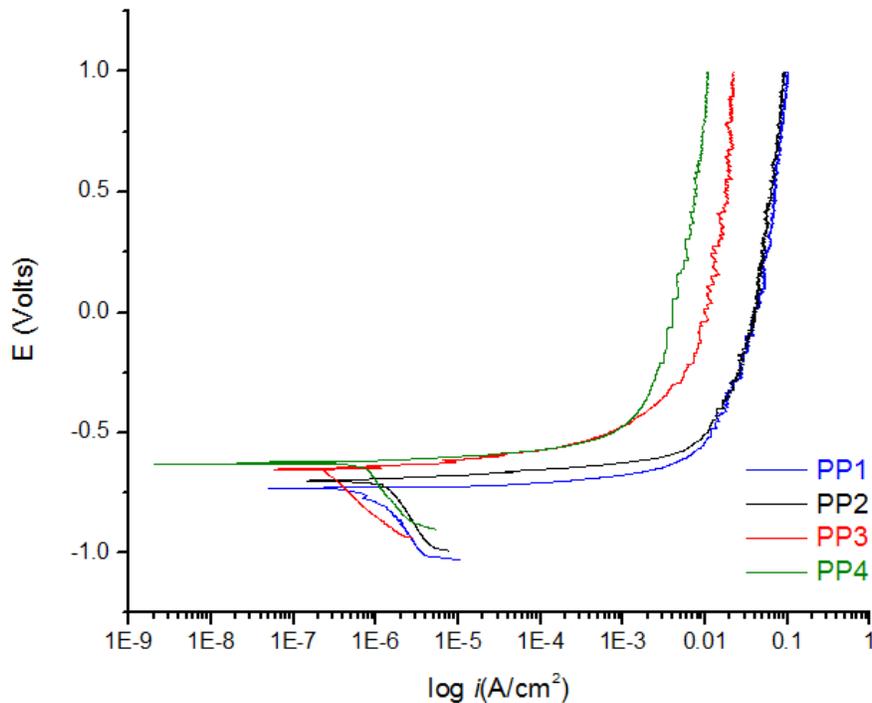


Figura 4.11. Curvas de polarización potenciodinámica para todas las muestras evaluadas electroquímicamente.

4.3 Nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga

La figura 4.12 muestra la condición final de los especímenes empleados en esta etapa de la investigación.

Las grietas emanadas de los barrenos practicados difieren de los modelos propuestos, en los cuales las grietas crecen en una dirección perfectamente perpendicular a la dirección de aplicación de cargas, esto debido principalmente al estado de esfuerzos presente en la vecindad del barreno el cual sufre una modificación con respecto al ideal debida a la cercanía del borde horizontal de cada una de las placas con el barreno. Figura 4.13.

La tabla 4.3 muestra los resultados obtenidos de las pruebas mientras que en la figura 4.14 se muestran las diferencias en la vida en fatiga para cada uno de los especímenes empleados en la experimentación.

Se observa una disminución de la vida en fatiga total entre las muestras CF1 y CF2 en un 5% aproximada atribuida al incremento de ΔP , mientras que la disminución se acentúa a partir de la aparición de la grieta siendo de 27%. Para el caso de las muestras evaluadas en presencia de niebla salina la disminución de la vida en fatiga se acentúa mayormente siendo de 40% aproximadamente para la vida total y de 5% a partir de la aparición de la grieta.



Figura 4.12. Especímenes después de los ensayos de nucleación y crecimiento de grietas por corrosión-fatiga. De izquierda a derecha las dos primeras se cargaron al aire libre y las dos últimas inmersas en ambiente

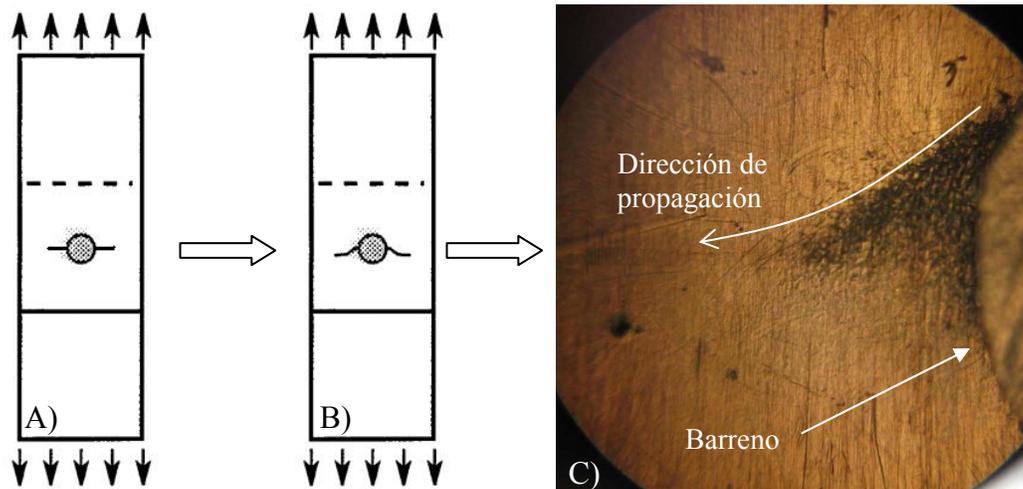


Figura 4.13. Formación de grietas en placas a partir de barrenos. A) caso ideal, B) caso real, C) detalle de la nucleación de grieta

Tabla 4.3. Resultados de las pruebas de corrosión-fatiga en ciclos de carga.

Condiciones	$R = 0.1, P_{max} = 220 \text{ Kg}$		$R = 0.1, P_{max} = 250 \text{ Kg}$			
	Grieta Visible	Total	Grieta Visible	Total		
Aire libre	CF1	84200	105620	CF2	85600	101250
Ambiente salino	CF3	82500	96290	CF4	44100	57235

La vida en fatiga con presencia de corrosión muestra una disminución de 9 y 44% entre las muestras CF1-CF3 y CF2-CF4, observándose mayor influencia a medida que ΔP se incrementa.

La figura 4.14 muestra las superficies de fractura obtenidas a partir de las muestras CF1 y CF3 y las zonas estudiadas mediante MEB, las figuras 4.19 - 4.24 muestran las micrografías para cada una de estas zonas.

Debido a la configuración empleada para estas pruebas solo durante el inicio de la grieta y una longitud aproximada de 10-15% de la misma se observó un crecimiento de grieta en Modo I de fractura, a partir de esta longitud se apreció la pérdida de adherencia entre el perno y la superficie interna del barreno debida principalmente a la apertura de grieta entre cada ciclo de darga, debido a esto último, se observó una combinación de Modos I y III de fractura durante la propagación de grieta restante hasta la culminación de las pruebas.

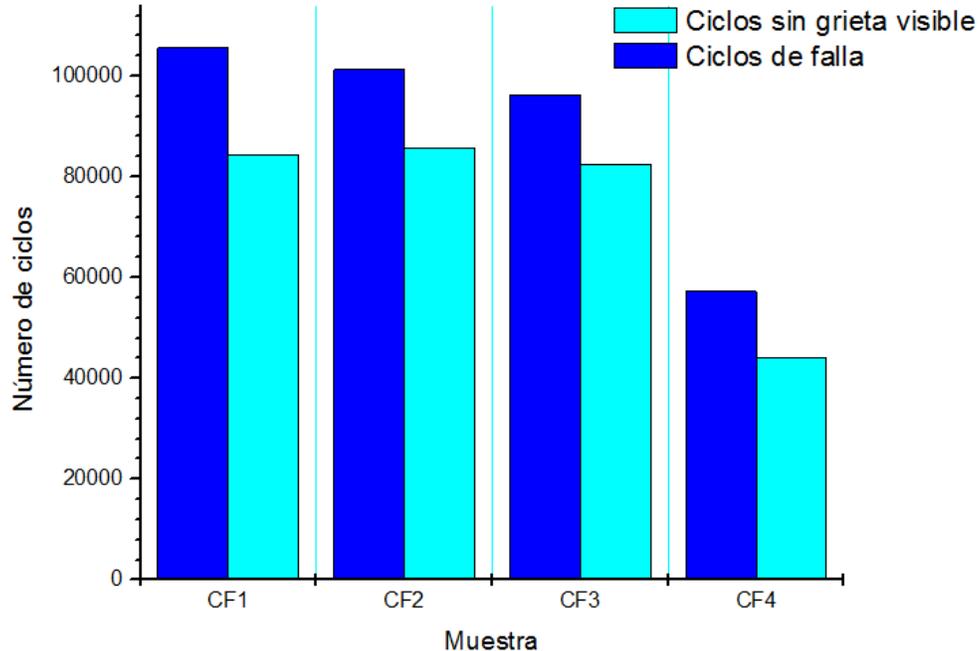


Figura 4.14 Comparación de la vida en fatiga y la influencia de un medio corrosivo en esta para las muestras CF1 - CF4.

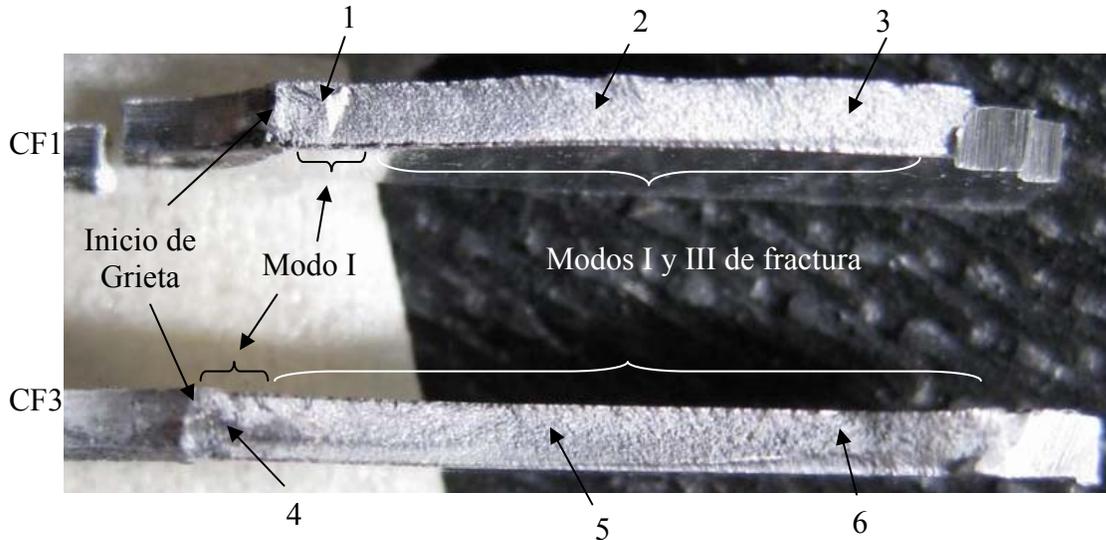


Figura 4.15. Superficies de fractura generadas de las muestras CF1 y CF3.

La muestra CF1 observa las mismas características de crecimiento de grietas que las mostradas en las probetas CT1 y CT2, como se muestra en la figura 4.16 de la región 1 la superficie muestra una combinación de estrías dúctiles con un espaciamiento aproximado de $0.8\mu\text{m}$. De acuerdo con [18], estas estrías se presentan con mayor profundidad o en forma de microfisuras y una causa probable es la variación de deformaciones locales debidas a una modificación en el espectro de ciclos de carga.

La región 2 en la figura 4.17 muestra predominancia de estrías dúctiles con un espaciamiento de $1.2\mu\text{m}$ bordeadas por desgarramiento dúctil con un incremento en la densidad de microhuecos. La figura 4.18 de la región 3 muestra una sección cercana al final de la grieta, se observan estrías dúctiles con un espaciamiento aproximado de $4.3\mu\text{m}$, la propagación de la grieta observa una dirección oblicua a la superficie de la muestra, también se observan amplias zonas de desgaste debido a la fricción existente entre las superficies de fractura generadas. Ambas características se atribuyen a una combinación de Modos I y III de fractura operantes.

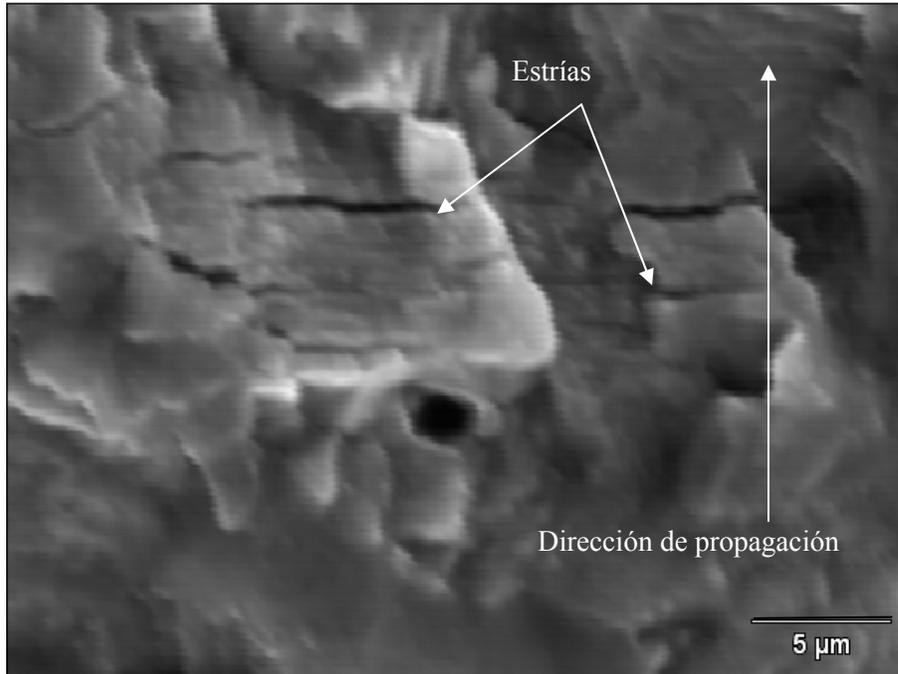


Figura 4.16. Micrografía MEB de la región 1. CF1. 3600x.

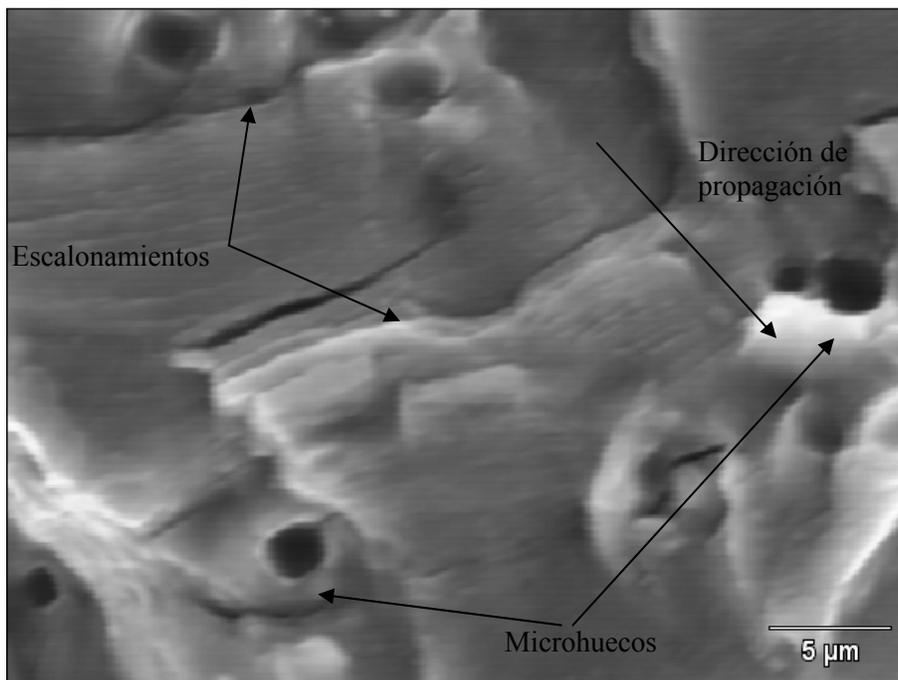


Figura 4.17. Micrografía MEB de la región 2. CF1. 3600x.

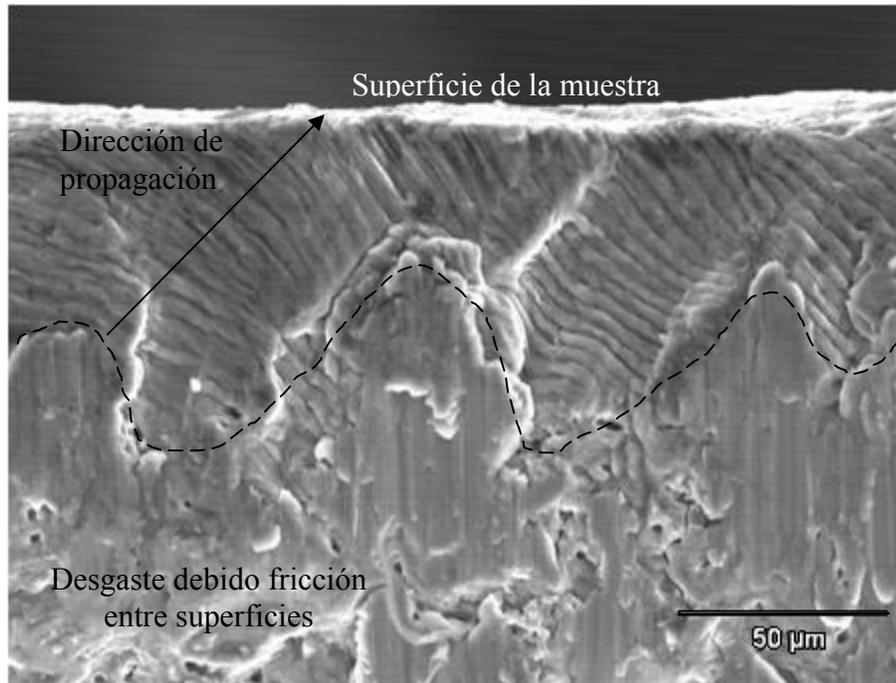


Figura 4.18. Micrografía MEB de la región 3. CF1. 500x.

La figura 4.19 muestra la región 4 de la muestra CF3, en la cual se observa una superficie totalmente cubierta por residuos de corrosión, la figura 4.20 de la región 5 muestra la presencia de estrías de fatiga con cambios de orientación y escalonamientos entre los granos del material, también se aprecian residuos de corrosión con presencia de ciertas facetas que podrían ser atribuidas a un mecanismo de fractura frágil, el espaciado entre estrías es de 1.6 µm aproximadamente.

La figura 4.21 muestra la región 6 cercana a la superficie de la muestra, se observa evidencia de corrosión con cambios en el plano de fractura en la región más cercana a la superficie, en esta se observa al igual que en la región 3 de la muestra CF1 la formación de estrías con una propagación de grieta en dirección oblicua a la superficie de la muestra. A diferencia de la muestra CF1, las estrías observadas en la muestra CF3 presentan características de estrías frágiles, aunque no es evidencia de un mecanismo de fractura frágil predominante.

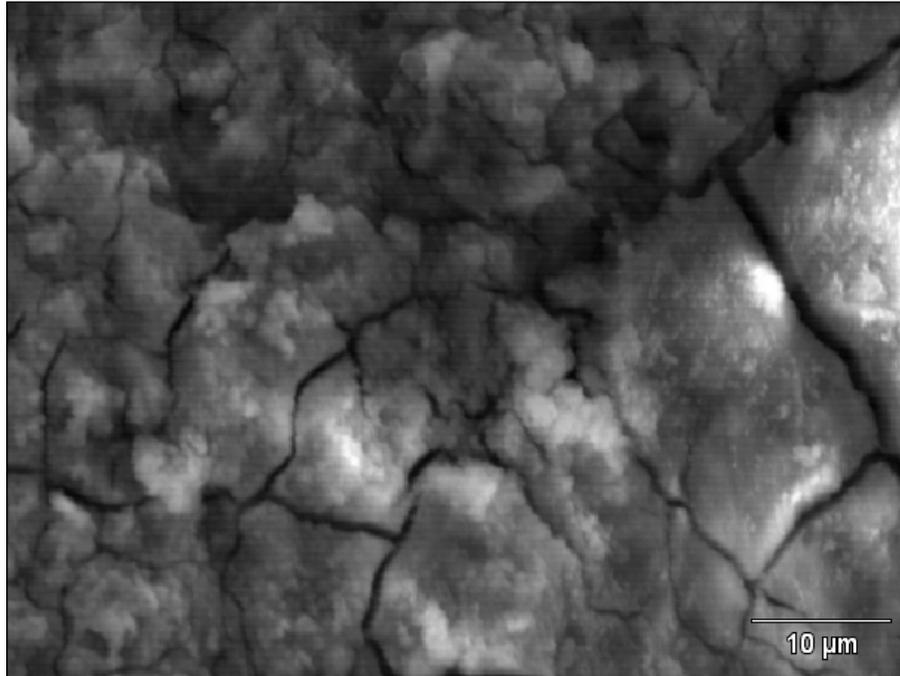


Figura 4.19 Micrografía MEB de la región 4. CF3. 1800x.

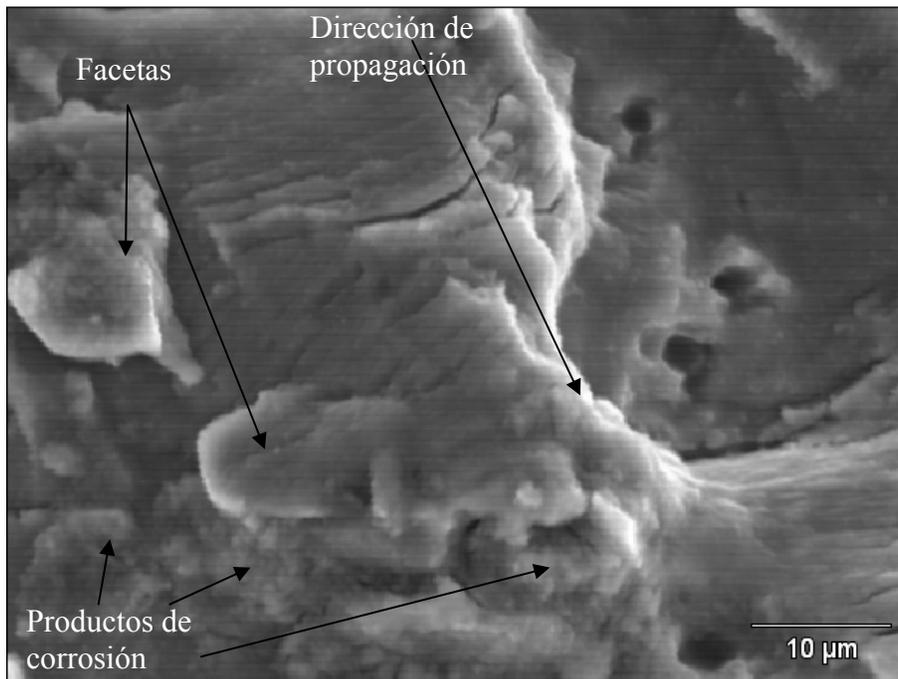


Figura 4.20. Micrografía MEB de la región 5. CF3. 1800x

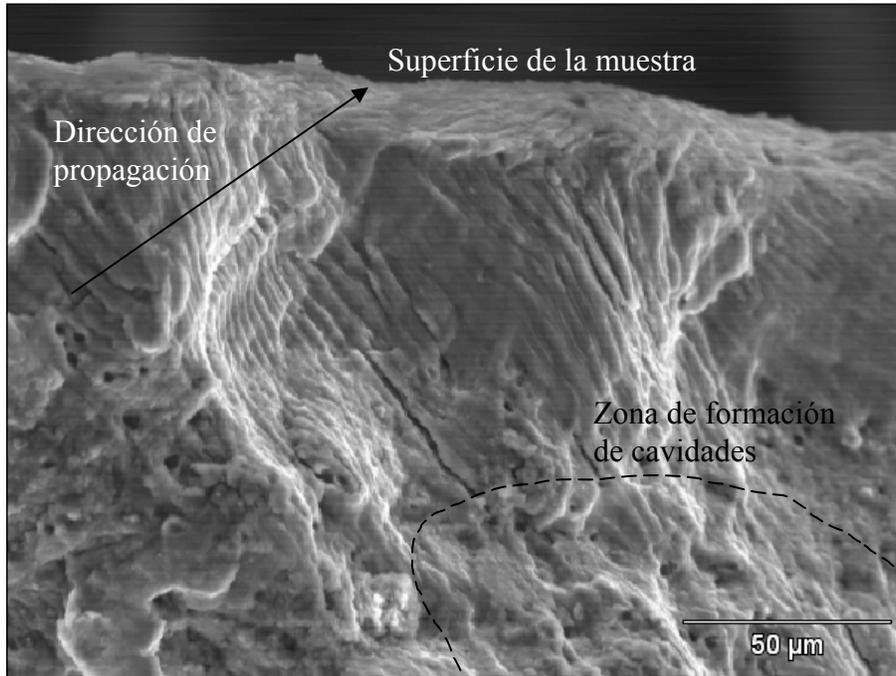


Figura 4.21. Micrografía MEB de la región 6. CF3. 500x.

Los resultados muestran una disminución de la vida en fatiga a medida que ΔP se incrementa, la solución salina inyectada en forma de niebla tiene un efecto negativo en la vida en fatiga para las mismas condiciones de evaluación al aire libre, J.H. Park [5], atribuye este efecto a la reducción de fricción entre las superficies de fractura generadas durante los ciclos de carga. La superficie de fractura obtenida a partir de la muestra evaluada en un ambiente salino muestra ciertas evidencias de fractura frágil a lo largo de la superficie, de acuerdo con R.P. Gangloff [20], este fenómeno puede ser atribuido a una fragilización local debido a la presencia de especies corrosivas o a la presencia de productos de corrosión en la punta de grieta, efecto que disminuye para la región III de propagación de grietas debido a la alta velocidad de propagación lo cual hace a la grieta totalmente dependiente de las cargas cíclicas.

CONCLUSIONES

La investigación desarrollada en el presente trabajo concierne a la evaluación de la vida en fatiga, propiedades electroquímicas y vida en condiciones de corrosión-fatiga para una aleación de aluminio 2024- T3.

- Después de la comparativa entre las muestras que fueron ensayadas con la misma magnitud de carga aplicada, una con ambiente corrosivo y otra sin este último, se observa un efecto negativo en la vida en fatiga de la aleación de estudio con la presencia de un ambiente corrosivo, y esta disminución de vida tiene un mayor efecto a medida que la magnitud de carga máxima es incrementada.
- Debido a la configuración de muestra empleada en la etapa 3 de la experimentación, se observaron características de Modo I de fractura para un 10% aproximadamente de la fractura a partir del inicio de esta, mientras que en el resto de la misma se observan características de una combinación de Modos I y III debido a cierta deflexión de la muestra, producto de la pérdida de simetría al unir la con un remache.
- El contacto de una aleación de aluminio 2024-T3 con un medio salino tiene un impacto negativo en la vida en fatiga del material. Estas condiciones se presentan en zonas costeras donde los niveles de humedad y salinidad son los más altos a los cuales una aeronave puede estar sujeta durante su vida operativa.
- Los ciclos de presurización y un medio húmedo-salino que experimenta una aeronave en una zona costera hacen una combinación aun más peligrosa con la cual se debe lidiar para asegurar la integridad estructural de la aeronave.
- Las evidencias muestran que el tipo de corrosión que se presenta en la aleación de aluminio 2024-T3 cuando es inmersa en una solución salina representativa del agua marina es por picaduras, cuya extensión produce una apariencia de corrosión uniforme atribuible a la coalescencia de varias picaduras debido al tiempo de exposición.
- De manera contraria a lo que se podía suponer, los datos observan una mayor velocidad de corrosión en solución salina para la aleación con protección clad con respecto a la que no cuenta con esta protección, sin embargo, en el ensayo con agua destilada, el comportamiento es totalmente inverso.
- Se observa la necesidad de que los fabricantes de aeronaves proporcionen a los operadores los datos necesarios para efectuar el mantenimiento preventivo y correctivo de las aeronaves, y que estos datos sean adecuados a las condiciones ambientales de operación de los equipos, ya que como se observó durante la experimentación, la presencia de humedad y salinidad conlleva efectos negativos en el comportamiento mecánico del material de estudio.

RECOMENDACIONES

El aspecto importante de los resultados obtenidos en el presente trabajo es que sean comprobables, para esto en futuros trabajos se recomienda emplear una mayor cantidad de muestras así como tratamientos estadísticos para los datos obtenidos, por motivos de tiempo y recursos en el presente trabajo se emplearon las muestras que se pudieron obtener con los materiales con los que se contaba.

Para las mediciones de propagación de grieta se recomienda emplear otro método como lo es el uso de extensometría que es otra técnica para medición de deformaciones principalmente o la aplicación de técnicas de video digital para una mayor exactitud de los resultados obtenidos.

Para evitar los problemas de deflexión presentes en la tercera parte del trabajo se recomienda emplear otro tipo de configuración de la muestra para poder conservar el Modo I de fractura operante durante una mayor proporción de propagación de la grieta.

ANEXO I Formato de encuestas**CUESTIONARIO**

Conteste, por favor, las siguientes preguntas con la mayor claridad posible.

1. ¿Cuál es su departamento o área de trabajo dentro de la empresa?

2. Dentro del mantenimiento de aeronaves, ¿cuáles son los problemas técnicos que se presentan con mayor frecuencia en las estructuras de aeronaves y/o motores, según su área de trabajo?

Fracturas

Corrosión

Desgaste

Abolladuras

Picaduras

Otros: _____

3. De los problemas anteriores, ¿En qué lugar, en una escala del 1 al 10 considera usted que se encuentra el problema de fracturas por fatiga en la estructura del avión o planta motriz?

4. ¿Cuáles son los principales factores que contribuyen a la aparición de fracturas?

5. ¿Considera usted que el fenómeno de corrosión participa de manera importante en la generación de fracturas en las estructuras y motores de las aeronaves? Si su respuesta es sí, ¿De qué manera?

6. ¿En qué partes de las aeronaves se presentan con mayor frecuencia estos problemas, según el área de trabajo donde usted labore?

7. ¿Conoce usted qué tipo de material, según lo señalado anteriormente, es el que es más susceptible a las fracturas y corrosión?

8. ¿Cuáles son los procedimientos empleados en la detección de grietas?

9. ¿Cuáles son los procedimientos empleados, una vez que aparece el agrietamiento en alguna parte de la aeronave o planta motriz, para su reforzamiento o cambio de dicha parte?

10. ¿Con que frecuencia se llevan a cabo estos procedimientos, según la pregunta anterior?

11. ¿Cuáles son los procedimientos empleados en la detección de la corrosión en las aeronaves?

12. ¿Cuáles son los procedimientos empleados, una vez detectada la corrosión en alguna parte de la aeronave o planta motriz, para su reducción y control en dicha parte?

13. ¿Con que frecuencia se llevan a cabo estos procedimientos, según la pregunta anterior?

14. ¿Qué tipo de capacitación recibe usted para el control, prevención y reducción de grietas y corrosión en la aeronave o planta motriz?

15. ¿Considera usted que las técnicas empleadas proporcionan una solución suficiente al problema en un corto plazo? ¿Por qué?

16. Basándose en su experiencia, ¿cuáles son las condiciones ambientales y de operación que intensifican la aparición de estos fenómenos (agrietamiento y corrosión)?

17. Los problemas de grietas y corrosión son según su experiencia de:

- a) Alto costo b) Mediano costo c) Bajo costo

18. ¿Cuáles podrían ser las consecuencias de no tratar correctamente estos problemas?

19. ¿Considera que se deben hacer más investigaciones acerca de estos fenómenos con el objetivo de mejorar los procedimientos de control, reducción y reforzamiento en las aeronaves?

- a) Si b) No

Gracias por su colaboración.

ANEXO II Constancia de participación en el Congreso IMRC 2009



Sociedad Mexicana
de Materiales A.C.

SOCIEDAD MEXICANA DE MATERIALES, A.C.

August 2009

MESA DIRECTIVA

DR. LUIS ENRIQUE SANSORES CUEVAS
PRESIDENTE

DR. GONZALO GONZÁLEZ
VICEPRESIDENTE

DR. LUIS FUENTES
SECRETARIO

DR. MARIA ELENA VILLAFUERTE
TESORERO

DR. CÉSAR DÍAZ
VOCAL REGIÓN NORTE

DR. ROMEO DE COSS
VOCAL REGIÓN SUR

DRA. MARÍA EUGENIA CONTRERAS
VOCAL REGIÓN OCCIDENTE

DR. GERARDO MARTÍNEZ
VOCAL REGIÓN CENTRO

DRA. OLIVIA GRAEVE
VOCAL ESTADOS UNIDOS

TO WHOM IT MAY CONCERN
Present

This is to state that *A. Mosqueda Sánchez, C. Posadas Carlos, Hilario Hernández Moreno* presented the contribution:

**FATIGUE LIFE AND CRACK PROPAGATION BEHAVIOR OF ALUMINUM ALLOY
2024-T3 UNDER SALINE CORROSIVE ENVIRONMENT**

In the *Fracture Mechanics* Symposium at the XVIII International Materials Research Congress held in Cancun, Mexico from August 16th to 20th, 2009.

Sincerely,

Luis Enrique Sansores Cuevas
President

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1 U.S. Department of Transportation, **National Aging Aircraft Research Program – Program Plan**, DOT/FAA/CT-88/32/1, 1991
- 2 R. P. Wei, **Corrosion and Corrosion Fatigue of Airframe Materials**, DOT/FAA/AR-00/22, 2000
- 3 C. G.Schmidt, T. Kobayashi, D. A. Shockey, **Characterization of Early Stages of Corrosion Fatigue in Aircraft Skin Phase II: Interpretation of Corrosion-Fatigue Fracture Surfaces in Alclad 2024-T3 Aluminum Alloy Sheet**, DOT/FAA/AR-99/34, 1999
- 4 E. J. Dolley, B. Lee, R. P. Wei, **The Effect of Pitting Corrosion on Fatigue Life**, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 23 pages 555-560, Blackwell Science Ltd., 2000
- 5 M. A. Wahab, J. H. Park, M. S. Alam, S. S. Pang, **Effect of Corrosion Prevent Compounds on Fatigue Life in 2024-T3 Aluminum Alloy**, Journal of Material Processing Technology Vol. 174 pages 211-217, Elsevier, 2006
- 6 K. Jones, D. W. Hoepfner, **Prior Corrosion and Fatigue of 2024-T3 Aluminum Alloy**, Corrosion Science Vol. 48 pages 3109-3122, Elsevier, 2006
- 7 K. Jones et al, **Effect of Prior Corrosion on Short Crack Behavior in 2024-T3 Aluminum Alloy**, Corrosion Science Vol. 50 pages 2588-2595, Elsevier, 2008
- 8 J. L. González, **Mecánica de Fractura**, Noriega Limusa, 2004
- 9 G. E. Dieter, **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill, 1986
- 10 NTSB, **Aircraft Accident Report--Aloha Airlines, Flight 243, Boeing 737-200, N73711, near Maui, Hawaii, April 28, 1988**, NTSB/AAR-89/03, 1998
- 11 C.R. Smith, **Tips on Fatigue**, Aeronautical Research Laboratory, Melbourne, Australia, 1963
- 12 O. S. Madrigal, **La Mecánica de Fractura Como una Herramienta Importante en el Diseño de Ingeniería**, Tesis, IPN, 2004
- 13 **ASM Handbook Volume 19 Fatigue and Fracture**, ASM International, 1992
- 14 T. L. Anderson, **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, CRC Press, 1995
- 15 M. G. Fontana, **Corrosion Engineering**, McGraw-Hill, 1987
- 16 D. G. Enos, L. L. Scribner, **The Potentiodynamic Polarization Scan, Technical Report 33**, Solartron Instruments, 1997
- 17 R. P. Gangloff, **Corrosion Fatigue Propagation in Metals**, NASA Scientific and Technical Information Center, 1990
- 18 ASM, **Handbook Volume 12 Fractography**, ASM International, 1992
- 19 J. L. González, **Apuntes de Fractografía**, 2008
- 20 Military Handbook 5, **Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures**, Department of Defense and The Federal Aviation Administration, USA 1998.

- 21 ASTM. **Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. ASTM E1823.** Annual Book of ASTM Standard, Vol. 03.01, 2003
- 22 ASTM. **Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM E647.** Annual Book of ASTM Standard, Vol. 03.01, 2003
- 23 ASTM. **Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. ASTM G1.** Annual Book of ASTM Standard, Vol. 03.02, 2003
- 24 ASTM. **Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements. ASTM G5.** Annual Book of ASTM Standard, Vol. 03.02, pages 679-706, 2003
- 25 ASTM. **Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion. ASTM G46.** Annual Book of ASTM Standard, Vol. 03.02, 2003
- 26 **Structural Repair Manual**, Boeing 737 – 700, Chapter 51, The Boeing Company.
- 27 R. L. Mott, **Diseño de elementos de máquinas**, Prentice Hall, 1992
- 28 L. P. Pook, **Metal Fatigue: What it Is, Why it Matters**, Springer, 2007
- 29 G. S. Chen, K.-C. Wan, M. Gao, R. P. Wei, T. H. Flornoy, **Transition From Pitting to Fatigue Crack Growth-Modelling of Corrosion Fatigue crack Nucleation in a 2024 – T3 Aluminum Alloy**, Material Science and Engineering, A219 pages 126-132, 1996