



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO**



**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO DOCTORADO EN
CIENCIAS EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**“RESISTENCIA EN FATIGA ULTRASÓNICA DEL INCONEL
718 UTILIZADO EN LA INDUSTRIA AERONÁUTICA”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS
EN INGENIERÍA MECÁNICA**

PRESENTA:

M. en C. MANUEL GUZMÁN TAPIA

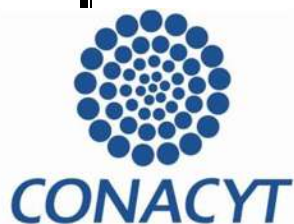
ASESOR:

DR. GONZALO M. DOMÍNGUEZ ALMARAZ

CO-ASESORA

DRA. BÁRBARA BERMÚDEZ REYES

MORELIA, MICHOACÁN, JUNIO 2019



DEDICATORIA

A mis padres:

Carmen Tapia Vences y Manuel Guzmán Tapia por todo el amor, cariño y apoyo para la culminación de esta etapa de mi vida, siempre les estaré agradecido y los llevaré en mis sentimientos y pensamientos, gracias.

A mis hermanos:

Adriana, Mauricio y Ariana por todos los momentos que pasamos juntos y los consejos brindados, así como para sus parejas: **Jesús, Gabriela y Cesar**, para mis sobrinos: **José Manuel, Natalia, Andrea, Valentina, Cesar Uriel y Ulises** para los cuales quiero servir como ejemplo positivo y son la alegría y felicidad de nuestro hogar.

A mi familia:

Padres, Hermanos, Abuelos, Tíos, Primos, Sobrinos: por ser una gran familia y por haberme enseñado los valores de una familia como es el amor, unión, trabajo y fuerza, por mostrarme que los triunfos siempre están respaldados por la familia y en los fracasos están ahí para apoyarnos y superar las adversidades y continuar con las metas personales y profesionales siempre superándonos con humildad.

Una mención especial a mis seres queridos: **Manuel Guzmán Tapia, Carmen Vences Rico, Gabino Guzmán, Clara Guzmán, Esther Guzmán, Rogelio Tapia, Liz Rangel, Carlos Maldonado, Nicolas Tapia, Evarista Tapia (†)**, saben que se les quiere y que están en nuestros corazones.

Y a toda la familia y amigos que no se encuentra en el país.

A mis amigos:

Que he tenido a lo largo de mi vida que son parte de mi vida y forman parte de lo que soy por lo que en algún momento contribuyeron con su amistad y consejos.

A mis maestros:

Dr. Gonzalo M. Domínguez Almaraz, Bárbara Bermúdez Reyes, Juan F. Soriano, Pedro Garnica, Gilberto Avalos y profesores del Posgrado en Ciencias en Ing. Mecánica de la UMSNH, por su colaboración, consejos, tiempo para compartir sus conocimientos para la elaboración de este proyecto.

Un agradecimiento especial al **M.C. Mauricio Guzmán Tapia, L.F.M. Jorge Hernández Calzada M. en C. Martin Herrejón Escutia y Giovani Delgado Sánchez** por su contribución en el proyecto.

AGRADECIMIENTOS

A mi familia por su amor, y apoyo.

A mi asesor y maestro **Dr. Gonzalo M. Domínguez Almaraz** por su paciencia, disposición, apoyo y conocimiento tanto en lo personal como en lo didáctico para la culminación de este proyecto y de mi persona.

A mis asesores y revisores **Dra. Bárbara Bermúdez Reyes, Dr. Juan F. Soriano, Pedro Garnica y Dr. Gilberto Avalos** por su apoyo, consejos, disposición y discusiones para la culminación del proyecto.

A los profesores de la **Facultad de Ingeniería mecánica de la UMSNH** en especial a **M. en C. Víctor López, M. en C. Jesús Villalón, M. en C. Ernesto Ceja, Dra. Lada Domratheva Lvova, Dr. Luis Béjar, Ing. José de Jesús Padilla, M. en I. Jesús Perea. Dr. Víctor Jiménez Macedo.**

Al **Posgrado de Metalurgia y la carrera de Ingeniería en Materiales** del **Instituto Tecnológico de Morelia, Centro de investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIA), Centro de ingeniería y desarrollo Industrial (CIDESI), Universidad Nacional Aeronáutica de Ucrania (KhAI), a la Fuerza Aérea Mexicana (FAM)** por permitirme trabajar en sus centros de investigación y lograr avances en este proyecto.

A otros profesores que me apoyaron en este proyecto como: **M. en C. Ma. Lourdes Mondragón Sánchez, Dra. Mercedes Téllez Arias, Ma. Teresita Santoyo Arreguín.**

Al **CONACYT** por la beca otorgada Durant e la realización de la maestría.

A la **Universidad Tecnológica de Morelia**, en especial a la carrera de **mantenimiento industrial** por las facilidades de instalaciones, equipo y material didáctico.

A mis compañeros que forman el equipo del **Dr. Almaraz: Mauricio Guzmán Tapia, Erasmo Correa Gómez, Ishvari Fernanda Zúñiga Tello, Alberto Gutiérrez Martínez, Julio Cesar Verduzco Juárez, Ramón Hernández Sánchez, Julio Adrián Ruiz Vílchez.**

ÍNDICE

Acta de Revisión de Tesis.....	II
Autorización de impresión de Tesis.....	III
Dedicatoria.....	IV
Agradecimientos.....	V
Índice.....	VI
Lista de figuras	IX
Lista de tablas	XIV
Nomenclatura.....	XV
Capítulo I. Introducción	1
1.1 Presentación.....	1
1.2 Resumen.....	2
1.3 Abstract	4
1.4 Antecedentes	6
1.5 Justificación.....	7
1.6 Planteamiento del Problema.....	8
1.7 Objetivos.....	9
1.7.1 Objetivo General.....	9
1.7.2 Objetivos Específicos.....	9
1.8 Hipótesis.....	10
1.9 Metodología experimental.....	10
Capítulo II. Marco Teórico.....	12
2.1 Estado del arte.....	12
2.1.1 Definición de Turbina de gas.....	14
2.1.2 Clasificación de las turbinas de gas.....	15
2.1.3 Partes principales de las turbinas de gas.....	17

2.1.4 Principales causas de fallas mecánicas en turbinas de gas.....	19
2.2 Conceptos de fatiga.....	20
2.2.1 Iniciación de grietas de fatiga.....	23
2.2.2 Régimen de fatiga	24
2.2.3 Fatiga ultrasónica o gigacíclica.....	28
2.2.4 Fatiga ultrasónica en superaleaciones de níquel.....	29
2.3 Conceptos y Clasificación de Corrosión.....	31
2.3.1 Corrosión inducida bajo esfuerzos.....	32
2.3.2 Caracterización Electroquímica.....	34
2.3.3 Pasivación.....	35
2.3.4 Técnicas Electroquímicas.....	36
2.3.5 Técnica Electroquímica de Extrapolación de Tafel.....	36
2.3.6 Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS).....	37
Referencias Bibliográficas Capítulo II.....	38
Capítulo III. Material de Estudio.....	42
3.1 Metalurgia básica del Inconel 718.....	42
3.1.1 Elementos y su rol en el Inconel 718.....	44
3.1.2. Fases del Inconel 718.....	45
3.2 Aplicaciones del Inconel 718.....	51
3.3 Tratamientos térmicos en el Inconel 718.....	53
3.4 Acero Inoxidable AISI 418.....	57
Referencias Bibliográficas Capítulo III.....	59
Capítulo VI. Metodología Experimental.....	63
4.1 Diseño de experimentos.....	63
4.2 Condiciones de resonancia y a aplicación de carga mecánica.....	64
4.2.1 Condiciones de simulación numérica.....	66

4.3 Preparación de Muestras.....	70
4.4 Tratamientos térmicos del Inconel 718.....	74
4.5 Maquinado del Inconel 718.....	76
4.6 Equipos de Caracterización Microestructural.....	79
4.7 Pruebas de corrosión.....	84
4.7.1 Equipo de Caracterización Electroquímica.....	85
4.8 Máquina de ensayos de fatiga ultrasónica.....	86
Referencias Bibliográficas Capítulo IV.....	89
Capítulo V. Resultados y Análisis de Resultados.....	91
5.1 Resultados y análisis de resultados de simulación numérica.....	91
5.1.1 Resultados del análisis modal estático.....	91
5.2 Resultados y análisis de resultados de Microscopía Óptica.....	93
5.2.1 Resultados de Microscopía Óptica del I-718 (recocido).....	93
5.2.2 Resultados de Microscopía Óptica del I-718 (solubilizado).....	94
5.2.3 Resultados de Microscopía Óptica del I-718 (doble envejecido).....	95
5.2.4 Resultados de Microscopía Óptica del AISI 418.....	95
5.3 Resultados y Análisis de resultados de EDS por MEB.....	96
5.3.1 Resultados de EDS de MEB del I-718 (recocido).....	96
5.3.2 Resultados de EDS de MEB del I-718 (solubilizado).....	98
5.3.3 Resultados de EDS de MEB del I-718 (doble envejecido).....	99
5.3.4 Resultados de EDS de MEB del AISI 418.....	100
5.4 Resultados y Análisis de resultados de MEB.....	101
5.4.1 Resultados de MEB del I-718 (recocido).....	101
5.4.2 Resultados de MEB del I-718 (solubilizado).....	102
5.4.3 Resultados de MEB del I-718 (doble envejecido).....	103
5.4.4 Resultados de MEB del AISI 418.....	104
5.5 Resultados y Análisis de resultados de dureza y microdureza.....	104
5.5.1 Resultados de dureza y microdureza del I-718.....	104

5.5.2 Resultados de dureza y microdureza del AISI 418.....	105
5.6 Resultados y Análisis de resultados de corrosión.....	106
5.6.1 Resultados de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica del AISI 418 y del I-718.....	106
5.6.2 Resultados de Circuitos Eléctricos Equivalentes del AISI 418 y del I- 718.....	107
5.6.3 Resultados de Curvas de polarización de Tafel del AISI 418 y del I- 718.....	108
5.7 Resultados de Resistencia a la Fatiga del I-718 con y sin pre-corrosión.....	110
5.7.1 Resultados de Fatiga Ultrasónica del I-718 (sin pre-corrosión).....	110
5.7.2 resultados de Fatiga Ultrasónica del I-718 (con pre-corrosión).....	114
5.8 Resultados de Superficie de fractura del I-718 con y sin pre-corrosión.....	120
5.8.1 Resultados de superficie de fractura del I-718 (sin pre-corrosión).....	120
Referencias Bibliográficas Capítulo V.....	125
Conclusiones.....	127
Apéndice A. CVU Grados, información de congresos.....	130
Apéndice B. Estancias nacionales e internacionales.....	140
Apéndice C. Capítulo de libro.....	144
Apéndice D. Artículos.....	149

LISTA DE FIGURAS

Capítulo II. Marco Teórico

Figura 2.1. Exportaciones aeroespaciales de México.....	12
Figura 2.2. Diagrama del funcionamiento de una turbina de gas.....	14
Figura 2.3. Tipos de turbinas y sus componentes.....	16
Figura 2.4. Distribución típica de superaleaciones en un “Jet Engine”.....	19

Figura 2.5. Diagrama típico de los modos de falla en un motor a reacción.....	20
Figura 2.6. Curva típica de vida en fatiga S-N (Esfuerzo-Número de ciclos).....	22
Figura 2.7. Superficie característica de una fractura por fatiga.....	23
Figura 2.8.a) Superficie de fractura de la aleación Ti-6Al-4V.....	24
Figura 2.8.b) Sitios de iniciación de grietas.....	24
Figura 2.9. Diagrama de la vida en fatiga en bajo, alto y muy alto número de ciclos.....	25
Figura 2.10. Curva S-N de fatiga según la norma ASTM 2003/E468-90.....	27
Figura 2.11. Vida en fatiga de algunos componentes de sus respectivas industrias.....	28
Figura 2.12. Curvas S-N del I-718 a temperatura ambiente, 195000 Hz y R=-1.....	30
Figura 2.13. Curva S-N del I-718 a temperatura ambiente, 52.5 Hz y R=-1.....	30
Figura 2.14. Curvas S-N del I-718 a temperatura ambiente, R=-1, 20 KHz y 52.5 Hz.....	31
Figura 2.15. Componentes de una celda electroquímica.....	35
Figura 2.16. Diagrama de Tafel y su estructura.....	36
Figura 2.17. Diagrama de Nyquist de un sistema con dos semicírculos.....	37
Figura 2.18. Circuitos eléctricos equivalentes de un sistema con 2 semicírculos.....	38

Capítulo III. Material de Estudio.

Figura 3.1. Rol que desempeñan los elementos del Inconel 718.....	43
Figura 3.2. Estructura cristalina FCC de la fase γ	45
Figura 3.3. Diagrama de la fase ternaria Ni-Al-Ti.....	46
Figura 3.4. Arreglo cristalino FCC de la fase γ	46
Figura 3.5. Estructura cristalina TCB de la fase cristalina γ ”.....	47
Figura 3.6. Estructura cristalina OCC de la fase cristalina δ	47
Figura 3.7. Fallas en la 1ra sección de alabes en las turbinas de gas.....	53
Figura 3.8. Diagrama TTT del Inconel 718.....	54
Figura 3.9. Diagrama de solubilizado y doble envejecido del Inconel 718.....	55

Figura 3.10. Ensamble de un compresor de una turbina de gas.....	57
Figura 3.11. a) Disco y alabe de la turbina J33-Allison.....	58
Figura 3.11. b) Número de parte del alabe.....	58

Capitulo IV. Metodología Experimental

Figura 4.1. Diagrama de flujo del diseño de experimentos.....	63
Figura 4.2. Balanza de precisión y Vernier.....	65
Figura 4.3. Pantalla principal del software ANSYS.....	66
Figura 4.4. Selección del análisis estructural.....	67
Figura 4.5. Selección del tipo de elemento.....	67
Figura 4.6. Selección de las propiedades mecánicas del material.....	68
Figura 4.7. Perfil de la probeta.....	68
Figura 4.8. Selección del tipo de análisis modal.....	69
Figura 4.9. Selección del modo de extracción y el número de soluciones.....	69
Figura 4.10. Corte de segmento del Inconel 718.....	72
Figura 4.11. Equipo y condiciones utilizados para el montaje de muestra.....	72
Figura 4.12. Equipo para el desbaste y pulido.....	73
Figura 4.13. Ataque del Inconel 718.....	74
Figura 4.14. Monitoreo de temperatura de los tratamientos térmicos.....	75
Figura 4.15. a) Diagrama del tratamiento térmico de solubilizado.....	76
Figura 4.15. b) Diagrama del tratamiento térmico de doble envejecido del I-718.....	76
Figura 4.16 Torno CNC marca Sherline.....	77
Figura 4.17. Machuelado de la probeta.....	77
Figura 4.18. Torno de control numérico computarizado.....	78
Figura 4.19. a) Enfriamiento de la probeta.....	78
Figura 4.19. b) Imagen termográfica del maquinado.....	78
Figura 4.20. Termografía de una prueba preliminar de fatiga ultrasónica.....	79
Figura 4.21. Partes de un microscopio metalográfico.....	80
Figura 4.22. Microscopio electrónica de barrido.....	82

Figura 4.23. Equipo de medición de dureza y microdureza.....	83
Figura 4.24. Preparación de 3.5 % NaCl wt.....	84
Figura 4.25. Calibración del pHmetro.....	85
Figura 4.26. a) Equipo de caracterización electroquímica.....	86
Figura 4.26. b) Celda de carga para ensayos EIE y Tafel.....	86
Figura 4.26. c) Muestras del I-718 y AISI 418.....	86
Figura 4.27. Diagrama del funcionamiento de la máquina de fatiga ultrasónica.....	87
Figura 4.28. Resonancia y desplazamiento.....	88

Capítulo VI. Resultados y Análisis de Resultados

Figura 5.1. Análisis modal del I-718 para determinar las dimensiones de la probeta.....	91
Figura 5.2. Imagen de los esfuerzos Von Mises a 13 μm de desplazamiento.....	92
Figura 5.3. Gráfica de desplazamiento y esfuerzos del I-718 bajo condiciones de resonancia.....	93
Figura 5.4. Probeta original antes de ser atacada químicamente.....	94
Figura 5.5. Probeta del I-718 atacada 90 segundos 1000x.....	94
Figura 5.6. Metalografía del I-718 después del tratamiento de doble envejecido.....	95
Figura 5.7. a) Metalografía por MO del AISI 418.....	96
Figura 5.7. b) Imagen del AISI 418 (microestructura inferior).....	96
Figura 5.8. EDS del I-718.....	97
Figura 5.9. EDS de un carburo de niobio.....	98
Figura 5.10. EDS de un boruro de niobio.....	99
Figura 5.11. EDS de la matriz del I-718.....	100
Figura 5.12. EDS del AISI 418.....	101
Figura 5.13. a) Metalografía del I-718 con presencia de carburos de niobio y fase delta.....	102
Figura 5.13. b) Fase delta distribuida dentro y en los límites de grano.....	102

Figura 5.14. a) y b) Metalografía después del tratamiento térmico de solubilizado donde ya no se presenta la fase delta.....	103
Figura 5.15. Formación de maclas en el tratamiento térmico de doble envejecido.	103
Figura 5.16. a) y b) Metalografías del AISI 418 a diferentes magnificaciones.....	104
Figura 5.17. a) Diagrama de Nyquist del AISI 418.....	107
Figura 5.17. b) Diagrama de Nyquist del AISI 418 inmerso 30 días en NaCl 3.5 % wt.....	107
Figura 5.17. c) Diagrama de Nyquist del I-718.....	107
Figura 5.18. a) Circuito eléctrico equivalente del AISI 418.....	108
Figura 5.18. b) Circuito eléctrico equivalente del AISI 418 inmerso 30 días en NaCl 3.5 % wt.....	108
Figura 5.18. c) Circuito eléctrico equivalente del I-718.....	108
Figura 5.19. a) Curvas de Tafel del AISI 418.....	110
Figura 5.19. b) Curvas de Tafel del AISI 418 inmerso 30 días en NaCl 3.5 % wt.....	110
Figura 5.19. c) Curvas de Tafel del I-718.....	110
Figura 5.20. Imágenes termográficas durante el ensayo de una probeta sin pre-corrosión del I-718.....	112
Figura 5.21. Gráfica experimental de Wöhler de la resistencia en fatiga ultrasónica del I-718.....	112
Figura 5.22. Gráficas de Wöhler de la resistencia en fatiga ultrasónica del I-718 de otros investigadores.....	113
Figura 5.23. Curvas de Wöhler de resultados en resistencia en fatiga ultrasónica y convencional del I-718 (R= -1), a temperatura ambiente.....	114
Figura 5.24. Pre-corrosión de las probetas del I-718.....	116
Figura 5.25. Pesaje de las probetas antes y después de estar Inmersas en la solución de NaCl.....	116
Figura 5.26. Preparación de las probetas para visualización en MEB.....	117
Figura 5.27. a) y b) Superficie del I-718 después de la pre-corrosión observada mediante MEB.....	117
Figura 5.28. Productos de corrosión observados en la superficie del I-718.....	118

Figura 5.29. a) Gráfica de los ensayos con pre-corrosión obtenidos en este trabajo del I-718.....	119
Figura 5.29. b) Comparativo de resultados con y sin pre-corrosión del I-718, obtenidos en este trabajo.....	119
Figura 5.30. a) Superficie de fractura sin pre-corrosión 746 MPa.....	120
Figura 5.30. b) Superficie de fractura sin pre-corrosión 667 MPa.....	120
Figura 5.30. c) Superficie de fractura sin pre-corrosión 589 MPa.....	120
Figura 5.30. d) Superficie de fractura sin pre-corrosión 511 MPa.....	120
Figura 5.31. a) Superficie de fractura con pre-corrosión 746 MPa.....	121
Figura 5.31. b) Superficie de fractura con pre-corrosión 667 MPa.....	121
Figura 5.31. c) Superficie de fractura con pre-corrosión 589 MPa.....	121
Figura 5.31. d) Superficie de fractura con pre-corrosión 511 MPa.....	121
Figura 5.32. a) Microestrías del I-718 sin pre-corrosión 746 MPa.....	122
Figura 5.32. b) Micropicaduras del I-718 con pre-corrosión 746 MPa.....	122
Figura 5.33. a) Fractografía de las diferentes zonas de la superficie de fractura del I-718 a 746 MPa.....	122
Figura 5.33. b) Fractografía de las diferentes zonas de la superficie de fractura del I-718 a 667 MPa.....	122
Figura 5.34. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 746 MPa con pre-corrosión.....	123
Figura 5.35. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 667 MPa con pre-corrosión.....	124
Figura 5.36. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 589 MPa con pre-corrosión.....	124
Figura 5.37. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 511 MPa con pre-corrosión.....	125

LISTA DE TABLAS

Tabla 3.1. Rol de los elementos en el Inconel 718.....	43
Tabla 3.2. Fases, estructuras cristalinas y constituyentes de los elementos en el Inconel 718.....	48
Tabla 3.3. Composición química de los aceros inoxidables martensíticos.....	57
Tabla 3.4. Similitudes del AISI 418 con el Inconel 718.....	58
Tabla 4.1. Propiedades mecánicas del Inconel 718 para la simulación numérica.....	65
Tabla 5.1. Composición química del Inconel 718 (wt%), según Megamex.....	96
Tabla 5.2. Composición química del AISI 418 (wt%).....	100
Tabla 5.3. Resultados de Microdureza Vickers y Dureza Rockwell A, B y C del I-718.....	104
Tabla 5.4. Resultados de Microdureza Vickers y Dureza Rockwell A, B y C del AISI 418.....	105
Tabla 5.5. Resultados de las curvas de polarización de Tafel del AISI 418 y del I-718.....	109
Tabla 5.6. Condiciones de los ensayos de fatiga ultrasónica a temperatura y humedad ambiente.....	111
Tabla 5.7. Condiciones de los ensayos de fatiga ultrasónica con pre-corrosión y a temperatura ambiente.....	119

NOMENCLATURA

I-718	Inconel 718
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy (por sus siglas en ingles)
KHz	Kilo Hertz
AMS-5663	Norma de la <i>Aerospace Materials Standard</i>
MPa	Mega Pascales
ESA	European Space Agency (por sus siglas en ingles)

NaCl	Cloruro de Sodio
% wt	Porcentaje en peso
S-N	Esfuerzos-Número de Ciclos
HCF	High Cycle Fatigue (por sus siglas en ingles)
VHCF	Very High Cycle Fatigue (por sus siglas en ingles)
Ni	Níquel
AISI	American Iron Steel Institute (por sus siglas en ingles)
CNC	Control Numérico por Computadora
MO	Microscopia Óptica
RA, RB, RC	Rockwell A, Rockwell B y Rockwell C
MV	Microdureza Vickers
R	Coeficiente de relación entre los esfuerzos máximos y mínimos.
σ_a	Amplitud de esfuerzos
σ_m	Esfuerzo promedio
σ_{min}	Esfuerzo mínimo
σ_{max}	Esfuerzo máximo
LCF	Low Cycle Fatigue (por sus siglas en ingles)
Hz	Hertz
Ni-Fe	Níquel-Hierro
SCC	Stress Corrosion Cracking (por sus siglas en ingles)
Ni-Co	Níquel-Cobalto
Na ₂ So ₄	Sulfato de Sodio
V ₂ O ₅	Pentóxido de Vanadio
Cr ₂ O ₃	Óxido de Cromo
CA	Corriente Alterna
I	Intensidad de Corriente
R	Resistencia
C	Capacitancia
L	Inductancia
FCC	Face Centered Cubic (por sus siglas en ingles)

BCC	Body Centered Cubic (por sus siglas en ingles)
HCP	Hexagonal Closed Packed (por sus siglas en ingles)
BCT	Body Centered Tetragonal (por sus siglas en ingles)
MC	Carbides Metallic (por sus siglas en ingles)
Nb	Niobio
γ	Fase gamma (Ni o Cr)
Cr	Cromo
γ'	Fase gamma prima (Ni_3Al , Ni_3Ti)
Al	Aluminio
Ti	Titanio
γ''	Fase gamma biprima (Ni_3Nb)
δ	Fase delta (Ni_3Nb)
FCO	Face Centered Orthorhombic (por sus siglas en ingles)
RPM	Revoluciones por minuto
TTT	Time, Temperature and Transformation (por sus siglas en ingles)
AMS 5662	Norma de la <i>Aerospace Materials Standard</i>
Pa	Pascales
μm	Micras
CuSo_4	Sulfato de Cobre
ml	Mililitros
HCl	Ácido Clorhídrico
H_2O_2	(agua oxigenada)
pH	Medida del grado de acidez o basicidad de una solución acuosa
EIS	Electrochemical Impedance Spectroscopy (por sus siglas en ingles)
δ	Densidad
E	Modulo de Young
ν	Coeficiente de Poisson
ϵ	Deformación

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

1.1 PRESENTACIÓN

Este trabajo de tesis doctoral, está dividido en 7 secciones, 6 capítulos y apéndices:

- 1) En el primero se encuentra la introducción, resumen, abstract, antecedentes, justificación, planteamiento del problema, objetivos, hipótesis y metodología experimental.
- 2) El segundo capítulo muestra la revisión de conceptos y definiciones generales del proyecto como son: turbinas de gas (definición, funcionamiento, partes que la componen, materiales con que se fabrican, causas de fallas), fatiga (definición, tipos de fatiga, causas que la provocan, etc.), corrosión (concepto, tipos de corrosión, agentes corrosivos, fallas por corrosión, etc.).
- 3) En el tercer capítulo, se describe con detalle los materiales de estudio: Inconel 718 y el acero inoxidable AISI 418 (definición, composición química, propiedades mecánicas, etc.).
- 4) En el cuarto capítulo, se presentan con detalle la metodología experimental que se llevó a cabo durante el presente proyecto de Tesis Doctoral, donde se describe la caracterización microestructural, los tratamientos térmicos, el maquinado de las probetas, la pre-corrosión, caracterización electroquímica, equipos de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y fatiga ultrasónica.
- 5) En el capítulo quinto se muestran los resultados obtenidos, el análisis y discusión de estos, así como los efectos y ventajas de la experimentación realizada.
- 6) Finalmente en el capítulo 6, se presentan las conclusiones obtenidas de este trabajo de tesis.
- 7) Después de las conclusiones se presentan los apéndices con las constancias y certificados de la divulgación de trabajos en congresos, seminarios, simposios, etc; así como la movilidad en estancias tanto nacionales como internacionales, capítulo de libro y los artículos publicados.

1.2 RESUMEN.

El Inconel 718 (I-718) es una superaleación base Ni, también conocida como aleación base Ni-Fe, la cual ha sido desarrollada como material estructural en las secciones de alta temperatura de los motores a reacción de los aviones, como son: discos, álabes, componentes del compresor, etc.; debido a sus excelentes propiedades mecánicas a altas temperaturas y en ambientes corrosivos.

Para el material recibido, se llevaron a cabo la caracterización microestructural del material comprendiendo: análisis EDS, pruebas de dureza y microdureza. Posteriormente se realizaron los tratamientos térmicos de solubilizado y doble envejecido. El primer tratamiento térmico fue el de solubilizado, el cual no está estandarizado y varía entre: temperatura, tiempo y medio de temple, con el fin de proponer un tratamiento térmico de solubilizado que mejore las propiedades mecánicas de este material. El primer tratamiento térmico fue el de solubilizado a 1078° C/1 hr y templado en agua; este tratamiento ayudó a disminuir la dureza del material y facilitar el maquinado de las probetas.

Las dimensiones de las probetas de ensayo se obtuvieron mediante la simulación numérica, usando el programa de elemento finito en la plataforma ANSYS 17. Este análisis modal permite obtener la frecuencia natural de oscilación en dirección longitudinal de la probeta, la cual debe ajustarse a la frecuencia de excitación de 20 KHz, para cumplir la condición de resonancia en la modalidad de fatiga ultrasónica. Después de ajustar las dimensiones de la probeta a la condición de resonancia y proceder al maquinado, se realiza el segundo tratamiento térmico de doble envejecido, el cual se llevó desde la temperatura ambiente hasta 720° C, y se mantiene por 8 horas a esta temperatura. Posteriormente, se enfría dentro del horno partiendo de 720° C hasta llegar a 620° C en 1 hora, y manteniéndose por 8 hrs a esta última temperatura. Una vez terminado la estancia de 8 horas, se temple en aire a temperatura ambiente. Al final de estos tratamientos térmicos, la dureza obtenida resulta dentro de la norma AMS-5663 (*Aerospace Materials Standards*), la cual indica que no debe rebasar los 40 Rockwell C.

Para conocer la vida en fatiga en muy alto número de ciclos de este material con y sin corrosión, se realizaron pruebas de fatiga ultrasónica con una relación de carga $R=-1$. Las pruebas de fatiga ultrasónica del I-718, revelan que en la zona de más alto nivel de carga (750 MPa) se obtuvo una resistencia a la fatiga ultrasónica superior con un factor de 10, respecto a la resistencia declarada en trabajos de otros investigadores. Por otra parte, los resultados plasmados en esta memoria de tesis demuestran que el material presenta falla por fractura a relativamente bajos niveles de carga (510 MPa) con vidas en fatiga comprendidas entre 10^8 y 10^9 ciclos. Este aumento en resistencia en fatiga ultrasónica puede ser atribuido a los tratamientos térmicos a los que se llevó el material. La falla por fractura de la bibliografía estudiada, se presenta en 10^6 ciclos para el caso de altos niveles de carga (700 MPa); mientras que para los bajos niveles de carga (540 MPa) los resultados presentados muestran un comportamiento de vida infinita.

Por otro lado, se llevó la pre-corrosión del I-718 modificando la norma de la agencia espacial europea ESA (ESA *ECSS-Q-ST-70-37C*), donde se dejan inmersas las probetas por 30 días en solución de NaCl 3.5% wt. Terminado este tiempo se llevaron a cabo los ensayos de fatiga ultrasónica, mostrando una disminución sensible de la resistencia a la fatiga de esta aleación. Finalmente, las superficies de fractura fueron analizadas por MEB, para determinar las causas que provocaron la falla del material.

Palabras Clave: Fatiga Ultrasónica, Inconel 718, Caracterización Microestructural, Análisis Modal, Pre-corrosión con NaCl 3.5% wt.

1.3 ABSTRACT

Inconel 718 (I-718) is a Ni-based superalloy, also is commonly known as Ni-Fe based, has been developed as a structural material in hot sections of aircraft jet engines, such as discs, blades, compressor components, etc. due of its excellent mechanical properties at high temperatures and in corrosive environments.

The microstructural characterization of the material (EDS, hardness and microhardness tests) on the specimens upon receipt was performed. alternatively, the heating treatments of solid solution and double aging were carried out. The first heating treatment was solid solution, which is not standardized and varies between: temperature, time and quenching medium, in order to propose a solid solution heating treatment that improves the mechanical properties of this material. The first heating treatment of solid solution was carried out at 1078 ° C / 1 hr and water quenching; this solid solution heating treatment reduced the hardness of the material and facilitated the machining of the specimens.

Testing specimens' dimensions were obtained by numerical simulation, using the finite element program on the ANSYS 17 platform. This modal analysis allows to obtain the natural frequency of oscillation in the longitudinal direction of the specimen, which must be adjusted to the frequency of excitation of 20 KHz, to fulfill the condition of resonance in fatigue mode. After adjusting the specimen dimensions to the resonance condition, the second heating treatment of double aging was carried out which was brought from the room temperature to 720 ° C, and maintained for 8 hours at this temperature. Subsequently, it is cooled inside the furnace starting at 720° C until it reached 620° C in 1 hour, and remaining for 8 hours at this last temperature. Once the 8-hours stay is finished, it is quenched in air at room temperature. At the end of these heating treatments, the hardness obtained is within the AMS-5663 norm (Aerospace Materials Standards), which indicates that it should not exceed 40 RC.

To know the life in fatigue in very high number of cycles of this material with and without corrosion, ultrasonic fatigue tests were performed with a load ratio $R=-1$. Ultrasonic fatigue tests of I-718, revealed that in the area of highest level of load (750

MPa) an upper ultrasonic fatigue resistance was obtained with a factor of 10, with respect to the resistance declared in previous works.

On the other hand, the results obtained in this dissertation report demonstrate that the material presents fracture failure at relatively low load levels (510 MPa) with fatigue lives between 10^8 and 10^9 cycles. This increase in resistance in ultrasonic fatigue can be attributed to the heating treatments to which the material was taken. The fracture failure of the referred literature is presented in 106 cycles for the case of high load levels (700 MPa); while for the low load levels (540 MPa) the results presented show an infinite life behavior.

On the other hand, the pre-corrosion of I-718 was carried out modifying the norm of the European Space Agency ESA (ESA ECSS-Q-ST-70-37C), where the specimens are immersed for 30 days in a solution of 3.5 NaCl% wt. At the end of this time, the ultrasonic fatigue tests were carried out, showing a significant decrease in the fatigue resistance of this alloy. Finally, the fracture surfaces were analyzed by SEM, to determine the causes that caused the failure of the material.

Keywords: Ultrasonic Fatigue, Inconel 718, Microstructural Characterization, Heating Treatments, Modal Analysis, Pre-corrosion with NaCl 3.5% wt.

1.4 ANTECEDENTES

En la Facultad de Ingeniería Mecánica (FIM), de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (U.M.S.N.H.), se han realizado ensayos sobre la resistencia a la fatiga ultrasónica de diferentes materiales industriales (aleaciones de aluminio, aceros, aleaciones de titanio, polímeros, etc.), para determinar la vida útil de estos materiales a ciertos niveles de carga. Algunos de estos ensayos han sido sometidos a ciertos agentes corrosivos para corroborar la vida en fatiga con ataque de pre-corrosión. Las gráficas de esfuerzos vs número de ciclos (S-N) han contribuido a la comprensión de la vida en fatiga de estos materiales.

En el presente trabajo se abordó en específico la resistencia a la fatiga de la superaleación base Níquel Inconel 718 (I-718) con y sin pre-corrosión, el cual es utilizado en la industria aeronáutica. El propósito principal de este trabajo de Tesis Doctoral, es el de estudiar la resistencia a la fatiga ultrasónica de este material con y sin pre-corrosión; además de definir algunos de los efectos de los tratamientos térmicos en la resistencia a la fatiga y como aumenta o disminuye la vida en fatiga de este material sometido a ataques de pre-corrosión.

1.5 JUSTIFICACIÓN

La importancia de este proyecto se sustenta en la poca información en México que se tiene en el análisis de fractura de fallas mecánicas causados por fatiga en la superaleación INCONEL 718, utilizada en la industria aeronáutica; esta industria ha tenido un crecimiento significativo en México de aproximadamente 17% anual desde 2004.

Esta aleación se utiliza especialmente en componentes y partes de motores y turbinas; lo que implica un alto costo en la fabricación, maquinado y reparación de estos componentes, así como el análisis de las causas que originan las fallas.

Una búsqueda bibliográfica exhaustiva de fallas por fatiga ultrasónica y convencional del INCONEL 718, mostró que son muy reducidos incluso inexistentes los resultados de investigación en nuestro país relacionadas con las fallas causadas por fatiga en estos materiales.

Es por estas razones que resulta de particular interés incursionar en este campo relativamente inexplorado y prometedor para adelantar en la comprensión del comportamiento en fatiga ultrasónica, de esta superaleación base níquel con y sin pre-corrosión.

1.6 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Una gran cantidad de investigaciones en el mundo se han dedicado a realizar estudios de la resistencia a la fatiga de materiales de diferentes tipos: metálicos, polímeros, compuestos, etc. Bajo el rango de bajo número de ciclos ($< 10^5$ ciclos) y en el rango de fatiga convencional o fatiga megacíclica, también conocida fatiga a gran número de ciclos (HCF, High Cycle Fatigue por sus siglas en inglés, $10^6 - 10^7$ ciclos). Adicionalmente, desde aproximadamente 40 años, los investigadores se han interesado en investigar la vida en fatiga de los materiales metálicos: puros, aleaciones y superaleaciones bajo muy alto número de ciclos, también conocido como: régimen gigacíclico o ultrasónica (VHCF, Very High Cycle Fatigue por sus siglas en inglés, $> 10^7$ ciclos).

El conocimiento en fatiga en el rango gigacíclico o ultrasónico es reciente, pero la importancia primordial es en el área de diseño, ya que muchos componentes están sometidos en el rango de fatiga megacíclica y/o gigacíclica como son: motores de combustión interna de automóviles y maquinaria pesada, componentes de trenes de alta velocidad, industria petroquímica, componentes de las secciones de turbinas y motores aeronáuticos, sistemas de propulsión de cohetes y transbordadores aeroespaciales, etc.

Uno de los materiales que se utilizan intensivamente en la industria aeronáutica es el Inconel 718, una aleación de base Níquel con buenas propiedades mecánicas como son: resistencia a la fatiga y termofluencia, a altas temperaturas y ambientes corrosivos. Esta superaleación es un material de alta tecnología ya que, desde su aparición, ha tenido mejoras desde su fabricación como es: microestructura, elementos aleantes, tratamientos térmicos, recubrimientos. Estas mejoras han contribuido a una mayor resistencia y vida útil del material en las condiciones de operación en servicio. Por lo tanto, su estudio es de particular importancia tanto científica, tecnología, económica y de seguridad para determinar su vida útil en condiciones de operación. El estudio del Inconel 718 se abordará con material y equipo diseñado y patentado en la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad Michoacana.

1.7 OBJETIVOS

1.7.1 OBJETIVO GENERAL

Determinar la resistencia a la fatiga ultrasónica a partir de los resultados experimentales obtenidos en la superaleación INCONEL 718 con y sin pre-corrosión, utilizada en la industria aeronáutica y, adicionalmente establecer las posibles causas de fallas en este material.

1.7.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Simular numéricamente las veces necesarias (análisis modal y aplicación de carga mecánica), para la puesta en marcha de los ensayos experimentales del I-718.
2. Caracterizar microestructuralmente el I-718 y el acero inoxidable AISI 418 para determinar su composición química, dureza y tipo de microestructura de los diferentes tratamientos térmicos a los que se sometieron.
3. Ensayar en la máquina de fatiga ultrasónica el I-718 a partir de la calibración de la máquina de fatiga ultrasónica.
4. Realizar ensayos de fatiga en esta superaleación sometida a procesos de pre-corrosión las probetas del I-718, representativos de su uso industrial y realizar la caracterización electroquímica de los materiales estudiados.
5. Analizar vía microscopía electrónica de barrido las superficies de fractura, para establecer posibles causas de falla en la aleación I-718.
6. Analizar los resultados para obtener conclusiones y elaborar una base de datos técnicos-experimentales relacionados con la resistencia a la fatiga del I-718, bajo las diferentes condiciones de ensayo así mismo obtener los resultados de caracterización electroquímica del I-718 y del acero inoxidable AISI 418.

1.8 HIPOTESIS

Es posible obtener resultados de resistencia a la fatiga en alto número de ciclos del I-718 con y sin pre-corrosión, mediante el uso de la máquina de fatiga ultrasónica diseñada, construida y patentada en la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UMSNH. También es posible establecer algunas causas de fallas a partir del análisis de las superficies de fractura, vía microscopía electrónica de barrido.

1.9 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

La metodología experimental para el desarrollo de este proyecto de Tesis Doctoral se clasifica en las siguientes etapas:

I) **Revisión Bibliográfica.** Se analizaron las diferentes investigaciones relacionadas con el I-718, bajo ensayos de fatiga convencional y ultrasónica, caracterización microestructural, corrosión y otros temas relacionados con esta tesis.

II) **Simulación numérica y obtención del material.** Se obtuvieron las dimensiones de las probetas mediante simulación numérica por elementos finitos (ANSYS), mediante el análisis modal, para verificar la condición de resonancia y obtener la frecuencia natural de oscilación longitudinal de las probetas I-718. Los especímenes de prueba presentan la forma típica de reloj de arena y su frecuencia natural de oscilación cercana a la frecuencia de excitación de la máquina ultrasónica (20 KHz). Una vez obtenido las dimensiones de las probetas de I-718 se cotizó y se compró el material en la empresa MEGA-MEX, la cual se encuentra en el estado de Texas (USA).

III) **Caracterización microestructural, tratamientos térmicos y maquinado.** Al recibir el material se caracterizó el material, con el objetivo de verificar la calidad del I-718. Posteriormente se realiza el tratamiento térmico de solubilizado con el fin de reducir la dureza del material y facilitar su maquinado, el cual se llevó en un torno CNC

y fue monitoreado por medio de una cámara termográfica. Después de obtener la forma de reloj de arena se realizó el tratamiento térmico de doble envejecido, para obtener la dureza según la norma AMS 5663. Al finalizar cada tratamiento térmico se realizaron la respectiva caracterización microestructural por medio de: Microscopía óptica (MO), Microscopía electrónica de barrido (MEB), Dureza (RA, RB y RC) y microdureza Vickers (MV). La caracterización microestructural se realiza tanto para el I-718 como para el acero inoxidable AISI 418.

IV) **Experimentación.** Se determinó el rango de aplicación de carga en la máquina de fatiga ultrasónica. Se calibró esta máquina de acuerdo al voltaje y desplazamiento de la probeta. Los ensayos de fatiga para todas las probetas del I-718 se llevaron a cabo con la relación de carga $R=-1$, a temperatura ambiente y sometidas a esfuerzos de 746, 667, 589 y 511 MPa. Para los ensayos de pre-corrosión de las probetas del I-718, éstas se dejaron inmersas por 30 días en una solución de 3.5 % de NaCl (w.t.), y se realizaron la caracterización electroquímica del I-718 y el acero inoxidable AISI 418.

V) **Análisis de resultados y conclusiones.** Una vez realizados los ensayos de fatiga ultrasónica se elaboran las gráficas de esfuerzos número de ciclos (S-N) con el fin de observar el comportamiento en la gráfica de Wöhler. También, se observaron las superficies de fractura de las probetas, con el objeto de establecer las posibles causas de falla en el material ensayado.

CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO.

2.1 ESTADO DEL ARTE.

El sector aeronáutico es estratégico para el desarrollo de México y ha mantenido un crecimiento sostenido del en los últimos 15 años. Esta industria emplea alrededor de treinta mil personas en más de 330 empresas. El crecimiento de la industria aeroespacial mexicana es el resultado de los trabajos coordinados por la industria, universidades y el gobierno (triple hélice), en el plan nacional de vuelo 2014 [1] se exponen resultados de proyectos, líneas de acción, análisis sobre las tendencias globales del sector aeroespacial y de defensa, con énfasis en México, debido a que se ha consolidado como un líder global en el sector aeroespacial, teniendo un crecimiento anual del 17.2% desde el 2004. Actualmente hay entidades de apoyo, donde la mayoría tienen certificaciones AS9100 (Sistema de gestión de calidad para la industria Aeroespacial perteneciente a la SAE) y NADCAP (National Aerospace & Defense Contractors Accreditation Program por sus siglas en inglés); este es un programa principal Internacional que permite modelos de consenso rentables en la gestión de productos y procesos que garantizan mejoras continuas, utilizados en empresas como: Bombardier, Grupo Safran, General Electric, Honeywell, Eurocopter, etc. México forma parte de tres de los cuatro regímenes principales de control de exportaciones: Wassenaar, Grupo de suministradores nucleares (2012), y grupo Australia (2013), en el año 2014 nuestro país exportó 6,366 millones de dólares, figura 2.1.

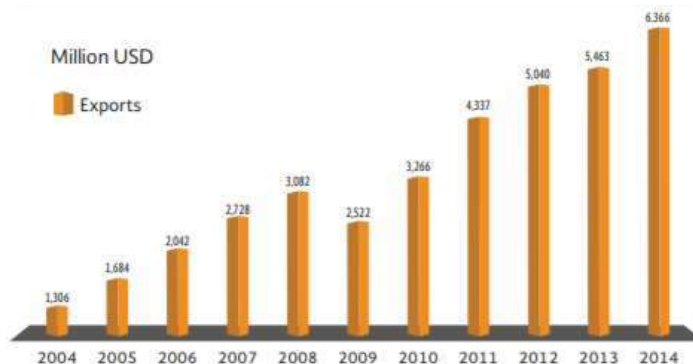


Figura 2.1. Exportaciones aeroespaciales de México [1].

Actualmente la tendencia global en materia de aeroespacial tiene una perspectiva principalmente en los sectores: social, tecnológico, económico, ambiental y político-legal. De las cuales destacan:

- 1) Motores. Principalmente para el ahorro de combustible y reducción de huella de carbono.
- 2) Nuevos materiales. Aeronaves más silenciosas, ligeras y limpias. Entre los materiales están: superaleaciones, nanocompuestos, el retorno del aluminio en aleaciones mejoradas de aluminio y litio que pueden reducir el peso de la aeronave entre un 3-6%, etc. [1].

Además, existen centros de investigación que dan soporte a sectores industriales, donde el área de aeroespacial tiene una posición relevante y buscan desarrollar laboratorios y programas de certificación, algunos de estos centros son: CIDESI, CIDETEQ, CENAM, CIATEQ, CINVESTAV, CIMAV, RIIAQ, CIIIA de LA UANL y CENTA. Un proyecto gestionado por CIATEQ tiene como línea de acción la consolidación y equipamiento de un laboratorio de pruebas aeronáuticas, donde se adquirieron equipos para pruebas de fatiga a bajos ciclos y altas temperaturas, orientados a las necesidades requeridas por el sector aeronáutico [1].

Adicionalmente es importante mencionar que la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UMSNH, se han venido desarrollando desde el año 2009 dos máquinas de fatiga: 1) Flexión rotativa, 2) Fatiga ultrasónica, ambas patentadas en 2010 y 2014 respectivamente. Respecto de la máquina de fatiga ultrasónica, esta es única en América Latina, y su costo de desarrollo representa aproximadamente 1/8 parte del costo de máquinas comerciales disponibles en el mercado mundial.

Las fallas por fractura asociadas a la sollicitación de cargas oscilantes (fatiga mecánica) en componentes y en sistemas mecánicos industriales, constituyen actualmente un factor de importancia tecnológica, económica y de seguridad [2].

Estimaciones sobre las pérdidas económicas en un país de referencia como los Estados Unidos de América, revelan que los costos por fractura en elementos o estructuras sobrepasaron los cien mil millones de dólares anuales en 1982, según un

estudio llevado a cabo por el “Batelle Columbus Laboratories” [3]. En México es muy limitado número de especialistas en Fatiga Mecánica y en Mecánica de la Fractura, lo que permite vislumbrar un importante potencial tecnológico y económico en el desarrollo de esta disciplina científica.

2.1.1 Definición de turbina de gas.

Las turbinas de gas también conocidas como turbinas de combustión es uno de los motores más utilizados en las aeronaves, es una máquina que transforma la presión de un flujo de gas comprimido y calentado previamente en movimiento giratorio, el cual convierte la energía térmica en mecánica y genera el empuje de la aeronave [4].

En la figura 2.1.1 se aprecia el funcionamiento general de las turbinas de gas, donde el aire es tomado de la atmosfera para posteriormente comprimirlo en varias etapas en el compresor enseguida, se mezcla y quema con combustible en el combustor, generando los gases de entrada en la turbina en gradientes de temperatura entre 730° C a 1370° C. Finalmente, una parte de los gases calientes comprimido a altas presiones, son usadas para producir la rotación de los álabes en la sección transversal de la turbina y generar la energía mecánica mediante la rotación del eje figura 2.2 [5].

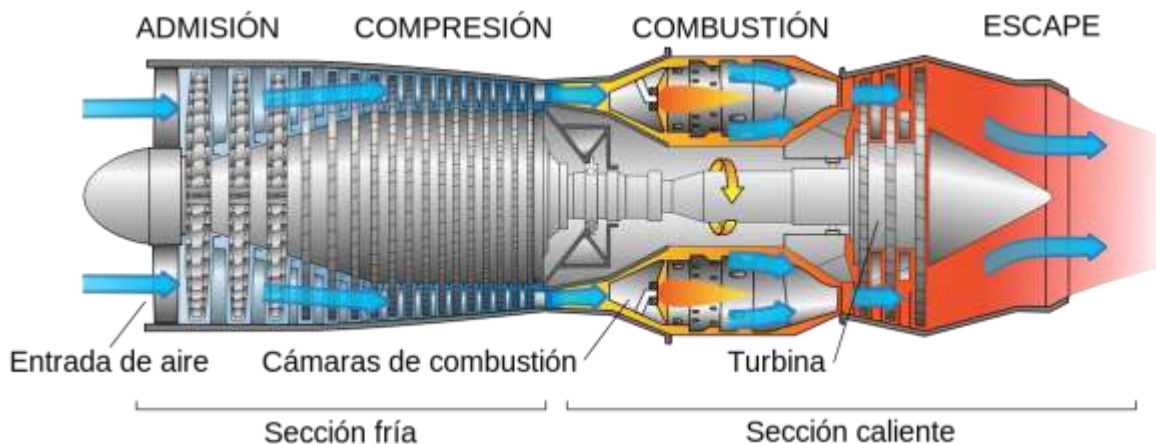


Figura 2.2. Diagrama del funcionamiento de una turbina de gas.

2.1.2 Clasificación de las turbinas de gas.

Dependiendo de su origen las podemos clasificar como:

1) Turborreactor: es el tipo más antiguo de los motores de reacción de propósito general. Un turborreactor consiste en una entrada de aire, un compresor de aire, una cámara de combustión, una turbina de gas, y una tobera [6]. El aire entra comprimido en la cámara, se calienta y expande por la combustión del combustible y entonces es expulsado a través de la turbina hacia la tobera siendo acelerado a altas velocidades para proporcionar la propulsión figura 2.3. En comparación con los dos restantes motores, el turborreactor es más eficiente en términos de consumo de combustible, más sencillo y con menos partes móviles, con una mejor relación peso/potencia, menor mantenimiento y su vida útil es más larga.

2) Turbohélice: es muy parecida al turborreactor, pero la diferencia es que el turbohélice tiene montada delante una hélice propulsada por una segunda turbina [6]. Así propulsión se debe a dos causas: a los gases que salen por la parte posterior y al empuje de la hélice. El aire entra al motor y pasa por una serie de etapas de compresión donde el aire va adquiriendo presión. Ese aire entra a la cámara de combustión, donde se mezcla con el combustible. Una vez quemada, entra a la turbina y pasa por las distintas fases de la turbina, que está unida a las etapas compresoras y a la hélice, por lo que mueve todo lo anterior figura 2.3. Las nuevas generaciones han mejorado mucho la cantidad de ruido procedente de las hélices. Sin embargo, la propulsión con hélice, que es muy eficiente a bajas velocidades, pierde mucha eficacia a medida que la velocidad de vuelo aumenta.

3) Turboventilador: lo utilizan la mayoría de los aviones por razones económicas. Se caracterizan por disponer de un ventilador en la parte frontal del motor [6]. El aire que entra se divide en dos caminos: flujo de aire primario y flujo secundario o flujo derivado. El flujo primario penetra al núcleo del motor y el flujo secundario se deriva a un conducto anular exterior y concéntrico con el núcleo. Los turboventiladores producen

menor contaminación y ruido ambiental. El turbofan consiste en el ventilador, unos compresores (alta y baja presión), una cámara de combustión, turbinas, un escape y un conducto del flujo secundario figura 2.3. En el ventilador se inicia la propulsión. Le atraviesa un flujo de aire que se divide en dos corrientes: la primaria y la secundaria. La corriente primaria entra a través de los compresores; después de varias etapas de compresión, sale con una presión treinta veces superior de la que tenía en la entrada y a una temperatura próxima a los 600 °C y entra a la cámara de combustión, donde se mezcla con el combustible y se quema la mezcla, alcanzándose una temperatura superior a los 1100 °C. El aire caliente que sale de la cámara, pasa a través de los álabes de varias turbinas, haciendo girar diversos ejes. Una vez que ha pasado a través de las turbinas, sale por una tobera por la parte posterior del motor.

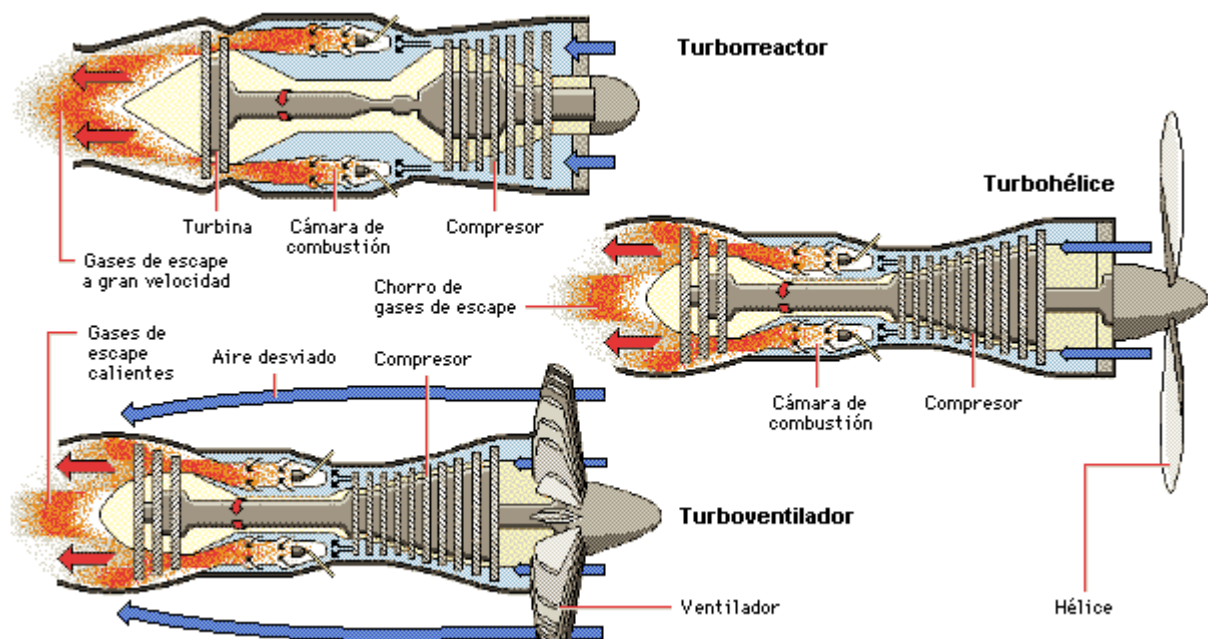


Figura 2.3. Tipos de turbinas y sus componentes.

2.1.3 Partes principales de una turbina de combustión.

Las partes principales de una turbina de combustión son el compresor, cámara de combustión y la turbina como se muestra en la figura 2.4.

Compresor: utilizado en motores de turbina pequeños limitados a relaciones de compresión 4:1, aunque también se utilizan comercialmente con relaciones de 16:1 y 25:1. En esta sección el aire es comprimido progresivamente a medida que pasa a través de cada etapa alternada de compresión, la cual está constituida por aspas estacionarias y álabes rotatorios de flujo axial. El aire entra por un gran conducto de entrada a la zona de compresores, luego de ser comprimido, el aire puede alcanzar 40 veces su presión de entrada, este aire pasa, mediante difusores, a la cámara de combustión interna [7].

Cámara de Combustión: en este caso, parte del aire comprimido que entra en la sección del quemador es mezclado con combustible pulverizado y quemado en la cámara de combustión produciendo una expansión violenta de gases a temperaturas mayores a 1650° C. generalmente las turbinas de gas emplean gas natural o líquidos como queroseno o gasoil los cuales son aplicados de manera nebulizada. Una vez que el proceso es iniciado, sigue siendo continuo hasta que se apaga la pulverización del combustible y los productos de combustión son enfriados a temperaturas entre 1100 y 1310° C antes de que entre a la sección de la turbina [7].

Turbina: los gases calientes provenientes de los quemadores son dirigidos por toberas estacionarias (orificios y aspas) hacia los álabes de la turbina, para accionar la rotación del ensamblaje álabes-disco-eje. Cada turbina se compone de varios niveles de álabes alternativamente fijos y giratorios. Los álabes móviles están fijados a un disco conectado al compresor por un eje y los álabes fijos están colocados en el chárter de la turbina. La energía extraída de los gases calientes es transmitida por el eje para impulsar al compresor y de ese modo mantener la operación de la máquina [7]. En una turbina, las condiciones de presión y temperatura generalmente varían dependiendo de la sección. Los álabes de turbina generalmente experimentan

esfuerzos longitudinales de aproximadamente 138 MPa a temperaturas de más de 1000° C [7]. El aumento de temperatura a la entrada de la turbina permite mejorar la eficiencia del motor de la turbina, lo que disminuye el consumo de combustible y aumenta el rendimiento en aplicaciones de propulsión aeroespacial, sin embargo, esto da lugar a temperaturas más altas en los bordes de disco [8] a medida que las temperaturas se acercan a 700°C en el disco, las sales contaminantes del aire de admisión, componentes del motor y combustible, la mezcla de sal líquida puede atacar tales superficies del líquido. Los mecanismos de corrosión en caliente tipo II (High Temperature Hot Corrosion por sus siglas en inglés HTHC > 700° C), en el que el óxido protector formado en superaleaciones es reducido por la sal y forma picaduras de corrosión en caliente [9] gran parte de la corrosión en caliente publicadas y asociadas con estudios de oxidación de materiales de motores de turbinas de gas se centran en álabes de turbinas, discos y componentes de la cámara de combustión a temperaturas de 800 a 1000°C [10, 11], estos componentes a menudo están limitados por la termofluencia a altas temperaturas o fatiga térmica, por las altas temperaturas, la degradación de materiales por picaduras producidas por ataque de corrosión en caliente disminuye su vida útil.

Los discos de turbina del rotor, anillos y sellos, los cuales han sido diseñados para tener una alta resistencia en fatiga, termofluencia y oxidación a temperaturas menores de 700°C, las superaleaciones utilizadas en discos ya álabes son a menudo limitadas por fatiga debido a las muy altas fuerzas centrífugas ejercidas por la rotación [12], las superaleaciones de base níquel se utilizan a temperaturas de 760-980 °C y las de base titanio tienen un punto de fusión superior a las de níquel, el alto contenido de cromo aumenta la resistencia a la corrosión en caliente y se caracterizan por tener gran soldabilidad, alta resistencia térmica a la fatiga, por lo que se utilizan en la fabricación de turbinas [13] como se muestra en la figura 2.4.

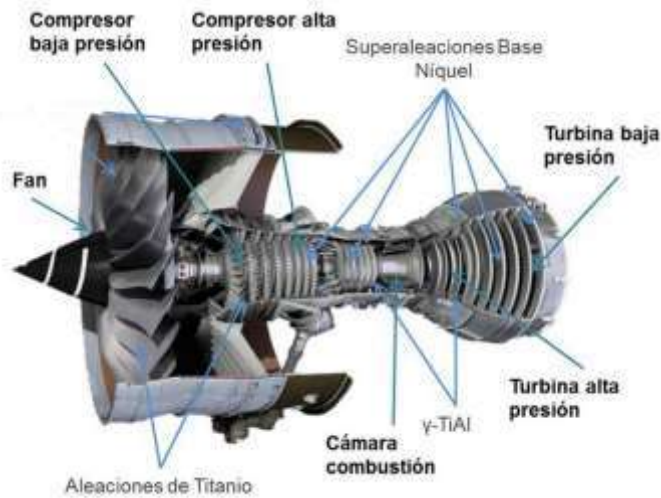


Figura 2.4. Distribución típica de superaleaciones en un “Jet Engine”.

2.1.4 Principales causas de fallas mecánicas en turbinas de gas.

Algunas de las fallas identificadas con las causas de falla por fatiga a través del análisis técnico, ingenieril e investigaciones científico-tecnológicas, han arrojado una lista de componentes de los motores a reacción y el modo de falla [14, 15] como se muestra en la figura 2.5. Conociendo las características de las grietas y el tipo de fractura en los materiales usados como componentes estructurales se puede asociar con el modo de falla de acuerdo a los casos históricos de fallas enumerados en la siguiente lista:

- Fatiga de bajos ciclos: Compresor y discos de turbinas.
- Fatiga de alto número de ciclos: álabes del estator del compresor, discos y álabes de la turbina.
- Fatiga térmica: toberas y componentes de la cámara de combustión.
- Ataque ambiental (oxidación, sulfuración, corrosión, etc.): álabes de la sección caliente, estator, piezas de transición, cámara de combustión.
- Termofluencia: toberas de la sección caliente y álabes.
- Mecanismos de daños combinados: fatiga-termofluencia, fatiga corrosión.

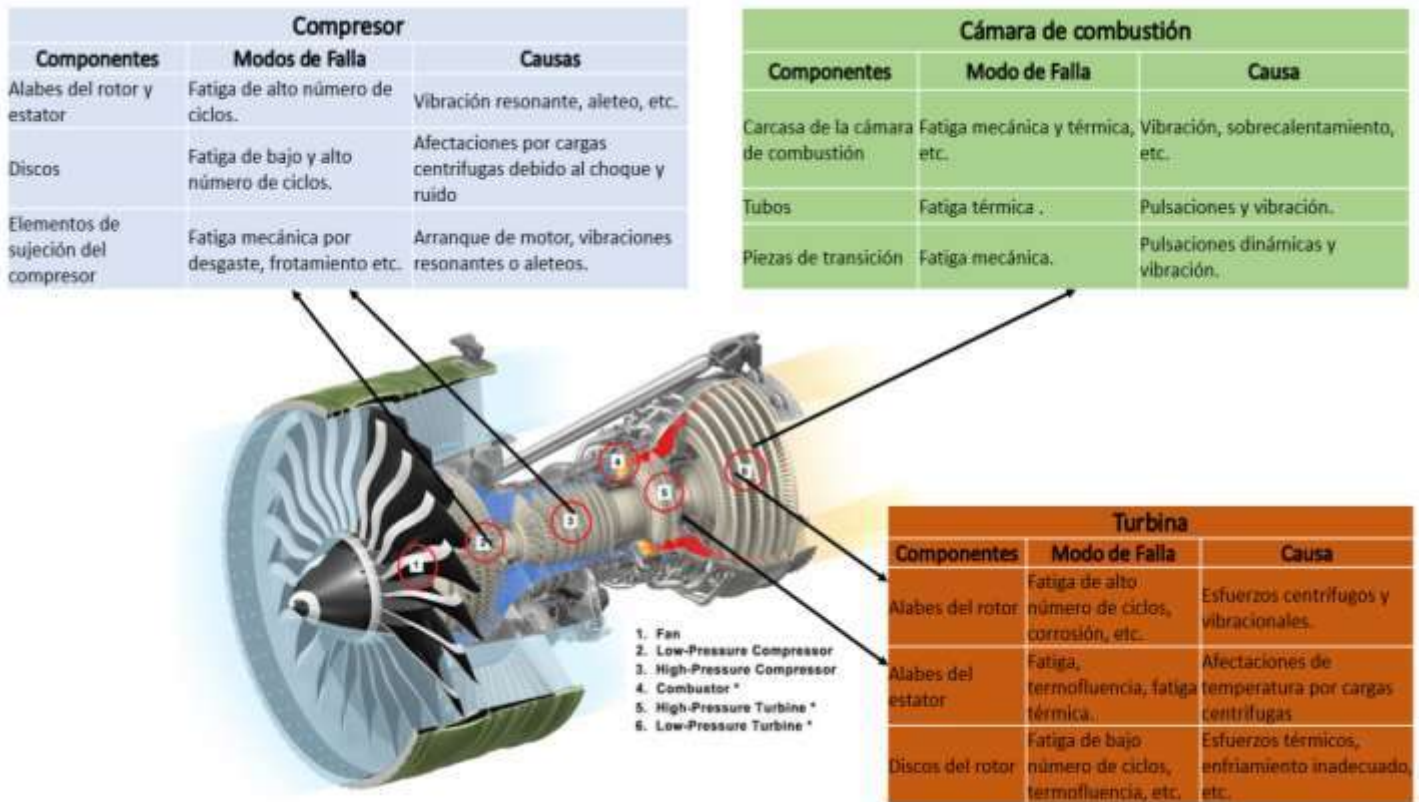


Figura 2.5. Diagrama típico de los modos de falla en un motor a reacción.

2.2 CONCEPTOS DE FATIGA.

Es la disminución de la resistencia mecánica de un material bajo la acción de cargas oscilantes (tensión-compresión, flexión y torsión) por debajo del límite elástico. Es un fenómeno común en los componentes de soporte de carga en aviones, álabes de turbinas, etc. que están sujetos de manera constante a esfuerzos. La posibilidad de una falla por fatiga es la razón principal de por qué los componentes de aviones tienen una vida finita [16].

Muchas fallas que ocurren en las estructuras aeronáuticas o aeroespaciales, como álabes de turbinas, la región en la proximidad de un agujero para remache de una aeronave o nave espacial. Estas fallas suelen ocurrir después de varios millones, o decenas o cientos de millones de ciclos y se denomina falla por fatiga [17].

Componentes industriales como los elementos de aviones, están frecuentemente sujetos a estos tipos de cargas, y el resultado de estos esfuerzos de carga nos llevan a un daño físico microscópico en el material involucrado, aun cuando el esfuerzo está por debajo de la resistencia final de dicho material, hasta desarrollar una grieta o daños macroscópicos que llevan a la fractura del componente.

Existen 3 enfoques principales para analizar y diseñar componentes para contrarrestar las fallas por fatiga:

- 1) El tradicional basado en esfuerzo nominal (porcentaje) en la región afectada en el componente. El esfuerzo nominal se puede resistir bajo cargas cíclicas (tensión-compresión, flexión y torsión) y es determinado por considerarse esfuerzos vs número de ciclos (S-N) también conocido como curva de Wohler.
- 2) Otro enfoque es el basado en deformaciones-número de ciclos (modelo de Coffin-Manson), el cual involucra un análisis microscópico en el rendimiento localizado y que ocurre en los concentradores de esfuerzos durante la carga cíclica (ϵ -N).
- 3) El último enfoque es el de la fractura mecánica (modelo de Paul C. Paris), el cual es específicamente en el análisis del crecimiento de grieta ($da/dn-\Delta K$) [18].

Para determinar la resistencia a la fatiga en materiales, existen diferentes tipos de ensayos, de diferentes formas, por ejemplo: ensayos de fatiga de flexión, fatiga convencional, ensayos de tensión/compresión, etc. Los ensayos de fatiga muestran el tiempo que el material debe resistir bajo cargas cíclicas, o el máximo esfuerzo soportable sin que falle a un determinado número de ciclos.

Una relación típica entre esfuerzo y número de ciclos hasta que la probeta falla es la curva tradicional S-N (Stress-Number of cycles, por sus siglas en inglés) figura 2.6. Una curva S-N (Esfuerzos-Número de ciclos) puede presentarse en términos de amplitud de esfuerzos o esfuerzo máximo contra el número de ciclos. Esta curva también es conocida como la curva de Wöhler, en reconocimiento al trabajo del alemán August Wöhler en los años 1850, a quien también se le reconoce como el padre de la fatiga.

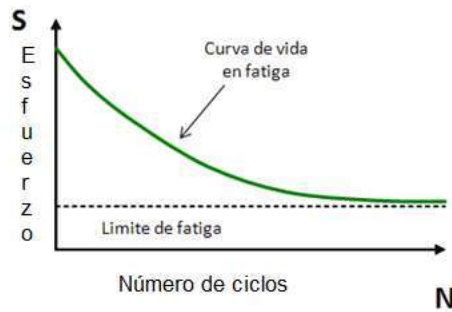


Figura 2.6. Curva típica de vida en fatiga, S-N (Esfuerzo-Número de ciclos).

Comúnmente, los componentes están sujetos a condiciones de cargas oscilatorias los cuales generan esfuerzos que pueden o no ser simétricos en tensión y en compresión. Algunas aplicaciones prácticas involucran ciclos entre niveles de esfuerzos máximos y mínimos, esto se llama amplitud de esfuerzos (σ_a), el cual está definido como la mitad de la diferencia entre el esfuerzo máximo y el esfuerzo mínimo, por otro lado, el esfuerzo promedio (σ_m) está definido como el esfuerzo promedio entre el esfuerzo máximo y el esfuerzo mínimo para una carga cíclica simétrica. Mientras que la relación R es un factor importante en los ensayos de fatiga y se define como el coeficiente de los esfuerzos mínimos y los esfuerzos máximos:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.1)$$

Para uso común, la palabra "fatiga" se refiere al comportamiento de materiales bajo acciones de esfuerzos o deformaciones repetidas, sean monótonas o estáticas.

Las superficies macroscópicas representativas de la fractura por fatiga, figura 2.7, tienen características comunes como lo son:

1. Sitio o sitios distintos y nucleación de la grieta.
2. “Marcas de playa” indicativas de crecimiento de la grieta.
3. Región final distinta de la fractura.

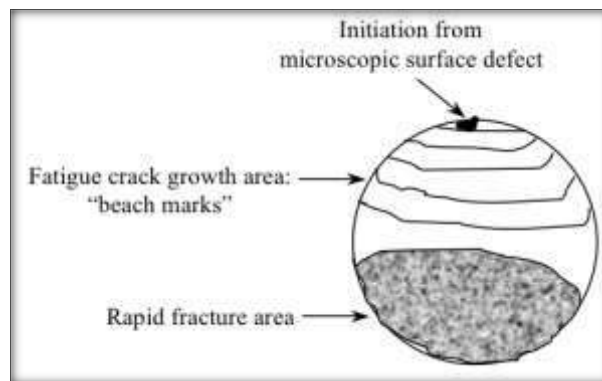


Figura 2.7. Superficie característica de una fractura por fatiga.

2.2.1 Iniciación de grietas de fatiga.

La primera parte de un proceso de fatiga es la iniciación de la grieta, este es un periodo de nucleación y de iniciación de grietas en zonas donde la concentración de esfuerzos provoca deformaciones plásticas cíclicas. Estas son algunas acumulaciones de deformaciones plásticas en ciertos defectos microestructurales, defectos superficiales o defectos volumétricos, los cuales provocan la aparición de grietas [18].

La fatiga probablemente no ocurra en un material totalmente homogéneo el cual es suave en la superficie externa y con cargas uniformes [19]. Bajo esfuerzos elásticos el material se deformaría elásticamente uniforme, y cuando se le retire el esfuerzo, la deformación elástica sería completamente reversible y por lo tanto retomaría su configuración inicial, sin importar que tanto tiempo los ciclos de esfuerzos se repitan, no existiría un cambio permanente en la estructura. Pero, estas no son características uniformes de un material real que nos conduzca a fallas por fatiga bajo esfuerzos cíclicos. Cuando un componente fabricado de materiales metálicos se somete a cargas en el rango elástico, algunas dislocaciones se moverán y contribuirán a pequeños cambios irreversibles, en la configuración del material. El proceso de iniciación de grieta por fatiga es complejo e involucra frecuentemente procesos de bandas de deslizamiento. Estos mecanismos consideran solamente la posibilidad de generar dislocaciones que llevan a la falla de agrietamiento por fatiga. Una inclusión, un defecto superficial o deformación plástica en los límites de grano pueden causar

concentraciones de esfuerzos locales que nos llevarán a una creación y crecimiento de pequeñas grietas.

La realidad es que los materiales no son totalmente homogéneos ni puros, ya que contienen impurezas y defectos como lo son: inclusiones no metálicas, dislocaciones, porosidades, etc. todos estos defectos o impurezas están relacionados con los procesos de fabricación o provocados por los efectos del medio ambiente, la figura 2.6.a muestra por medio de MEB la iniciación de la grieta (flecha roja) y la propagación de grieta (flechas amarillas) de una aleación de titanio a 700 MPa (75 % del límite elástico de esta aleación Ti-6Al-4V), la cual fue pre-corroída en ácido clorhídrico por 8 minutos, la figura 2.6.b muestra picaduras en la superficie (flecha roja) [20].

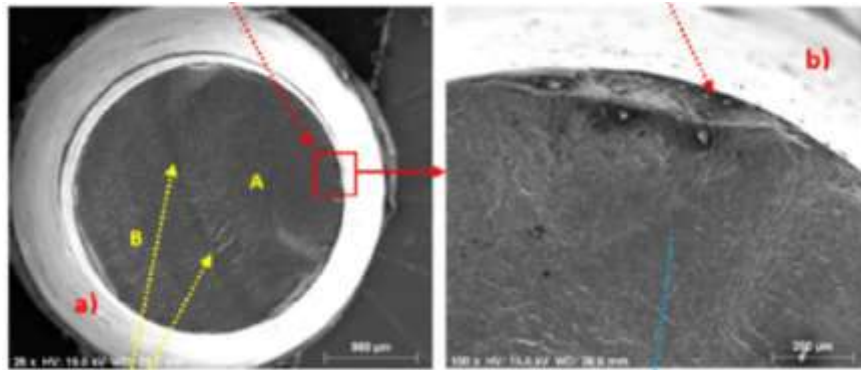


Figura 2.8. a) Superficie de fractura de la aleación Ti-6Al-4V, b) Sitios de iniciación de grietas.

2.2.2. Régimen de fatiga.

La fatiga mecánica, de acuerdo al número de ciclos se puede dividir en 3 tipos: 1) fatiga de bajos ciclos ($<10^4$ ciclos), 2) Fatiga a alto números de ciclos ($<10^7$ ciclos) y 3) Fatiga a muy alto número de ciclos o gigacíclica (\geq igual a 10^8 ciclos). El daño por fatiga se relaciona con el inicio de la grieta por fatiga causada por cargas cíclicas en el material. El número de ciclos hasta el fallo puede cambiar de acuerdo con el nivel de esfuerzos y puede variar durante en varios órdenes de magnitud. Por esta razón el número de ciclos es comúnmente graficada en escala logarítmica como se muestra en la figura 2.9 [18].

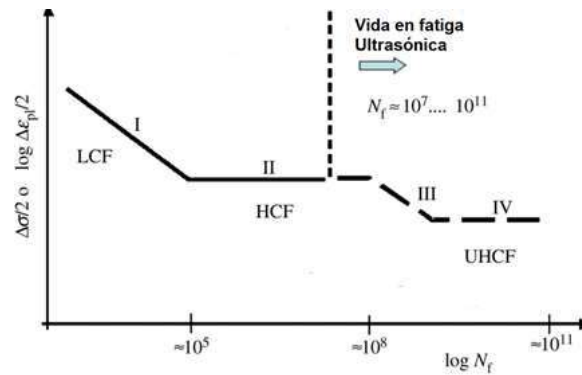


Figura 2.9. Diagrama de la vida en fatiga en bajo, alto y muy alto número de ciclos.

La etapa I de la figura 2.9, corresponde a lo que conocemos como fatiga convencional o de bajo número de ciclos (LCF por sus siglas en inglés). Este dominio de fatiga se caracteriza por la fractura a bajo número de ciclos, del orden de 1 a 10^4 ciclos. Una vida corta de fatiga, el gran esfuerzo que puede estar acompañado de deformaciones plásticas [18]. Es común que en este dominio de niveles grandes de esfuerzos son aplicados en los materiales, donde se observa la importancia de las deformaciones plásticas macroscópicas.

En la etapa II de la figura 2.9 corresponden a lo que llamamos “límite de fatiga”. En algunos materiales, como aceros de bajo carbono, parece que tiene niveles de esfuerzos distintivos por debajo de la falla por fatiga que no ocurren más que bajo ciertas circunstancias. En esta área, la curva S-N aparece y se comporta asíntota horizontalmente [18]. En el dominio de deformaciones plásticas existen varios menores que el dominio I debido a los bajos niveles de esfuerzos. Actualmente, el término “resistencia a la fatiga” es utilizado para especificar los valores de esfuerzos de la curva S-N de cierto material.

Finalmente, en la etapa III de la figura 2.9 corresponde al régimen de fatiga a gran número de ciclos en fatiga (UHCF por sus siglas en inglés), la cual se caracteriza por una vida en fatiga de 10^6 a 10^8 ciclos [18]. Donde se observa una aproximación asíntota en los datos de la curva S-N en este dominio no es total la curva asíntota, la cual corresponde a los límites de fatiga. En años recientes se ha debatido en torno a si existe o no falla después de 10^8 ciclos. En el dominio III se comprende lo que se conoce

como fatiga “gigacíclica, supersónica y/o a gran número de ciclos” la cual se caracteriza por que la vida en fatiga excede 10^8 ciclos.

Los esfuerzos de fatiga dependen de algunos factores como: material, dureza, geometría, terminado superficial, concentración de esfuerzos. Una modalidad de estudio de la resistencia a la fatiga denominada “fatiga gigacíclica” o “fatiga ultrasónica” ha aparecido en los últimos 30 años. Esta modalidad consiste en llevar a cabo ensayos de fatiga a bajas cargas para investigar el comportamiento en fatiga de los materiales en el régimen a muy alto número de ciclos ($> 10^8$ ciclos) [21]. Para entender las propiedades en fatiga a más de 10^8 ciclos y los mecanismos de daños del material, se utilizarán una máquina de fatiga ultrasónica a 20 kHz y también una máquina de fatiga en flexión rotativa, para comparar los resultados y verificar el efecto de la frecuencia en la resistencia a la fatiga. Estudios recientes, muestran el uso de la fatiga ultrasónica en muchos materiales incluyendo aceros, aleaciones de aluminio, aleaciones de titanio, inter-metálicos, materiales compuestos exhiben una disminución de la resistencia a la vida en fatiga de 10^6 a 10^9 ciclos, por lo cual es importante investigar el comportamiento en fatiga de materiales en este régimen [22].

Actualmente, muchos componentes mecánicos exigen vidas de servicio superiores a 10^8 ciclos; por ejemplo: motores de combustión interna (10^9 ciclos), álabes de turbinas de uso aeronáutico (10^{10} ciclos); mientras que la teoría tradicional de fatiga de esfuerzos/número de ciclos (S-N) se limita a 10^6 ciclos. Cavalieri et al. Describe la importancia de la exigencia actual de muchos componentes mecánicos de servicio de vida superior a 10^8 ciclos como los álabes de turbinas aeronáuticas, turbinas de gas (10^{10}) ciclos [23].

Resulta así, necesario extender el estudio a fatiga de materiales al rango gigacíclico o fatiga a muy altos números de ciclos. Tradicionalmente la curva (S-N) tensión-ciclos es una función hiperbólica con decaimiento asintótico de resistencia a la fatiga conforme aumenta el número de ciclos en este estudio; lo anterior resulta en que NO existe una asíntota horizontal (límite de fatiga); por lo menos para la mayoría de las aleaciones. Esto significa que mecanismos de iniciación de fallas a partir de 10^6 a 10^9 ciclos es un tema de investigación de gran interés para diseños mecánicos y estructurales.

Para las máquinas de fatiga convencional una frecuencia típica es de 100 Hz, mientras que, para una ultrasónica es de 15 a 30 kHz. Lo anterior significa que el tiempo de experimentación se reduce considerablemente en el caso de fatiga gigacíclica: 10^7 ciclos se llevan a cabo en fatiga gigacíclica en 9 min aproximadamente; cuando en fatiga convencional (100 Hz.) el tiempo sería de 30 horas. Para una vida en fatiga de 10^9 ciclos, en ultrasónico se requiere de 140 horas, en fatiga convencional para este número de ciclos se requerirán un poco más de 3 años.

La máquina de fatiga ultrasónica trabajando a 20 kHz fue introducida por primera vez por Mason en 1950 [24]; este principio fue copiado en el Instituto de Materiales Avanzados (ITMA) del Conservatorio Nacional de Artes y Oficios de Paris [25], y se utiliza en tensión compresión torsión, a altas y bajas temperaturas y desgaste. Esta máquina comprende tres principales componentes: 1) generador eléctrico 2) transductor piezoeléctrico 3) amplificador mecánico [23].

No obstante que la norma norteamericana ASTM 2003/E468-90 continúa indicando una vida infinita en fatiga después de un cierto valor para la carga aplicada, Figura 2, múltiples investigaciones en todo el mundo indican que la curva en fatiga sigue cayendo para regimenes en el alto número de ciclos [26-29]. El cual es tema de interés, estudio y análisis de esta tesis doctoral la cual se ira abordando en los siguientes capítulos.

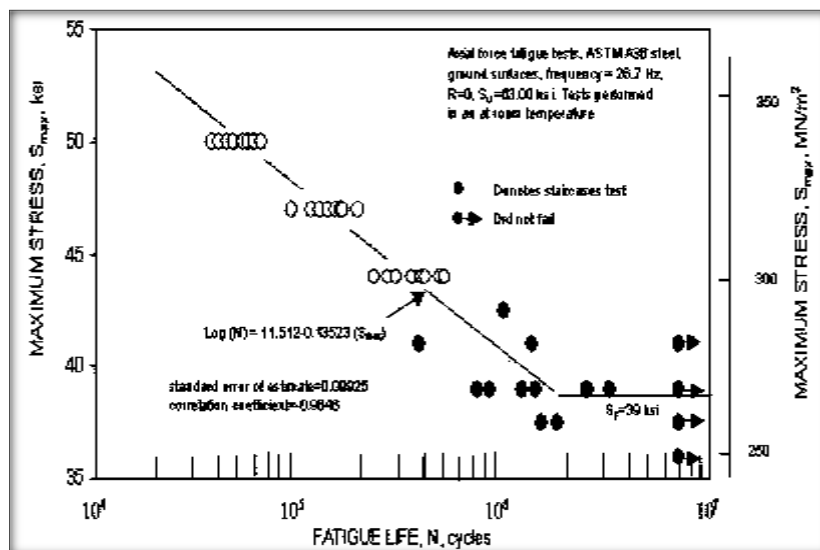


Figura 2.10. Curva S-N de fatiga según la norma ASTM 2003/E468-90.

2.2.3. Fatiga ultrasónica o gigacíclica.

Una modalidad de estudio de la resistencia a la fatiga denominada “fatiga gigacíclica” o “fatiga ultrasónica” se ha desarrollado hace más de 60 años. Esta modalidad consiste en llevar a cabo ensayos de fatiga a bajas cargas para investigar el comportamiento en fatiga de los materiales en el régimen a muy alto número de ciclos ($> 10^8$ ciclos) [22].

Para entender las propiedades en fatiga a más de 10^8 ciclos y los mecanismos de daños del material, se utilizarán una máquina de fatiga ultrasónica a 20 KHz. Estudios recientes, muestran el uso de la fatiga ultrasónica en muchos materiales incluyendo superaleaciones, estos materiales exhiben una disminución de la resistencia a la vida en fatiga de 10^6 a 10^9 ciclos, por lo cual es importante investigar el comportamiento en fatiga de materiales en este régimen [22].

Actualmente, muchos componentes mecánicos exigen vidas de servicio superiores a 10^8 ciclos; por ejemplo: motores de combustión interna (10^9 ciclos), álabes de turbinas de uso aeronáutico (10^{10} ciclos); mientras que la teoría tradicional de fatiga de esfuerzos/número de ciclos (S-N) se limita a 10^6 ciclos [23]. La figura 2.11 muestra la vida en fatiga de componentes estructurales de las diferentes industrias como lo son: sector automotriz (maquinaria agrícola, maquinaria de construcción, maquinaria militar), sector ferroviario (trenes de alta velocidad), sector aeronáutico y aeroespacial.

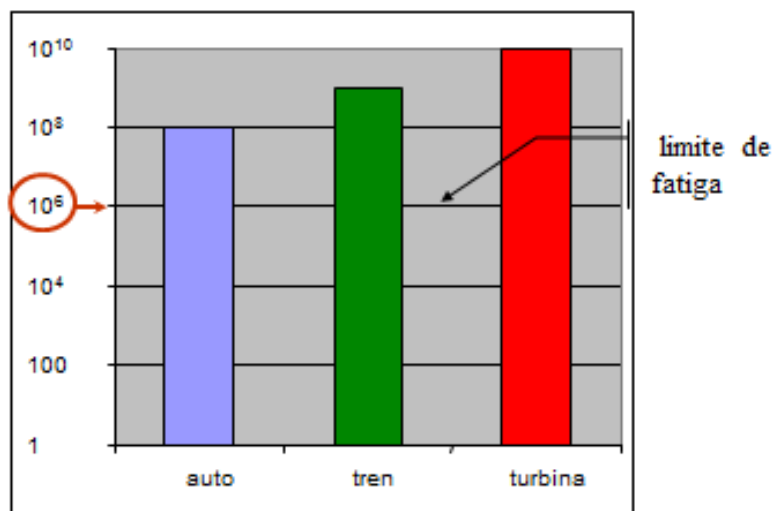


Figura 2.11. Vida en fatiga de algunos componentes de sus respectivas industrias.

2.2.4. Fatiga ultrasónica en superaleaciones de níquel.

Los principales materiales resistentes a altas temperaturas, corrosión y esfuerzos mecánicos incluyen aleaciones base Ni-Fe o en algunos casos son los únicos materiales utilizados para las funciones específicas en algunos componentes de uso aeronáutico, industriales, nuclear etc. Las superaleaciones base Ni se utilizan en rotores de turbinas y su vida útil es de 100,000 a 200,000 horas y en algunos casos 400,000 horas. Las superaleaciones base Ni operan a temperaturas de hasta 1350°C poseen una mayor resistencia a altas temperaturas y se utilizan en carcazas de cámaras de combustión, álabes de rotor, boquillas de turbinas de gas, ejes y elementos de fijación en las turbinas. La vida de servicio de los componentes de estos materiales puede variar de minutos y horas en cohetes aeroespaciales y sus sistemas de poder, a decenas de miles de horas en turbinas de gas de aeronaves civiles [30].

Los estudios de cinética de acumulación de daño por fatiga a alto número de ciclos pertenecen aparentemente a los problemas de daños a largo plazo. De hecho, el concepto de “daño” utilizado en mecánica de la fractura se deriva de fatiga a alto número de ciclos y fue llamado así para evaluar la durabilidad residual de algunos materiales ingenieriles [31].

Las aleaciones Ni-Fe son aleaciones llamadas superaleaciones, debido a que llegan a trabajar al 85% de su temperatura de fusión sin sufrir daños termo-mecánicos y generalmente son: níquel, cobalto o níquel-hierro como son: Inconel, Hastelloy, Waspaloy, Haynes, Incoloy, etc. [32].

Chen et al., investigaron el comportamiento de fatiga a muy alto número de ciclos de la superaleación Inconel 718. Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo a temperatura ambiente con una relación de carga $R = -1$. Los resultados se presentan en la figura 2.12, en esta figura se muestra que al disminuir la amplitud de esfuerzos se llega a un límite de 530 MPa por debajo del cual el fallo por fatiga no ocurrió, incluso a 10^9 ciclos. Sin embargo, debe señalarse que algunas fallas por fatiga se produjeron más allá de 10^7 ciclos de carga. Lo anterior indica que la definición convencional de límite de fatiga, como el nivel de esfuerzos en el que un material pasa los 10^7 ciclos, ya no es aplicable. Durante la prueba en el régimen ultrasónico, la aparición de grietas inicia en las bandas de

deslizamiento independientemente del nivel de esfuerzos. En la misma figura se muestran los resultados comparativos de fatiga gigacíclica y fatiga convencional de la misma aleación a frecuencias bajas, que muestran valores inferiores de la resistencia a la fatiga en comparación con las de alta frecuencia [33].

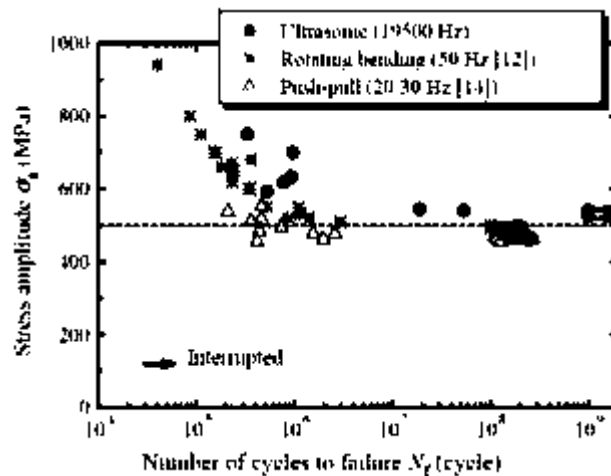


Figura 2.12. Curvas S-N del I-718 a temperatura ambiente, 19500 Hz y R=-1 [33].

Por otro lado, Ma et al., también investigaron el comportamiento del Inconel 718, encontrándose que a 10⁷ ciclos las probetas pueden fracturar figura 2.13, los ensayos se llevaron a cabo en flexión rotativa a temperatura ambiente y los estudios de fractografía revelo transición de grietas por fatiga en múltiples sitios y relacionados con la disminución de niveles de esfuerzos [34].

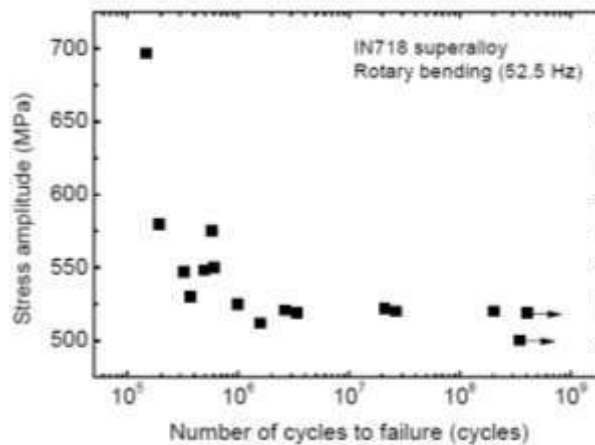


Figura 2.13. Curva S-N del I-718 a temperatura ambiente, 52.5 Hz y R=-1 [34].

También, Zhang et al., realizaron un estudio de fatiga a gran número de ciclos con diferentes frecuencias en máquinas de fatiga ultrasónica (20 KHz.) y en fatiga convencional (52 Hz.) figura 2.14. Los ensayos fueron a temperatura ambiente y los resultados revelaron que el fallo aumento cuando se incrementó la frecuencia la fatiga ultrasónica que es 200 veces más rápida y logra 10^9 ciclos en un día mientras en la convencional lo realiza en 3 meses. Las curvas S-N muestran en ambos ensayos que el fallo ocurre a 10^7 ciclos en el límite de fatiga convencional, la muestra que tardo más en fracturar fue a 5.37×10^9 ciclos en tres días, y en flexión rotativa en 2.04×10^8 ciclos en 45 días [35].

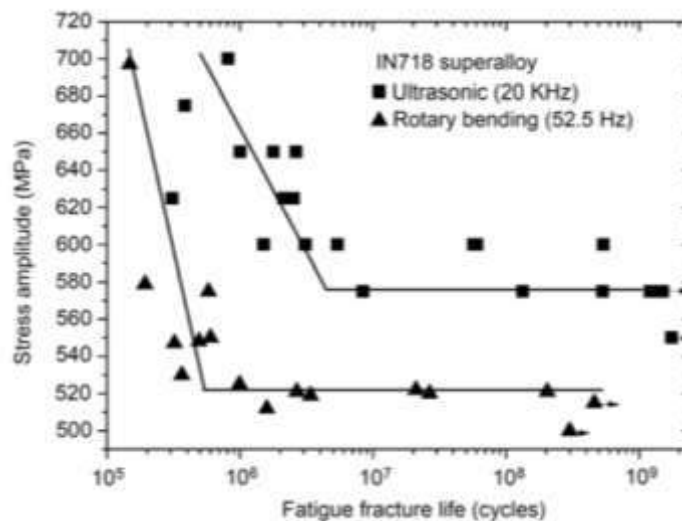


Figura 2.14. Curvas S-N del I-718 a temperatura ambiente, R=-1, 20 KHz y 52.5 Hz [35].

2.3 CONCEPTOS Y CLASIFICACIÓN DE CORROSIÓN.

La corrosión se puede definir como un proceso destructivo que ocasiona un deterioro en el material como resultado de un ataque químico provocado por el medio ambiente; la forma más común en la que se presenta la corrosión en los metales es por medio de un ataque electroquímico, esto se debe a que los metales cuentan con electrones libres que forman celdas electroquímicas, ocasionando que en cualquier momento se lleve a cabo una reacción química [36].

La corrosión se puede presentar de diferentes formas en el material, de acuerdo a la apariencia del tipo de corrosión, esta se puede clasificar de la siguiente manera:

- 1) Corrosión por ataque uniforme.
- 2) Corrosión galvánica.
- 3) Corrosión por picaduras.
- 4) Corrosión por hendiduras.
- 5) Corrosión Intergranular.
- 6) Corrosión por esfuerzos inducidos.
- 7) Corrosión por erosión.

2.3.1 Corrosión por esfuerzos inducidos.

En este caso nos vamos a enfocar en la corrosión por esfuerzos inducidos la cual se presenta cuando el material está sometido a cierto esfuerzo en un ambiente corrosivo, que a la postre deriva en una falla del material por esta combinación paralela de esfuerzos (tensión, flexión, torsión, etc.), medio ambiente (agua, cloruros, sulfatos, etc.) y que el material sea susceptible a corrosión bajo esfuerzos [36].

Los componentes estructurales de las aeronaves (civiles, comerciales y militares) y vehículos aeroespaciales, están expuestas a corrosión por la presencia de contaminantes (salinos, ácidos y/o básicos) en la atmosfera. Se debe diferenciar este tipo de corrosión (SCC, Stress corrosión cracking por sus siglas en ingles) de la aeronave en vuelo (donde existen esfuerzos aerodinámicos como en maniobras de despegue, vuelo y aterrizaje) de la corrosión que se genera en tierra (hangares, pista, y condiciones climáticas del entorno). En estas condiciones se generan el inicio y propagación de grietas que derivan en el debilitamiento del material o en la falla por fatiga [36-39].

También debe considerarse la concentración de esfuerzos (generada a las grietas, inclusiones y corrosión por picaduras, la cual deriva en fractura dúctil) y los esfuerzos residuales (procesos de fabricación, soldadura, maquinado, etc.).

Debido a esto, la parte estructural, diseño y materiales es uno de los problemas más complejos de la industria aeronáutica/aeroespacial [39].

Las aleaciones Ni-Co son utilizadas en la industria aeronáutica/aeroespacial por sus excelentes propiedades mecánicas, a la termofluencia a altas temperaturas y oxidación. Generalmente ya solo se utilizan las aleaciones base Ni, debido a que las aleaciones de Co son muy pesadas para las aeronaves [34].

Los componentes en el motor de una turbina están expuestos a condiciones extremas de diferentes tipos: altas temperaturas, gases corrosivos, vibraciones y grandes cargas mecánicas debido a fuerzas centrífugas. Un motor es encendido, acelerado, desacelerado y apagado, cada vez que el avión enciende, impulsa, despega y aterriza, la repetición de este ciclo conduce a un tipo de falla conocida como fatiga [40].

Mahobia et al. Estudio el comportamiento del Inconel 718 recubiertas de cloruro de sodio (NaCl) a 550°C en ensayos de fatiga en un modelo Coffin-Manson, revelando que las probetas recubiertas de sal reducen drásticamente la vida en fatiga hasta en un $\pm 0.40\%$ en baja amplitud de deformación y asociada con la temprana iniciación de grietas en las picaduras de corrosión, sin embargo, en amplitudes de deformaciones más altas no se vio afectada la vida en fatiga [41].

Los problemas de corrosión acelerada en componentes de turbinas de gas se originan en la cámara de combustión con presencia de sales como: Cloruro de Sodio (NaCl), Sulfato de Sodio (Na_2SO_4) Pentóxido de Vanadio (V_2O_5), principalmente. Pequeñas partículas de cloruro de sodio en ambientes marinos se ingesta con aire de combustión, oxidación de sulfuros como impureza en la gasolina y su reacción con NaCl resulta en la formación de sulfato de Sodio (Na_2SO_4). El vanadio residual en la gasolina se oxida a pentóxido de vanadio (V_2O_5). Estos compuestos se encuentran depositados en la superficie de componentes del motor e induce a un ataque acelerado conocido como corrosión en caliente, la degradación superficial de los componentes como turbinas de gas marítimas ocurre principalmente en tres distintos modos de ataques: 1) oxidación a altas temperaturas (corrosión en caliente tipo I), 2) corrosión en caliente a temperaturas mayores a 700°C (corrosión del tipo II) y 3) corrosión en caliente a bajas temperaturas entre 550-700°C (corrosión del tipo III). Estos procesos son dependientes de la

temperatura se vuelven agresivos en ambientes marítimos y pueden limitar el rendimiento en su ciclo de vida útil en los componentes de motores los cuales no tienen un recubrimiento protector. La mayoría de investigadores realizan ensayos a temperatura ambiente o en vacío [42].

La corrosión en caliente provoca una severa degradación en aleaciones a altas temperaturas superiores a 650°C, las turbinas de gas, calderas, incineradores de residuos industriales, intercambiadores de calor, motores de aviones. Debido al depósito de sales fundidas especialmente sulfatos y cloruros de metales alcalinos y mezclas de estas sales [43].

Los efectos de picadura de corrosión en caliente en fatiga a bajo número de ciclos fueron sometidos a las muestras junto con picaduras de corrosión en caliente y se probaron a bajas y altas temperaturas en vida en fatiga y puntos de iniciación en fallas se comparan con probetas sin picaduras de corrosión. Varias pruebas se interrumpieron para estimar la fracción de vida en fatiga que iniciaron las grietas en las picaduras y que estos reducen significativamente la vida en fatiga entre un 60 a 98%, los tamaños de las picaduras para promover las grietas se basaron en mediciones de pozos que inician grietas en la superficie de fractura. Existen pocos estudios publicados por los efectos de picadura por corrosión en caliente y daños en la durabilidad de discos de estas superaleaciones. Este trabajo estudia la iniciación de grietas causadas por picaduras ocurridas a una temprana vida en fatiga [12].

2.3.2 Caracterización Electroquímica.

La corrosión electroquímica, es la forma más común de ataque corrosivo en los metales, ocurre cuando los átomos del metal pierden electrones y se convierten en iones. Ocurre con mayor frecuencia en un medio acuoso, donde se encuentran iones en el agua y/o aire húmedo [16]. En este proceso se crea un circuito eléctrico y el sistema se conoce como celda electroquímica figura 2.15.

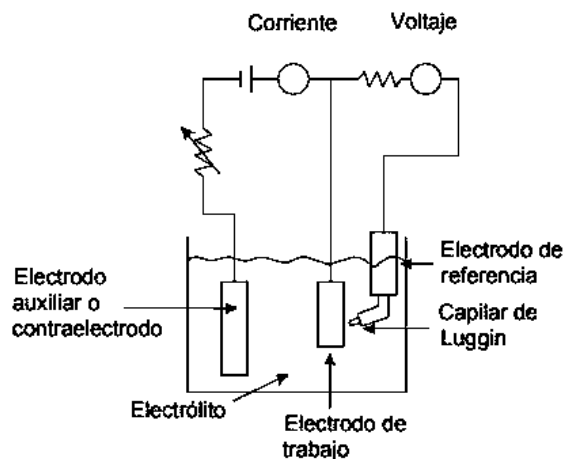


Figura 2.15. Componentes de una celda electroquímica.

La cual consta de los siguientes componentes:

- Un ánodo, que cede electrones al circuito y se corroe.
- Un cátodo, que recibe electrones del circuito mediante una reacción química o catódica.
- Una conexión física que permite el flujo de electrones del ánodo al cátodo y que permita que la reacción continúe.
- Un electrolito líquido que se encuentre en contacto con el ánodo y cátodo y cierre el circuito. Este electrolito proporciona el medio para que los iones metálicos salgan del ánodo al cátodo.

2.3.3 Pasivación.

Se define como la pérdida de reactividad química que sufren ciertos metales y aleaciones no ferrosas bajo condiciones ambientales específicas. Esta pérdida, se da cuando una película protectora delgada se forma sobre la superficie metálica y la corrosión se detiene o es muy baja. La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable se debe a la formación en la superficie de una película muy delgada de óxido de cromo (Cr_2O_3), la cual es muy resistente y recibe el nombre de película pasiva o pasivación [36].

2.3.4 Técnicas Electroquímicas.

Los procesos electroquímicos comprenden el flujo de electrones entre las áreas anódicas y catódicas, la velocidad de flujo corresponde a las velocidades de las reacciones de oxidación y reducción de las superficies de los materiales metálicos. Las técnicas electroquímicas, se utilizan para evaluar la corrosión y determinar las velocidades de reacción, estas técnicas ofrecen ventajas sobre la cinética de corrosión las cuales se estudian cuantitativamente, en comparación sobre la técnica de pérdida de peso [36, 37].

2.3.5 Técnicas Electroquímica de Extrapolación de Tafel.

Esta técnica, proporciona la velocidad de corrosión en materiales metálicos, velocidades de penetración o pérdida de masa. Con las gráficas de Tafel, se determina el tipo de cinética de la velocidad de reacción electroquímica (activación o difusión).

La figura 2.16 muestra un diagrama de las partes principales que componen la gráfica de Tafel. Donde la parte positiva del potencial de electrodo de trabajo, indica una condición de oxidación progresiva (curva de polarización anódica). La dirección negativa del potencial del electrodo de trabajo, está asociada con la reducción del metal (curva de polarización catódica) [36, 37].

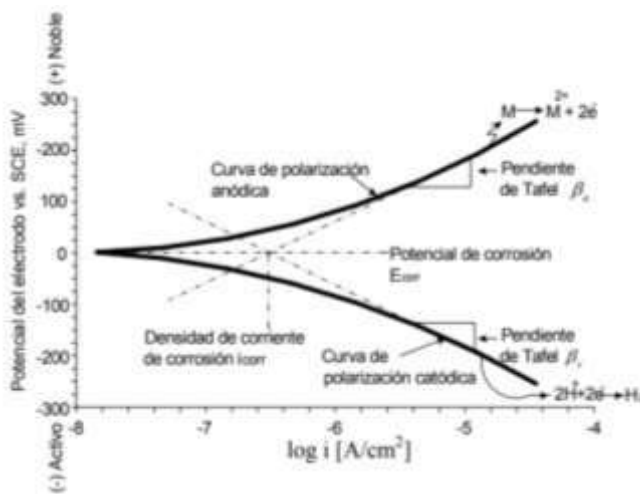


Figura 2.16. Diagrama de Tafel y su estructura.

2.3.6. Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIS).

Es una técnica no destructiva, la cual permite la caracterización de las propiedades de los materiales y sistemas electroquímicos incluso en medios poco conductores. La técnica consiste en la aplicación de una señal de corriente alterna (CA) a un electrodo (metal de estudio) y el registro de la respuesta en corriente (I) dentro de una celda electroquímica a diferentes frecuencias. Así el equipo electrónico utilizado procesa las mediciones potencial-tiempo y corriente-tiempo, dando como resultado una serie de valores de impedancia que corresponde a cada frecuencia estudiada (espectros de impedancias) como se muestra en la figura 2.17 [36, 37].

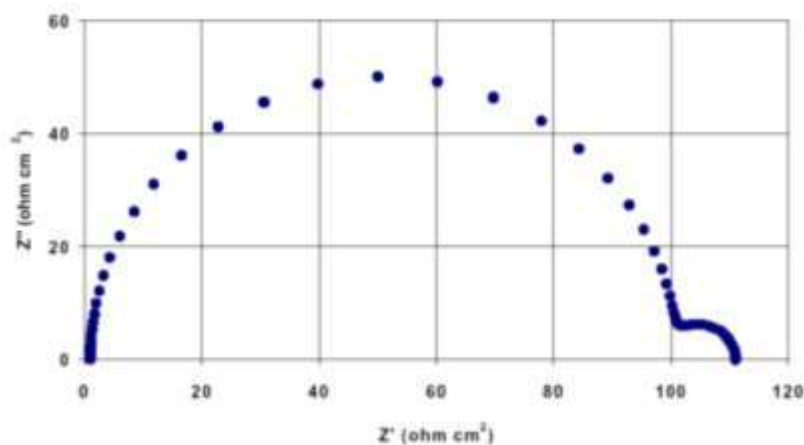


Figura 2.17. Diagrama de Nyquist de un sistema con 2 semicírculos.

En el caso de los estudios de corrosión donde se usa el método EIS, los espectros de impedancia obtenidos suelen ser analizados mediante circuitos eléctricos, compuestos por componentes tales como resistencias (R), capacitancias (C), inductancias (L), etc. Combinándose de tal manera que puedan reproducir los espectros de impedancia medidos, los cuales se denominan “circuitos eléctricos equivalentes”. El diagrama de Nyquist, es una de las formas que representan gráficamente los resultados de impedancia obtenidos en un ensayo EIS, donde se representa la parte imaginaria multiplicada por -1 ($-Z''$), frente a la parte real (Z') como se muestra en la figura 2.18 [36, 37].

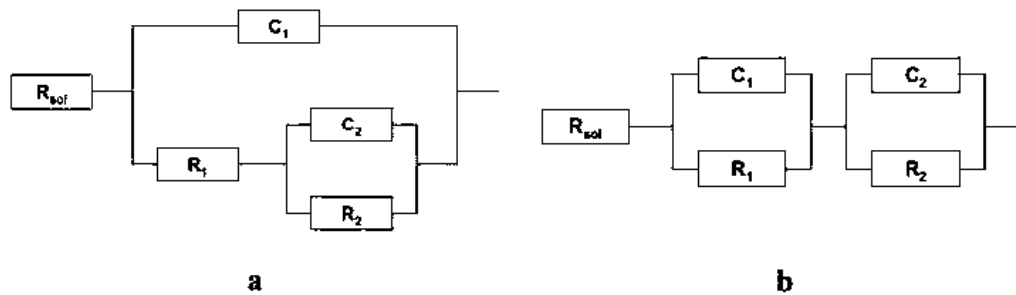


Figura 2.18. Circuitos eléctricos equivalentes de un sistema con 2 semicírculos.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS CAPÍTULO II

- [1] Plan nacional de vuelo, Industria Aeroespacial Mexicana, Mapa de ruta México (2014), Secretaria de Economía.
- [2] J.J. Duga, W.H. Fisher, R.W. Buxbaum, A.R. Rosenfield, The economic effects of fracture in the United States, Part 2-A report to NBS by Batelle Columbus Laboratories, Technical Report, Special Publication (1983).
- [3] R.P. Reed, J.H. Smith, B.W. Christ, The Economic Effects of Fracture in the United States, U.S. Department of Commerce, National Bureau of Standards, Special Publication 647, (1983).
- [4] http://www.ing.unlp.edu.ar/aeron/catedras/materiales_aeronauticos.pdf pp.1-6.
- [5] C. Sims, W. HAGEL, The Superalloys, John Wiley & Sons, Estados Unidos, (1972).
- [6] <http://comeflywithme.blogspot.es/1402939784/tipos-de-motores-de-avion-turborreactor-turbofan-y-turbohelice/>
- [7] <http://www.rolls-royce.com/education/schools/gasturbine/layout.jsp>
- [8] R. Schafrick, R. Sprague, Saga of gas turbine Materials part IV, Adv. Mater. Process, Vol. 162, (2004), 41-46.
- [9] R.A. Rapp, Hot Corrosion of materials: A Fluxing Mechanism, Corros. Sci., Vol. 44 (2002), 209-221.
- [10] F.S. Pettit, C.S. Giggins, Hot Corrosion, Superalloys II, C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel, Eds., John Wiley & Sons, New York, (1987), 327-358.

- [11] J.L. Smialek, C.A. Barret, J.C. Schaffer, Design for oxidation resistance, ASM Handbook V. 20, Materials Selection and Design, American Society for Metals, Metals Park, Oh. (1990), 589-602.
- [12] T.P. Gabb, J. Telesman, B. Hazel, D.P. Mourer, The effect of hot corrosion pits on the fatigue resistance of a disk superalloy, Ed. Springer, Journal of Materials and Performance, Vol. 19 (2010), 77-89.
- [13] W.F. Smith, J. Hashemi, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, cuarta edición, editorial Mc Graw Hill.
- [14] R.E. Dundas, Engineering and metallographics aspects of gas turbine engine failure investigation: identifying the causes, Flight safety foundation, Aviation mechanics bulletin (1994), 1-20.
- [15] C.B. Meher-Homji, G. Gabriles, Gas turbine blade failures-Causes, avoidance and troubleshooting, Proceedings of the 27th Turbomachinery symposium (1998), 129-180.
- [16] D.R. Askeland, P.P. Fulay, W.J. Wright, Ciencia e ingeniería de los Materiales, 6^a Ed. Cengage Learning Editores, (2011).
- [17] B.W. Bickford, Mecánica de Sólidos: Conceptos y Aplicaciones, 1^a Edición, ed. McGraw-Hill, (1995).
- [18] N.E. Dowling, Mechanical Behavior of Materials: Engineering methods for deformation fracture and fatigue, 3rd Edition, Pearson Education Inc., (2007).
- [19] D.K. Felbeck, A.G. Atkins, Strength and Fracture of Engineering Solids, Prentice Hall, Inc, New Jersey, (1984).
- [20] I.F. Zuñiga-Tello, G.M. Domínguez-Almaraz, M. Guzmán-Tapia, J.L. Avila-Ambriz, Controlled pre-corrosion attack and ultrasonic fatigue endurance of titanium alloy Ti-6Al-4V, Latin American Journal of Solid and Structures 14 (2017), 512-527.
- [21] I. Marines, C. Rubio, G. Domínguez, C. Bathias, Carburized steel SN curves in the gigacycle regime, Proc. 3rd VHCF Int. Conf. Eds. T. Sakai and Y. Ochi, University of Electro-Communications pub., Tokyo, Japan 8 (2004), 116-123.
- [22] E. Bayraktar, H. Xue, F. Ayari, C. Bathias, Torsional fatigue behavior and damage mechanisms in the very high cycle regime, Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 43, Issue 2, (2010), 77-86.
- [23] F. Cavalieri, C. Luengo, A. Cardona, Análisis de fatiga en muy alto número de ciclos, Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica, Vol. 15, No. 1 (2011), 3-12.

- [24] W.P. Manson, Piezoelectric crystals and their application in ultrasonic, Van Nostrand, New York, (1950).
- [25] Université Paris X, LEEE/ITMA, <http://www.cva.u-paris10.fr/iut>, 2010.
- [26] A. Sugeta, Y. Uematsu, M. Jono, An Effect of Load Variation on High-cycle Fatigue Behavior of High Strength Steel, Proc. *3rd VHCF Int. Conf. Eds. T. Sakai and Y. Ochi, University of Electro-Communications pub*, Tokyo, Japan (2004), 177-184.
- [27] H. Mughrabi, Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh cycle regime, Proc. *3rd VHCF Int. Conf. Eds. T. Sakai and Y. Ochi, University of Electro-Communications pub*. Tokyo, Japan (2004), 14-23.
- [28] Y. Murakami, Factors affecting ultralong life fatigue and design method for components, *Proc. 9th International Fatigue Congress*, Atlanta, Georgia, USA, (2006).
- [29] G.M. Domínguez Almaraz, A. Dueñas Aburto, E. Correa Gómez, Ultrasonic Fatigue Endurance of Aluminum Alloy AISI 6061-T6 on Pre-corroded and Non-Corroded Specimens, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45 (1) (2010), 280-286.
- [30] V.P. Golub, Experimental analysis of high-temperature creep, fatigue and damage.2. Basic laws, Ed. Springer, *International Applied Mechanics*, Vol. 37, No. 5, (2001), 3-43.
- [31] J.D. Barker, E.W. Ross, I.E. Radavich, Long-Time Stability of Inconel 718, *J. Metals*, Vol. 22, (1970), 17-24.
- [32] C. Sims, N. Stoloff, W. Hagel, *Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*, John Wiley & Sons 1987.
- [33] Q. Chen, N. Kawagishi, Q. Y. Wang, N. Yan, T. Ono, G. Hashiguchi, Small crack behavior and fracture of nickel-based superalloy under ultrasonic fatigue, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, Issues 10-12, (2005), 1227-1232.
- [34] X. Ma, Z. Duan, H. Shi, R. Murai, E. Yanagisawa, Fatigue and fracture behavior of nickel-based superalloy Inconel 718 up to very high cycle regime, Ed. Springer, *J. Zhejiang Univ-Sci A (Appl Phys & Eng)*, (2013), 727-737.
- [35] Y.Y. Zhang, Z. Duan, H.J. Shi, Comparison of the very high cycle fatigue behaviors of INCONEL 718 with different loading frequencies. Ed. Springer, *Sci. China-Phys Mech. Astron*, Vol. 56, No. 3, (2013), 617-623.

- [36] A. Groysman, Corrosion for everybody, Ed. Springer, (2010).
- [37] P.R. Roberge, Corrosion Engineering, Principles and Practice, Ed. McGrawHil, 1st edition, (2008).
- [38] C.N. Doung, C.H. Wang, Composite repair, Theory and Design, Elsevier, (2007).
- [39] A. Baker, S. Dutton, D. Kelly, Composite for Aircraft Structures, AIAA Education Series, 2nd edition, (2004).
- [40] M.T. Jovanovic, B. Lukic, Z. Miskovic, I. Bobic, I. Cvijovic, B. Dimcic, Processing and some applications of Nickel, Cobalt and titanium-based alloys, Association of metallurgical Engineers of Serbia, Metalurgija-Journal of Metallurgy.
- [41] G.S. Mahobia, N. Paulose, K. Sreekanth, S.L. Mannan, R.G. Sudhakar, V. Singh, Effect of saline environment on LCF behavior of Inconel 718 at 550°C, Ed. Springer, Journal of materials and Performance, Vol. 24, (2015), 338-344.
- [42] N.D. Alexopoulos, N. Argyriou, V. Stergiou, K. Kourkoulis, Fatigue behavior of Inconel 718 TIG welds, Ed. Springer, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 23, (2014), 2973-2983.
- [43] S. Saladi, J. Menghani, S. Prakash, Hot corrosion behavior of detonation-gun sprayed Cr₃C₂-NiCr coating on Inconel 718 in molten salt environment at 900°C, Ed. Springer, Trans Indian Inst. Met, Vol. 67, (2014), 623-627.

CAPÍTULO III. MATERIAL DE ESTUDIO.

3.1 METALURGÍA BÁSICA DEL INCONEL 718.

Los modelos que representan las estructuras cristalinas en los metales, se construyen dependiendo de la posición de los átomos al agruparse y acomodarse en una celda se le denomina celda unitaria o red de Bravais. Las estructuras: cubica centradas en las caras (FCC), cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y Hexagonal compacto (HCP) son las más comunes estructuras cristalinas en los metales [1].

Las superaleaciones tienen una estructura muy común, tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) y se encuentra en fases precipitantes y secundarias.

La resistencia de las superaleaciones a altas temperaturas está relacionada directamente a su estructura cristalina; el Níquel (Ni), Cobalto (Co) y el Hierro (Fe), son por lo general de estructura FCC austenítica (matriz gamma γ) cuando son el metal base de las superaleaciones. El níquel mantiene su estructura cristalina FCC a altas temperaturas (no presenta transformaciones alotrópicas) [2]. Otro elemento del cual depende la resistencia de las superaleaciones es de los carburos metálicos (fase endurecedora MC), o precipitantes tales como las fases gamma prima γ' (FCC), en las aleaciones que contienen niobio o niobio-tantalio se encuentra la fase gamma biprima γ'' (Ni_3Nb) que es la fase endurecedora primaria del Inconel 718, de estructura tetragonal centrada en el cuerpo [3].

La metalurgia física de las superaleaciones es de las más complejas, debido a la cantidad de elementos aleantes presentes y cada uno de estos elementos juega un rol importante y se debe controlar su cantidad y porcentaje a fin de no modificar las propiedades que son necesarias para la aplicación específica.

En la figura 3.1 Se muestra una tabla periódica de los elementos presentes en las superaleaciones base níquel y el papel que desempeñan [2, 3].

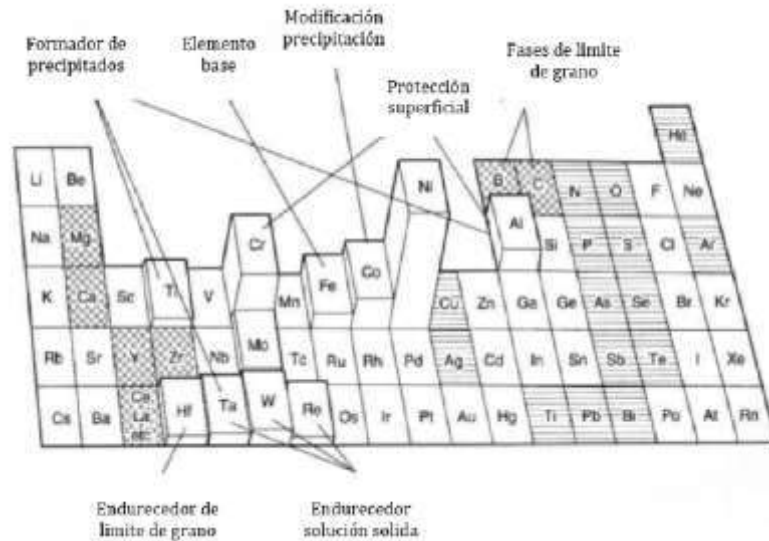


Figura 3.1. Rol que desempeñan los elementos presentes en el Inconel 718.

El Inconel 718 también se le denomina base níquel-hierro o base níquel-cromo, debido a que se le adiciona hierro para reducir el costo y del cromo el que combinado con níquel proporciona la resistencia a la oxidación y corrosión que es fundamental en este material. El endurecimiento por precipitación es por compuestos Inter metálicos y otros elementos aleantes la cual se relaciona con la formación de fases que precipitan, estas fases mejoran las propiedades mecánicas y la resistencia del material como lo muestra la siguiente tabla 3.1 [1, 4].

Tabla 3.1. Rol de los elementos en el Inconel 718.

Adiciones de aleación	Endurecedores por solución sólida	Formadores de γ'	Formadores de carburos	Endurecedores intergranulares	Formadores de cascarilla de óxido
Cromo	X		X		X
Aluminio		X			X
Titano		X	X		
Molibdeno	X		X		
Tungsteno	X		X		
Boro				X	
Zirconio				X	
Carbono				X	
Niobio		X	X		
Hafnio			X	X	
Tantalio		X	X	X	

3.1.1 Elementos y su rol en el Inconel 718.

Níquel ($\geq 50\%$) es el elemento base, resistencia a la corrosión a altas temperaturas, buena resistencia al trabajo en caliente debido a que no presenta cambios alotrópicos en su microestructura [5, 6].

Cromo (18-20%) aumenta en el endurecimiento por solución sólida y en combinación con el níquel tienen una excelente resistencia a la corrosión y oxidación a altas temperaturas.

Hierro (18-20%) se encuentra en solución sólida dentro de la aleación, es coherente con la estructura cristalina austenítica FCC de la matriz y aumenta levemente el porcentaje de volumen de la fase precipitante γ' ; también se utiliza para reducir el costo de una la matriz únicamente de níquel. A pesar de que reduce la temperatura de fusión del Inconel 718, los beneficios económicos resaltan en costos inferiores de fabricación y lo hacen competitivo.

Carbono (0.02-0.05%) aunque es poco el porcentaje, genera la formación de carburos de forma MC con algunos elementos como el niobio, cromo, titanio y molibdeno. Estos precipitados mejoran la resistencia a la termofluencia, porque se generan en los límites de grano y limitan el deslizamiento intergranular.

Molibdeno (3%) es un endurecedor por solución sólida, aumenta la resistencia mecánica de la matriz y en conjunto con el carbono llegan a formar carburos MC.

Niobio (4-6%) elemento precipitante endurecedor que al igual que el molibdeno si se combina con el carbono generan carburos MC, genera las fases gamma biprima γ'' , esta fase es la principal endurecedora precipitante del Inconel 718 además forma una fase subsecuente denominada delta (δ).

Titanio (1%) elemento aleante de la fase precipitante γ' , la cual es la fase más común en las superaleaciones base níquel.

Aluminio (0.5-1%) al igual que el titanio, el aluminio es un elemento aleante en la fase γ' , además que tiene como el cromo, una resistencia a la corrosión.

Cobalto (0.1-0.2%) elemento endurecedor en solución sólida el cual eleva la temperatura de solvus de la fase precipitante γ' .

3.1.2 Fases del Inconel 718.

Fase gamma γ . La fase γ se forma principalmente de níquel y cromo, cada una con particularidades que han sido útiles como a principal matriz de las superaleaciones de níquel. Un ejemplo de ello es que el níquel proporciona estabilidad en comparación con las aleaciones base hierro, la estructura electrónica del níquel, en su última capa de electrones está casi llena, lo que genera precipitación en la fase γ' e imposibilita la generación de fases frágiles, lo que permite que se puedan adicionar en solución sólida elementos aleantes y elementos precipitantes. La fase γ , presenta otros beneficios en presencia de cromo, porque genera películas de óxido que se adhieren, creando barreras que impiden el ingreso de elementos que son perjudiciales como el oxígeno y el azufre. La estructura cristalina de la fase γ es FCC, como se muestra en la figura 3.2, la cual permite a una buena ductilidad y conformado, es una fase no magnética [7].

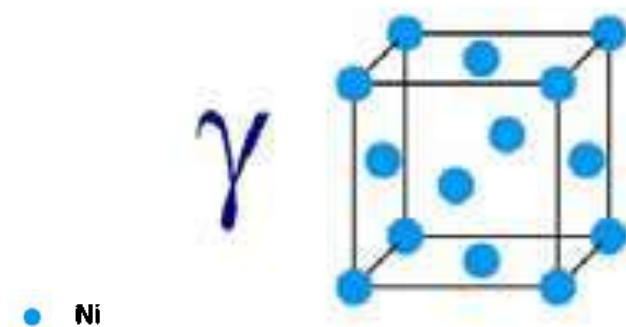


Figura 3.2. Estructura cristalina FCC de la fase γ .

Fase gamma γ' . Está formada por aluminio y titanio que al reaccionar con el níquel precipitan en una fase coherente con la matriz austenítica γ . También son llamados solutos esenciales y su porcentaje en las superaleaciones de níquel son igual o menor al 10%, genera una microestructura de equilibrio de dos fases: gamma (γ) y gamma prima (γ'), esta última es la responsable de que las superaleaciones tengan buena resistencia a las altas temperaturas y a las deformaciones por termofluencia. La cantidad de γ' depende de la composición química y de la temperatura en los diagramas de fases ternarios Ni-Al-Ti como se muestra en la figura 3.3. Donde

disminuye a medida que aumenta la temperatura para una composición química dada.

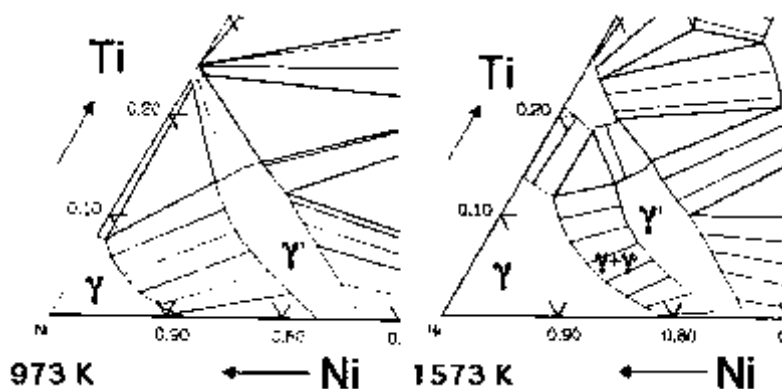


Figura 3.3. Diagrama de la fase ternaria Ni-Al-Ti.

La disolución de γ' a una suficiente temperatura elevada por medio del tratamiento térmico de solubilizado seguido de uno de envejecimiento a una temperatura inferior del tratamientop de solubilizado, podría generar una dispersión fina y uniforme de los elementos precipitadores-endurecedores.

La fase γ' tiene una red cristalina cúbica simple similar a la FCC, donde los átomos de níquel se encuentran en el centro de la celda, mientras que los átomos de aluminio o titanio se encuentran en las esquinas de la celda. Este arreglo atómico tiene las siguientes formulas químicas: Ni_3Al , Ni_3Ti . Esta fase $(\gamma+\gamma')/\gamma'$, no es completamente estequiometrica, así se aprecia en las secciones del diagrama ternario Al, Ni, Ti y puede llegar a existir gran número de vacancias donde átomos de Ni pueden llegar a ocupar el lugar del Ti o Al y viceversa, como se muestra en la figura 3.4.

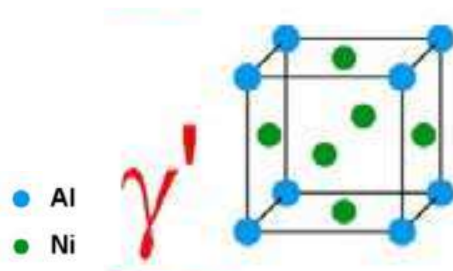


Figura 3.4. Arreglo cristalino FCC de la fase γ' .

Fase gama biprima γ'' . Esta fase γ'' como se muestra en la figura 3.5, se obtiene cuando se requiere una mayor resistencia a bajas temperaturas, por ejemplo, en los anillos de turbinas, se le adhiere niobio $\geq 5\%$ y la composición de γ'' es Ni_3Nb , que es el principal constituyente. Su estructura cristalina es tetragonal centrada en el cuerpo, donde el fortalecimiento se debe al endurecimiento por coherencia de la fase con la matriz, además del ordenamiento de los elementos.



Figura 3.5. Estructura cristalina TCB de la fase cristalina γ'' .

Fase delta δ . Es la tercera fase Inter metálica como se muestra en la figura 3.6, la cual precipita en los límites de granos por nucleación, para posteriormente crecer en forma de placas delgadas que se extienden a lo largo del grano, aproximadamente a 700°C y su temperatura de solvus es alrededor de 1000°C .

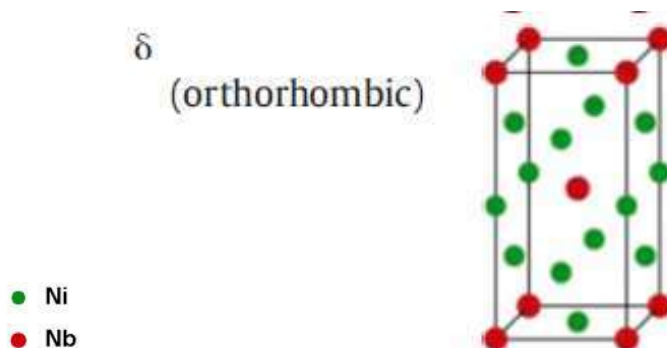


Figura 3.6. Estructura cristalina FCO de la fase cristalina δ .

La nucleación también puede originarse intergranularmente en presencia de γ'' , aunque la fase delta es termodinámicamente más estable que la fase gama biprima y en ambas el niobio es el elemento precipitante principal, lo que indica que cuando la

fase delta aumenta, la fase gama biprima disminuye por encima de los 900° C por lo tanto la fase delta no contribuye al endurecimiento, más bien disminuye la resistencia por la pérdida de la fase gama biprima. Por otra parte, los beneficios de la fase delta son: limitan el crecimiento de grano, con una morfología adecuada genera mayor resistencia a las fallas por termofluencia.

Los microconstituyentes observados en superaleaciones hierro-níquel y base níquel son idénticos, con algunas excepciones. Las aleaciones a base de cobalto no se ven reforzadas por precipitados inter-metálicos, pero comparten muchas características comunes. Todas las aleaciones tienen una matriz austenítica (fase- γ) que se refuerza por solución sólida de la aleación y por precipitación de carburos. La mayoría de las fases discutidas anteriormente tienen algún grado de solubilidad para otros elementos.

En la Tabla 3.2, se resumen los datos sobre los constituyentes de la segunda fase encontrados comúnmente en aleaciones resistentes al calor [8].

Tabla 3.2. Fases, estructuras cristalinas y constituyentes de los elementos en el Inconel 718.

Fase	Estructura Cristalina	Parámetro de red, nm	Formula	Comentarios
γ'	fcc (ordenamiento L12)	0.3561 para Ni ₃ Al puro hasta 0.3568 para Ni ₃ (Al _{0.5} Ti _{0.5})	NiAl Ni ₃ (Al, Ti)	Fase de fortalecimiento principal en muchas superaleaciones base níquel y níquel-hierro; la red cristalina varía ligeramente en tamaño (0 a 0.5%) de la de matriz austenita; la forma varía de esférica a cúbica; el tamaño varía con el tiempo de exposición y la temperatura.
η	hcp (DO24)	$a_0 = 0.5093$ $c_0 = 0.8276$	Ni ₃ Ti (sin solubilidad para otros elementos)	Se encuentra en superaleaciones base hierro, cobalto y níquel con altas proporciones de titanio/aluminio después de la exposición prolongada; pueden formar intergranularmente en una forma celular o intragranularmente como plaquetas aciculares en un patrón Widmanstätten.

γ''	bct (ordenamiento DO22)	$a_0 = 0.3624$ $c_0 = 0.7406$	Ni_3Nb	Fase de fortalecimiento Principal en Inconel 718; Los precipitados γ'' son partículas en forma de disco coherentes que se forman en los planos (100) (diámetro promedio, aproximadamente 600 Å; espesor, aproximadamente 50-90 Å); fase metaestable.
Ni_3Nb (δ)	Ortorrónica (ordenamiento Cu_3Ti)	$a_0 = 0.5106$ – 0.511 $b_0 = 0.421$ – 0.4251 $c_0 = 0.452$ – 0.4556	Ni_3Nb	Observado en Inconel 718 sobre envejecido; tiene una forma acicular cuando se forman entre 815 y 980°C; se forma por reacción celular a bajas temperaturas de envejecimiento y por precipitación intragranular a altas temperaturas de envejecimiento.
MC	Cúbica	$a_0 = 0.430$ – 0.470	TiC NbC HfC	Para el nitrógeno, circonio, y molibdeno; la composición es variable; aparece como partículas globulares, de forma irregular, que son de color gris a lavanda; Los elementos "M" pueden ser de titanio, tántalo, niobio, hafnio, torio o zirconio.
$M_{23}C_6$	fcc	$a_0 = 1.050$ – 1.070 (varía con la composición)	$Cr_{23}C_6$ (Cr, Fe, W, Mo) $_{23}C_6$	La forma de precipitación es importante; puede precipitar como películas, glóbulos, plaquetas, laminillas, y células; generalmente se forma en los límites de grano; El elemento "M" es por lo general de cromo, pero puede sustituirse por níquel-cobalto, hierro, molibdeno, y tungsteno.
M_6C	fcc	$a_0 = 1.085$ – 1.175	Fe_3Mo_3C Fe_3W_3C – Fe_4W_2C Fe_3Nb_3C – Nb_3Co_3C Ta_3Co_3C – Cr_7C_3	Carburo aleatoriamente distribuido; puede aparecer de color rosado; Los elementos "M" son generalmente molibdeno o tungsteno; hay algo de solubilidad para el cromo, níquel-niobio, tántalo, y cobalto.
M_7C_3	Hexagonal	$a_0 = 1.398$ $c_0 = 0.4523$	Cr_7C_3	Observado generalmente como una forma intergranular en bloques; observado sólo en aleaciones tales como Nimonic 80A después de la exposición

				por encima de 1.000°C y en algunas aleaciones base cobalto.
M ₃ B ₂	Tetragonal	a ₀ = 0.560– 0.620 c ₀ = 0.300– 0.330	Ta ₃ B ₂ V ₃ B ₂ -Nb ₃ B ₂ (Mo, Ti, Cr, Ni, Fe) ₃ B ₂ Mo ₂ FeB ₂	Observado en aleaciones de hierro-níquel y base níquel con aprox. 0.03% B o superior; los boruros parecen similares a los carburos, pero no son atacados por agentes de ataque de carburo preferenciales; Los elementos "M" pueden ser molibdeno, tántalo, niobio, níquel, hierro o vanadio.
MN	Cúbica	a ₀ = 0.4240	TiN (Ti, Nb, Zr) N (Ti, Nb, Zr) (C, N) ZrN NbN	Nitruros se observan en las aleaciones que contienen titanio, niobio, o circonio; son insolubles a temperaturas inferiores al punto de fusión; fácilmente reconocida en pulido, teniendo formas cuadradas a rectangulares y que van del amarillo al naranja.
μ	Romboédrica	a ₀ = 0.0475 c ₀ = 2.577	Co ₇ W ₆ (Fe, Co) ₇ (Mo, W) ₆	Observada generalmente en aleaciones con altos niveles de molibdeno o tungsteno; aparece como gruesas, las plaquetas Widmanstätten irregulares; se forma a altas temperaturas.
Laves	Hexagonal	a ₀ = 0.475– 0.495 c ₀ = 0.770– 0.815	Fe ₂ Nb Fe ₂ Ti Fe ₂ Mo Co ₂ Ta Co ₂ Ti	El más común en superaleaciones base hierro y cobalto-; por lo general aparece como glóbulos de forma irregular, a menudo alargados, o como plaquetas después de la exposición prolongada a altas temperaturas.
σ	Tetragonal	a ₀ = 0.880– 0.910 c ₀ = 0.450– 0.480	FeCr FeCrMo CrFeMoNi CrCo CrNiMo	Muy a menudo se observa en superaleaciones base hierro y cobalto, con menor frecuencia en las aleaciones a base de níquel; aparece como glóbulos de forma irregular, a menudo alargados; se forma después de una exposición prolongada entre 540 y 980°C

3.2 APLICACIONES DEL INCONEL 718.

Los componentes en el motor de una turbina y de un motor propulsor de cohetes aeroespaciales, están expuestos a condiciones extremas como son: las altas temperaturas, gases corrosivos, vibraciones y esfuerzos mecánicos [9].

El Inconel 718 es una de las superaleaciones más utilizadas y representativas en la industria aeroespacial que otras superaleaciones endurecidas por envejecido como las superaleaciones Waspaloy, Rene 41, Inconel X750, Udimet 700 las cuales sufren de agrietamiento después de soldarse, lo que puede de considerarse particularmente en los procesos de fabricación y ensamble de piezas complejas que conforman las turbinas y sus componentes [10]. El I-718 es una superaleación base Níquel austenítica y adquiere su resistencia a altas temperaturas a través de la precipitación de su estructura tetragonal centrada en el cuerpo [11].

Una de las principales aplicaciones del I-718 es en los discos de compresores en motores de avión donde se manejan velocidades rotacionales extremadamente altas 30,000 RPM y se experimentan temperaturas de 700°C [12, 13].

Las condiciones operativas más severas ocurren durante el despegue y aterrizaje y puesto que los discos del compresor son elementos de fallas catastróficas por fatiga, la aleación debe ser optimizada por una alta resistencia termo-mecánica en el régimen de fatiga a bajo número de ciclos. En niveles de esfuerzos máximos no fallan antes de 100,000 ciclos, la presencia de porosidad y la superficie de la huella es un concentrador de esfuerzos [14]. Existen pocos estudios en superaleaciones Inconel 718 algunos casos son: Yan et al. [15] quien encontró que no se presenta la falla por fractura a gran número de ciclos a temperatura ambiente, pero si a 500°C. Chen et al. [16], en ensayos de fatiga ultrasónica revelo que la fractura por fatiga ocurrió entre 10^7 y 10^8 ciclos. Se ha puesto especial énfasis al comportamiento a la fatiga en materiales debido al problema de fallas en sistemas de aeronaves inducidas por los esfuerzos alternados en servicios y se ha utilizado el Inconel 718 en ejes y discos de turbinas, compresores [17].

El Inconel 718 fue inicialmente utilizado en las turbinas de aeronaves donde investigadores han demostrado que una variación en la microestructura genera una

gran variedad de tasas de crecimiento de grieta por fatiga [18-20], La evolución del Inconel 718 de grado aeroespacial se obtiene a través del tratamiento térmico de envejecido. Para el sector aeroespacial, el envejecido se lleva a cabo en 2 pasos: primer paso a 718°C con un tiempo menor a 8 horas, seguido de un segundo paso a 621°C también con un tiempo menor a 8 horas. Esto con la finalidad de obtener una dureza de 40 Rockwell C y así evitar el agrietamiento por corrosión asistida por esfuerzos [21]. La Resistencia del Inconel 718 proviene de las soluciones sólidas de sus elementos de aleación [22].

Los manuales de turbinas de gas y documentos técnicos de ingeniería indican que las condiciones que influyen en la vida de los álabes de turbinas son principalmente: esfuerzos mecánicos debido a las fuerzas centrífugas, vibraciones y esfuerzos de flexión; también contribuyen el ambiente de operación: altas temperaturas, combustible, contaminación del aire, partículas sólidas, etc. Sin embargo, el grado de deterioro de un álabe individual es diferente debido a factores como: tiempo de servicio total, historial de operación (encendido, apagado), condiciones operativas del motor (temperatura, velocidad de rotación), fabricación (forja, fundido), tratamiento térmico, tamaño de grano, porosidad, composición de la aleación. Las fallas en los álabes de turbinas industriales de gas representan el 62% de los costos de daños totales. El costo por fatiga de alto número de ciclos representa el 12% en la reparación de los álabes. Por esta razón, los investigadores se han enfocado en estudiar la fatiga en alto número de ciclos [23-25].

El proceso de fabricación del I-718 debe estar bien supervisado y controlado (Composición química, tratamiento térmico, fundición, forja, etc.), de la presencia de esfuerzos residuales y defectos superficiales que afecten la resistencia del material que causan o conducen la iniciación de grietas o a la fractura prematura que fue el resultado de la investigación mencionada anteriormente; en combinación con las cargas aerodinámicas y fuerzas centrífugas de la velocidad del giro del rotor [26].

Los daños por objetos extraños es otra falla de los álabes de primera etapa del compresor figura 3.7, esto se presenta por la entrada de objetos o piezas al conducto de la turbina que aspira grandes cantidades de aire por el compresor, durante la

operación. Entonces, cualquier material sólido que es arrastrado por el conducto de aire puede causar daños por erosión o impacto [27, 28].



Figura 3.7. Fallas en la 1ra sección de álabes en las turbinas de gas.

3.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN EL INCONEL 718.

Las superaleaciones, dependen, generalmente de la aplicación de calor para producir cambios químicos, microestructurales y para un futuro proceso mecánico, el cual debe estar diseñado sin margen de error para que los cambios ocurran de manera adecuada, por estas razones los tratamientos térmicos son importantes.

El tratamiento térmico es la aplicación de calor para llevar a cabo objetivos tales como: reducción de esfuerzos, redistribución atómica de elementos presentes, generar recristalización, incremento del tamaño de grano, disolución de fases y promover nuevas fases gracias a la precipitación proveniente de la solución sólida. Algunos tratamientos térmicos en las superaleaciones son: recocido, solubilización, envejecido, etc. [29, 30]. En la figura 3.8 se muestra una figura del diagrama TTT del Inconel 718.

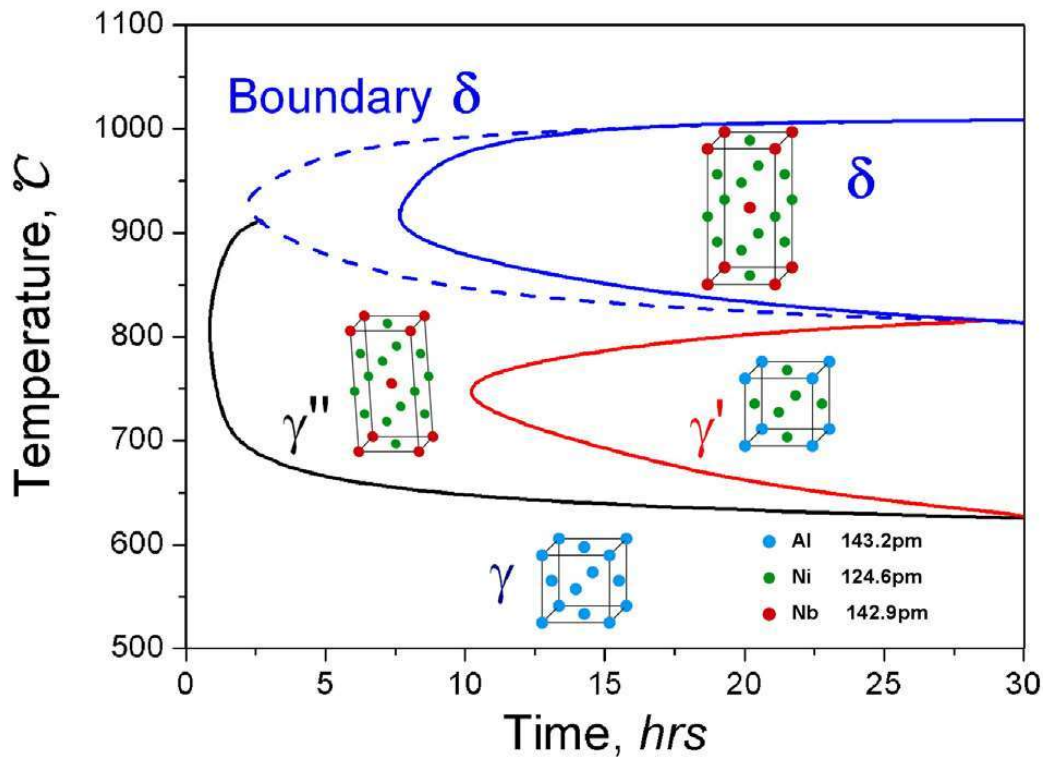


Figura 3.8. Diagrama TTT del Inconel 718

Recocido. Se utiliza en las superaleaciones y generalmente se refiere al recocido completo o recristalización completa y sirve para lograr el máximo ablandamiento. Se emplea comúnmente en superaleaciones que van a forjarse, porque reduce su dureza y aumenta la ductilidad en procesos mecánicos, de manera general se utilizan estos tratamientos térmicos en superaleaciones que no son endurecidas por precipitación. En superaleaciones donde la precipitación de segundas fases es su mecanismo principal de endurecimiento, se denomina al tratamiento térmico de recocido como tratamiento de solubilizado o recocido de solución. El cual tiene el objetivo de disolver segundas fases de la solución sólida y preparar la aleación para el tratamiento de envejecido con la finalidad de controlar la precipitación de las segundas fases [31].

Solubilizado. El tratamiento térmico de solubilizado en las superaleaciones es previo al tratamiento térmico de envejecido, ya que sirve para homogenizar la microestructura. La temperatura varía en los rangos de 950 a 1300° la temperatura depende de las

propiedades que se requiera, a mayor temperatura la superaleación tendrá una buena resistencia a la termofluencia, crecimiento de grano y disolución de carburos. A menor temperatura tendrá propiedades de resistencia a la tensión a altas temperaturas en corto plazo, mejora las propiedades de resistencia a la fatiga por el tamaño fino de grano y mejora la resistencia de la ruptura sensible de grieta [29].

Wanhill realizó un solubilizado a 955°C por una hora y lo enfrió en aire [32], al igual que Abdul Jawwad et al. [33], y Hong et al. [34] en esta aleación. Zhang et al., realizaron el tratamiento de solubilizado a 970°C por una hora y enfriando en agua [35], mientras que Hari Krishna et al., homogenizaron el material a 980°C por una hora y lo enfriaron en agua [36]. Por otro lado, Mahobia et al., también homogenizaron el Inconel a 718° C, pero por una hora y media y lo enfriaron en aire [37, 38], finalmente, Chen et al., solubilizaron el material a 982° C por una hora enfriándolo en agua [39, 40].

También Zheng et al., realizaron el tratamiento térmico de solubilizado a 1050° C por una hora y enfriando en aire en la figura 3.8 muestra las fases presentes en las diferentes temperaturas de solubilizado [41] y Kuo et al. [42] homogenizaron a 1095°C por una hora y enfriando en aire. Estos autores indican que los tratamientos de solubilizado por debajo de 1032° C no disuelven los carburos y fases Inter metálicas (Leaves), en la matriz y al aumentar la temperatura por encima de 1050° C se logra disolver los carburos y las fases de Leaves como se muestra en la figura 3.9.

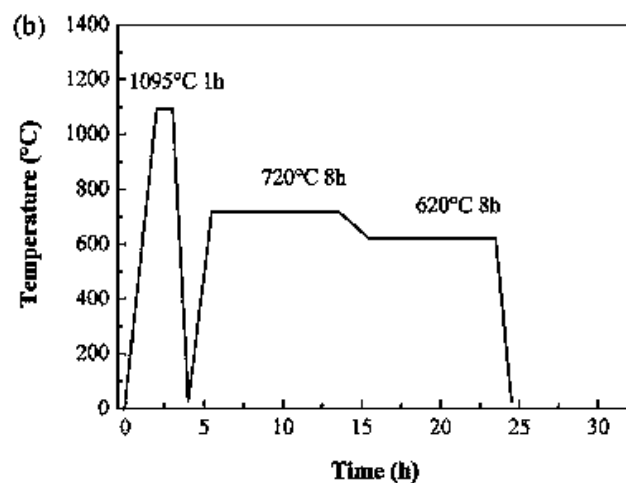


Figura 3.9. Diagrama de solubilizado y doble envejecido del Inconel 718 [42].

El objetivo del tratamiento térmico de solubilizado es poner en solución segundas fases endurecedoras y disolver carburos. A bajas temperaturas el resultado es la disolución de las principales fases envejecidas sin crecimiento de grano y sin disolución significativa de carburos. Antes del tratamiento de envejecido el solubilizado homogeniza la microestructura antes de una total recrystalización, esto con el fin de generar la estructura deseada para un trabajo mecánico posterior con buena ductilidad. También debe considerarse que en el tratamiento de solubilizado existe la posibilidad de que no se disuelvan por completo las segundas fases que son las que promueven el endurecimiento y son el principal problema en el trabajo mecánico posterior [29].

Envejecido. Las superaleaciones base níquel sometidas al tratamiento térmico de doble envejecido (endurecimiento por precipitación), son primero sometidas a disolución y luego envejecidas para producir las propiedades deseadas. Las temperaturas de tratamiento de solubilizado varían de 932°C-1232°C, o incluso hasta 1315°C para algunas aleaciones monocristalinas. Los largos tiempos de exposición a temperaturas de tratamiento de solubilizado pueden dar lugar a la disolución parcial de los carburos primarios con el posterior crecimiento del grano. El tratamiento en solución puede estar por encima de γ' o por debajo de la temperatura de solvus dependiendo de la microestructura y la aplicación deseada. La temperatura más alta se utiliza para desarrollar tamaños de grano grueso para aplicaciones críticas de fluencia y fractura por tensión, mientras que la temperatura inferior de solubilizado producirá un tamaño de grano más fino para mejorar las propiedades de tensión y fatiga. Para conservar la solución sobresaturada obtenida durante el tratamiento de solubilizado, la pieza debe ser enfriada rápidamente a temperatura ambiente usando enfriamiento por gas, agua o aceite [29, 31].

Los tratamientos de envejecimiento se utilizan para reforzar las aleaciones endurecidas por precipitación de una o más fases γ' o γ'' . Los tratamientos de envejecimiento varían desde 621°C hasta 1037°C. Tratamientos de envejecido doble también se utilizan para producir diferentes tamaños y distribuciones de precipitados. Una razón principal para los tratamientos de doble envejecido, además del control de γ'

y γ'' , es la necesidad de precipitar o controlar la morfología de los carburos en los límites de grano. Los tratamientos térmicos de envejecido por lo general van de 620°C-982°C, con tiempos de alrededor de 4-32 h. Cualquiera de los tratamientos de envejecimiento individual o múltiple se utilizan entonces para precipitar γ' . Al igual que la temperatura de solubilizado, las temperaturas y los tiempos de envejecimiento se seleccionan dependiendo de la aplicación deseada [29, 31].

3.4 ACERO INOXIDABLE AISI 418.

El acero inoxidable martensítico AISI 418 (Greek ascoloy) es en muchos aspectos similar al 410 en composición química, como se muestra en la tabla 3.3, solo que se modifica adicionándole níquel y tungsteno para mejorar sus propiedades mecánicas a altas temperaturas (600° a 800° C) y en ambientes corrosivos. Es utilizado para aplicaciones como en partes de turbinas de gas, componentes de motores a reacción, discos, álabes, etc. Figura 3.10; donde también se utilizan las aleaciones de base níquel y las aleaciones de base cobalto [43, 44].

Tabla 3.3. Composición química del AISI 418 (wt %).

Elemento	Fe	Cr	C	Ni	Mn	P	S	W	Si
WT %	78.5 a 83.6	12 a 14	0.15 a 0.2	1.8 a 2.2	0.5 max	0.04 max	0.015 max	2.5 a 3.5	0.5 max



Figura 3.10. Ensamble de un compresor de una turbina de gas.

Los álabes y el disco del compresor de la turbina de gas, pertenece a una turbina J33 Allison de la empresa Rolls Royce, es de un material acero inoxidable AISI 418 como se muestra en la figura 3.11 a), fue cedido por la Fuerza Aérea Mexicana al CIIA de la UANL, con la cual se tiene colaboración en este proyecto y la finalidad de trabajar este material es el de comparar el Inconel 718 en caracterización electroquímica con un material que también se utiliza en el motor a reacción de un avión como es el acero inoxidable AISI 418. La figura 3.11 b), muestra el número de parte (3013603K), el cual corresponde a los álabes de la 3ra etapa [45]. La comparación de algunas propiedades entre el acero inoxidable AISI 418 y el I-718, se muestran en la tabla 3.4 [43].



Figura 3.11. Disco y álabes de la turbina J33-Allison a) y número de parte del álabes b).

Tabla 3.4 Propiedades similares entre el AISI 418 con el Inconel 718.

Material	AISI 418	Inconel 718
Densidad (g/cm^3)	8.1	8.2
Módulo de Elasticidad (GPa)	200	220
Coefficiente de Poisson (ν)	0.28	0.29
Alargamiento a la fractura (%)	17	12 a 50
Módulo de Resiliencia (kJ/m^3)	1900	660 a 4550
Capacidad de calor específico ($J/Kg-K$)	470	450
Última resistencia a la Tensión (MPa)	1120	930 a 1530
Resistencia a la cedencia (MPa)	870	510 a 1330
Expansión Térmica ($\mu m/m-K$)	10	13

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS CAPÍTULO III

- [1] Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, cuarta edición, William F. Smith and Javad Hashemi editorial Mc Graw Hill.
- [2] M. J. Donachie S. J. Donachie, “Superalloys A Technical Guide”, 2nd Edition, ASM International, 2002.
- [3] ASM International, Specialty Handbook: “Heat Resistant Material”, 2000.
- [4] D. Cesnik, V. Bratus, B. Kosec, J. Rozman, M. Bizjak “Heat Treatment and Fine-Blankin Inconel 718”, *Materials and Geoenvironment*, Vol. 55, No. 2, pp. 163-172, 2008.
- [5] R. C. Reed, “The Superalloys Fundamentals and Applications”, Cambridge University Press, New York, 2006.
- [6] ASM International, Metals Handbook, Metallography and Microstructures, Vol. 9, 2004.
- [7] Decker R. F., “The Evolution of Wrought Age-Hardenable Superalloys”, *Flight Saf Found – Aviat Mech Bull*, pp. 1-20, 1994.
- [8] ASM International, Specialty Handbook: “Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials”, Vol. 2, Chapter Nickel and Nickel Alloys, pp. 1368-1370, 1992.
- [9] M. T. Jovanovic, B. Lukic, Z. Miskovic, I. Bobic, I. Cvijovic, B. Dimcic, “Processing and some applications of Nickel, Cobalt and titanium-based alloys”, Association of metallurgical Engineers of Serbia, *Metalurgija-Journal of Metallurgy*.
- [10] Caiazzo F., Alfieri V., Sergi V., Schiapani A., Cinque S., “Dissimilar autogenous disk-layer welding of Haynes 188 and Inconel 718 superalloys for aerospace applications”, Ed. Springer, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Vol. 68, pp. 1809-1820, 2013.
- [11] Alexopoulos N. D., Argyriou N., Stergiou V. Kourkoulis K., “Fatigue behavior of Inconel 718 TIG welds”, Ed. Springer, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 23, pp. 2973-2983. 2014.
- [12] D. Driver, D. W. Hall, G. W. Meetham, “The development of gas turbine materials”, G. W. Meetham, ed., Applied Science Publishers, London, pp. 1-30, 1981.

- [13] S. P. Lynch, T. C. Radtke, B. J. Wicks, R. T. Byrnes, “Fatigue crack growth in Nickel-based superalloys at 500-700°C I: Waspaloy”, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* Vol. 17, pp. 297-311, 1994.
- [14] Abdul Jawwad A. K., Strangwood M., Davis C. L., “Microstructural modification in full penetration and partial penetration electron beam welds in INCONEL 718 (IN-718) and its effect on fatigue crack initiation”, Ed. Springer, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 36, pp. 1237-1247, 2005.
- [15] Yan N., Kawagoishi N, Chen Q., Wang Q. Y., Nishitani H., Kondo E., “Fatigue Properties of Inconel 718 in long life region at elevated temperature”, *Key Engineering Materials*, Vol. 243-244 pp. 321-326, 2003.
- [16] Chen Q., Kawagoishi N, Wang Q. Y., Yan N., Ono T., Hashiguchi G., “Small crack behavior and fracture of nickel-based superalloy under ultrasonic fatigue”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 1227-1232, 2005.
- [17] Ma X., Duan Z., Shi H., Murai R., Yanagisawa., “Fatigue and fracture behavior of nickel-based superalloy Inconel 718 up to very high cycle regime”, Ed. Springer, *J. Zhejiang Univ-Sci A (Appl Phys & Eng)*, p.p. 727-737, 2013.
- [18] L. Xiao, D. L. Chen, M. C. Chatuverdi, “Effect of boron on fatigue crack growth behavior in superalloy IN718 at RT and 650°C”, *Mater. Sci. Eng. A* 428, pp. 1-11, 2006.
- [19] K. Prasad, N. C. Babu, V. Kumar, “Effect of frequency and orientation on fatigue crack growth behavior of forged turbine disc of IN 718 superalloy”, *Mater. Sci. Eng. A*, pp. 83-87, 2012.
- [20] M. Clavel, A. Pineau, “Frequency and wave-form effects on the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 298 K and 823 K”, *Metall. Trans. A* 9A, pp. 471-480, 1978.
- [21] *Aerospace Material Specification 5662M, Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings and Rings*, SAE International, 2004.
- [22] D. G. Leo Prakash, M. J. Walsh, D. Maclachlan, A. M. Korsunsky, “Crack growth micro-mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation”, *International Journal of Fatigue* 31, pp. 1966-1977, 2009.
- [23] T. Carter, “Common failures in gas turbine blades”, *Eng. Fail Anal* 12, pp. 237-247, 2005.

- [24] B. Meher-Bomji, G. Gabriles, “Gas turbine blade failures – causes, avoidance and troubleshooting”, Proceedings of the 27th turbomachinery symposium, Vol. 27, pp. 129-180, 1995.
- [25] R. Dundas, “Engineering and metallographic aspects of gas turbine engine failure investigation: identifying the causes”, Flight Saf Found – Aviat Mech Bull, pp. 1-20, 1994.
- [26] Wassim Maktouf, Kacem Saï, “An Investigation of premature fatigue failures of gas turbine blade”, Eng Fail Anal 47, pp. 89-101, 2015.
- [27] L. Witek, “Numerical stress and crack initiation analysis of the compressor blades after foreign object damage subjected to high-cycle fatigue”, Eng Fail Anal 18, pp. 2111-2125, 2011.
- [28] E. Silveira, G. Atxaga, A. Irisarri, “Failure analysis of a set of compressor blades”, Eng Fail Anal 15, pp. 666-674, 2008.
- [29] M. J. Donachie S. J. Donachie, “Superalloys A Technical Guide”, 2nd Edition, ASM International, 2002.
- [30] Basile A. O., J. F. Radavich, “A Current T-T-T Diagram for Wrought Alloy 718”, The Minerals, Metals & Materials Society, pp. 325-335, 1991.
- [31] ASM International, Specialty Handbook: “Heat Resistant Material”, 2000.
- [32] Wanhill R. J. H., “Fatigue of air supply manifold support rod in military jet engines”, Ed. Springer, Journal of Failure Analysis and Prevention, Vol. 4, pp. 53-61, 2004.
- [33] Abdul Jawwad A. K., Strangwood M., Davis C. L., “Microstructural modification in full penetration and partial penetration electron beam welds in INCONEL 718 (IN-718) and its effect on fatigue crack initiation”, Ed. Springer, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 36, pp. 1237-1247, 2005.
- [34] Hong J. K., Park J. H, Park N. K., Eom I. S., Kim M. B., Kang C. Y., “Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding”, Journal of Materials Processing Technology 201, pp. 515-520, 2008.
- [35] Zhang Y. Y., Duan Z., Shi H. J., “Comparison of the very high cycle fatigue behaviors of INCONEL 718 with different loading frequencies”. Ed. Springer, Sci. China-Phys Mech. Astron, Vol. 56, No. 3, p.p. 617-623, 2013.

- [36] Hari Krishna E., Kartik Prasad, Vakil Singh, Vikas Kumar., “A comparative evaluation of low cycle fatigue behavior of conventional and modified INCONEL 718”, Ed. Springer, Trans IIM, Vol. 63, pp. 515-516, 2010.
- [37] Mahobia G.S., Neeta Paulose, Mannan S. L., Sudhakar Rao G., Chattopadhyay K., Santhi Srinivas N. C., Vakil Singh, “Effect of hot corrosion on low cycle fatigue behavior of superalloy IN718 at 550°C”, Ed. Elsevier, International Journal of Fatigue, Vol. 59, pp. 272-281, 2014.
- [38] Mahobia G.S., Neeta Paulose, Sreekanth K., Mannan S. L., Sudhakar Rao G., Vakil Singh, “Effect of saline environment on LCF behavior of Inconel 718 at 550°C”, Ed. Springer, Journal of materials and Performance, Vol. 24, pp. 338-344, 2015.
- [39] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani, “Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures”, Materials Science and Engineering A277, pp. 250-257, 2000.
- [40] Q. Chen, N. Kawagishi, Q. Y. Wang, N. Yan, T. Ono, G. Hashiguchi, “Small crack behavior and fracture of nickel-based superalloy under ultrasonic fatigue”, International Journal of Fatigue, Vol. 27, Issues 10-12, pp. 1227-1232, 2005.
- [41] Zheng W., Wei X., Song Z., Yong Q., Feng H., Xie Q., “Effects of Carbon Content on Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy”, Journal of Iron and Steel Research, Vol. 22 (1), pp. 78-83, 2015.
- [42] Kuo C. M., Yang Y. T. Bor H. Y., Wei C. N., Tai C. C., “Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy”, Materials Science and Engineering A 510-511, pp. 289-294, 2009.
- [43] <http://www.makeitfrom.com/compare/AISI-418-Alloy-615-S41800-Stainless-Steel/Nickel-Alloy-718-2.4668-N07718-NA51>.
- [44] ASM International, Metals Handbook, “Atlas of microstructures of industrial alloys”, Vol. 7, 8a Edición 1972.
- [45] <https://www.zauba.com/import-3rd+stage+parts/hs-code-88033000-hs-code.html>

CAPÍTULO IV. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

4.1 DIAGRAMA DE FLUJO DEL DISEÑO EXPERIMENTAL.

La figura 4.1 muestra un diagrama de flujo del diseño experimental de este proyecto de doctorado, donde la metodología y desarrollo de la etapa de experimentación siguen la ruta indicada en el esquema. En las siguientes secciones se presentarán con detalles los procesos y pasos de la metodología experimental de este proyecto.

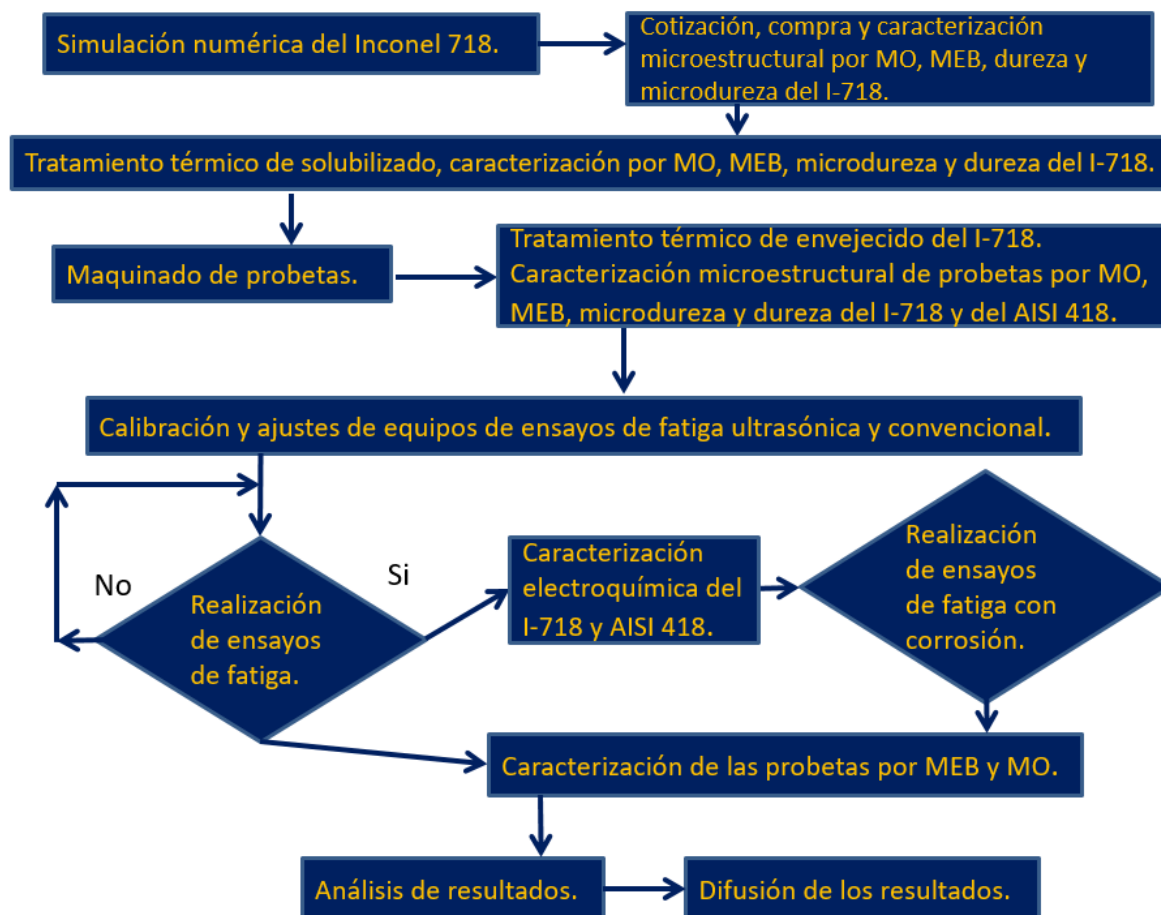


Figura 4.1. Diagrama de flujo del diseño de experimentos.

4.2. CONDICIÓN DE RESONANCIA Y APLICACIÓN DE CARGA MECÁNICA.

Para poner en marcha las pruebas de resistencia en fatiga gigacíclica del Inconel 718, se debe realizar pruebas de simulación numérica de análisis modal. Es importante mencionar los conceptos fundamentales de esta área, que son la resonancia y la aplicación de carga mecánica, para obtener la frecuencia de resonancia para la máquina de fatiga ultrasónica y la probeta de ensayos en el material de la aleación Inconel 718.

Actualmente se han llevado a cabo importantes investigaciones las cuales se orientan a determinar la vida útil de los materiales sometidos a cargas oscilantes, flexionantes o rotativas (vida en fatiga), para determinar la resistencia en fatiga. Las fallas de los materiales metálicos están relacionadas a diversas causas como son: carga mecánica, microporosidades, defectos del material, inclusiones no metálicas, concentradores de esfuerzos, corrosión, etc.; los cuales conducen a la falla por fatiga a menores números de ciclos con la asociación de pérdidas materiales, económicas, y en ciertos casos de implicaciones en la vida de los seres humanos. Por eso la importancia y necesidad de investigar la vida útil de los materiales; principalmente este trabajo estará orientado a dos aspectos relacionados con el material de estudio: resistencia a la fatiga ultrasónica del Inconel 718 sin y con pre-corrosión.

El análisis modal para determinar la frecuencia natural de oscilación del Inconel 718 se llevó a cabo con el software de elemento finito ANSYS versión R15.0 y R17.0. El análisis modal se obtuvo introduciendo las propiedades mecánicas del material y reproduciendo la geometría de la probeta. El elemento de malla utilizado fue el SOLID185, que se caracteriza por ser un elemento tridimensional, definido por 8 nodos teniendo 3 grados de libertad en cada nodo, correspondientes a las translaciones en los ejes X, Y y Z.

El Inconel 718, es una superaleación base níquel, tiene aplicaciones en la industria aeronáutica/aeroespacial gracias a sus excelentes propiedades mecánicas a elevadas temperaturas y a su buena resistencia a la corrosión [1]. Este material, en presentación

de barras redondas ($\frac{1}{2}$ " de diámetro * $2 \frac{1}{2}$ " de longitud) fue adquirido en la empresa norteamericana Mega Mex (Texas) bajo la norma de fabricación AMS 5662 (Aerospace Materials Standards). Esta norma indica que el material tiene un tratamiento térmico de recocido.

Paralelamente, se ha llevado a cabo un estudio mediante el programa de elemento finito con el programa ANSYS-R15 y R17 respectivamente, para determinar las dimensiones que debe tener la probeta con $\frac{1}{2}$ " de diámetro y con las propiedades mecánicas del Inconel 718 que se muestran en la tabla 4.1, las cuales servirán para llevar a cabo las simulaciones de análisis modal y aplicación de carga mecánica, con el objeto que el material entre en resonancia con la máquina de fatiga ultrasónica.

Tabla 4.1. Propiedades mecánicas del Inconel 718 para la simulación numérica.

Densidad δ	8221 (Kg/m ³)
Módulo de Elasticidad (Young)	210 GPa.
Coeficiente de Poisson (ν)	0.294

La densidad se calculó midiendo la longitud y el diámetro de la probeta con un vernier digital marca Mitutoyo, mientras que la masa se determinó pesando la probeta en una balanza de precisión marca Rhino, figura 4.2. Posteriormente se hizo un promedio de densidades para realizar el estudio en el programa ANSYS.



Figura 4.2. Balanza de precisión y Vernier.

4.2.1 Condiciones de la Simulación Numérica.

1. La probeta está sujeta a carga uniaxial sin tomar en cuenta la temperatura.
2. El Inconel 718 para efectos de la simulación numérica se considera homogéneo, elástico e isotrópico.
3. La simulación numérica modal se realiza con el software ANSYS 15.0 y 17.0 utilizando el método de Block Lanczos.

La secuencia para determinar la frecuencia natural de oscilación mediante el análisis modal, es la siguiente:

- I. Se ingresa al entorno principal del software ANSYS, figura 4.3.

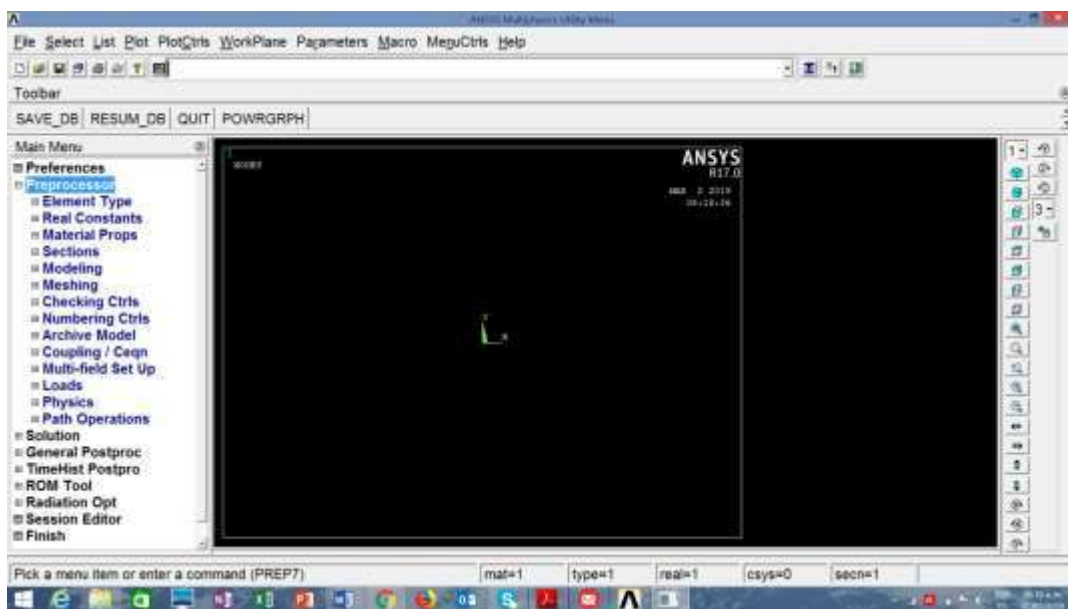


Figura 4.3. Pantalla principal del software ANSYS.

- II. Se selecciona en la pestaña de preferencias el tipo de análisis deseado como se muestra en la figura 4.4. estableciendo un tipo análisis estructural, debido a que se requieren las siguientes propiedades del material para obtener la frecuencia natural de oscilación: densidad, Módulo de Elasticidad y coeficiente de Poisson.

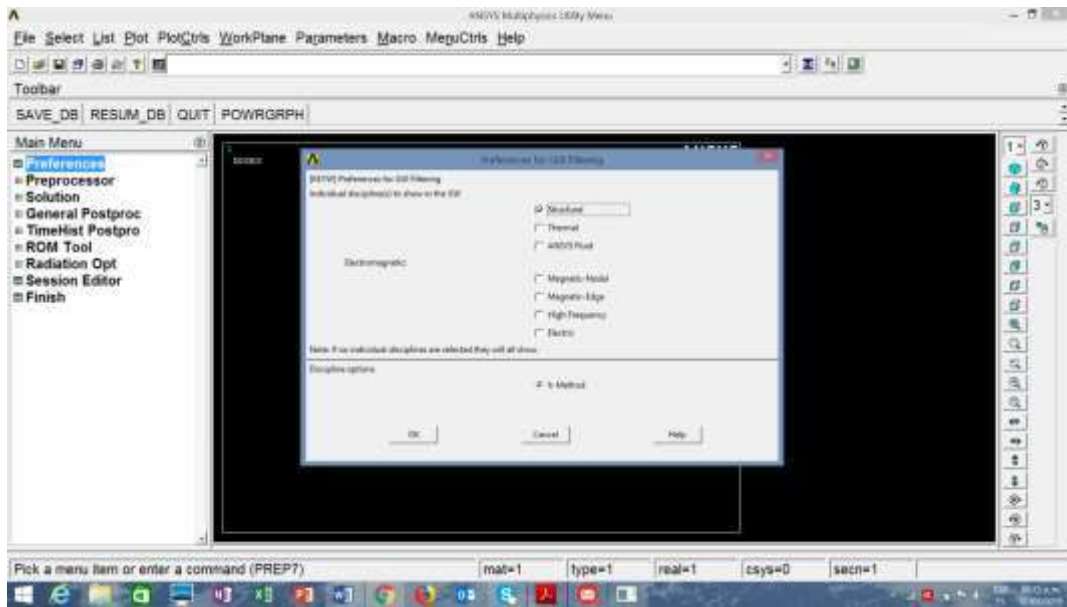


Figura 4.4. Selección del análisis estructural.

III. Después se selecciona el tipo de elemento que se utilizará para la caracterización del material, como se muestra en la figura 4.5, que corresponde a un elemento sólido. El programa proporciona una variedad de tipos de elementos donde algunos de ellos resultan apropiados para este tipo de solución.

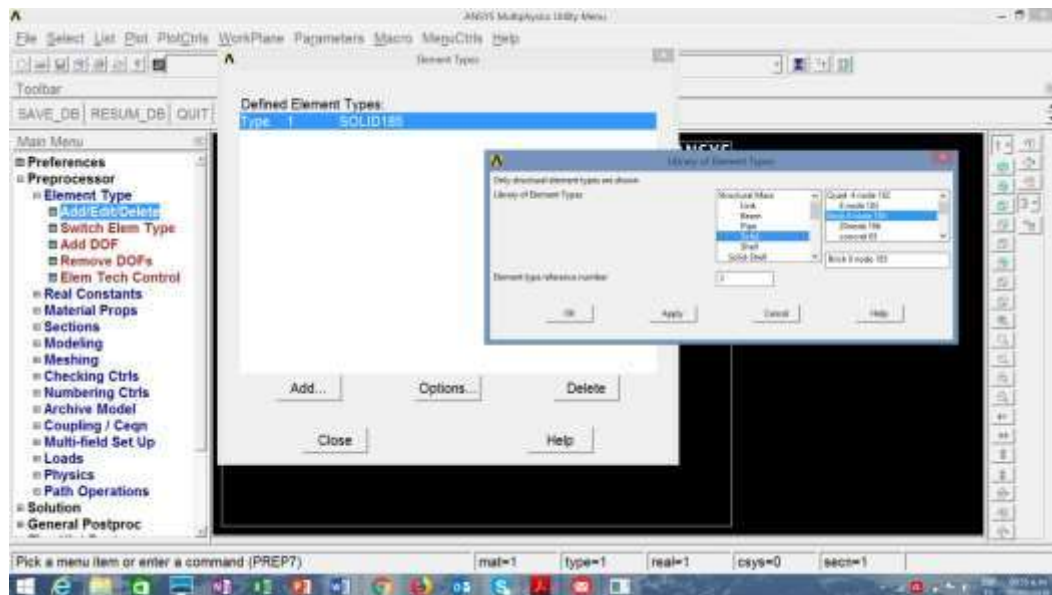


Figura 4.5. Selección del tipo de elemento.

IV. En la siguiente etapa, se introducen las tres propiedades del material, mencionadas anteriormente y se asume un material lineal, elástico e isotrópico, figura 4.6.

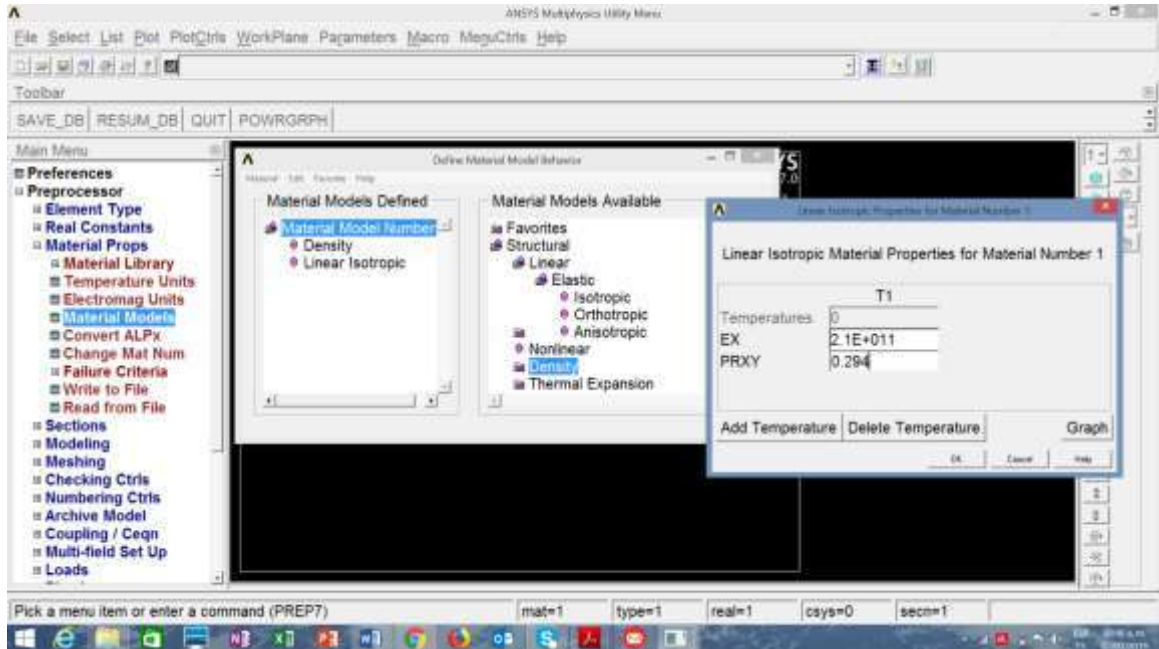


Figura 4.6. Selección de las propiedades mecánicas del material.

V. Una vez finalizada los pasos anteriores, se procede a generar el perfil de la probeta con el fin de obtener las dimensiones necesarias para obtener la solución modal de vibración y la frecuencia natural cercana a los 20 KHz, como se muestra en la figura 4.7

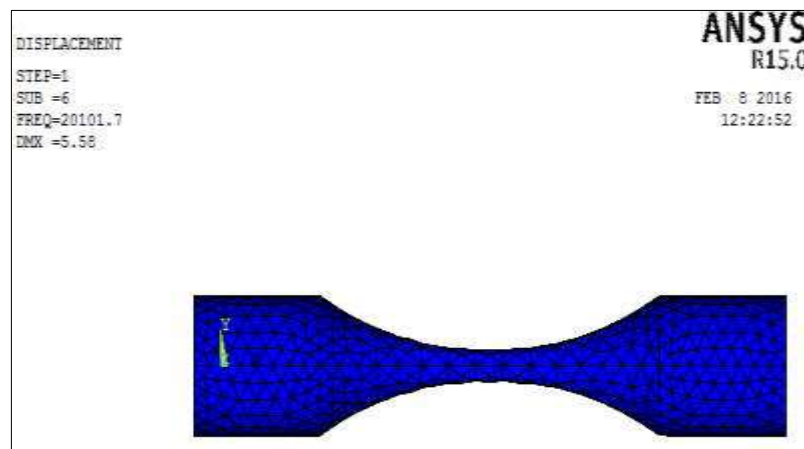


Figura 4.7. Perfil de la probeta.

VI. Posteriormente se selecciona la solución para obtener las frecuencias naturales de oscilación, escogiendo el tipo de solución modal, figura 4.8. Para estas simulaciones se eligió el método de extracción de frecuencias de vibración de "Block Lanczos", como mostrado en la figura 4.9.

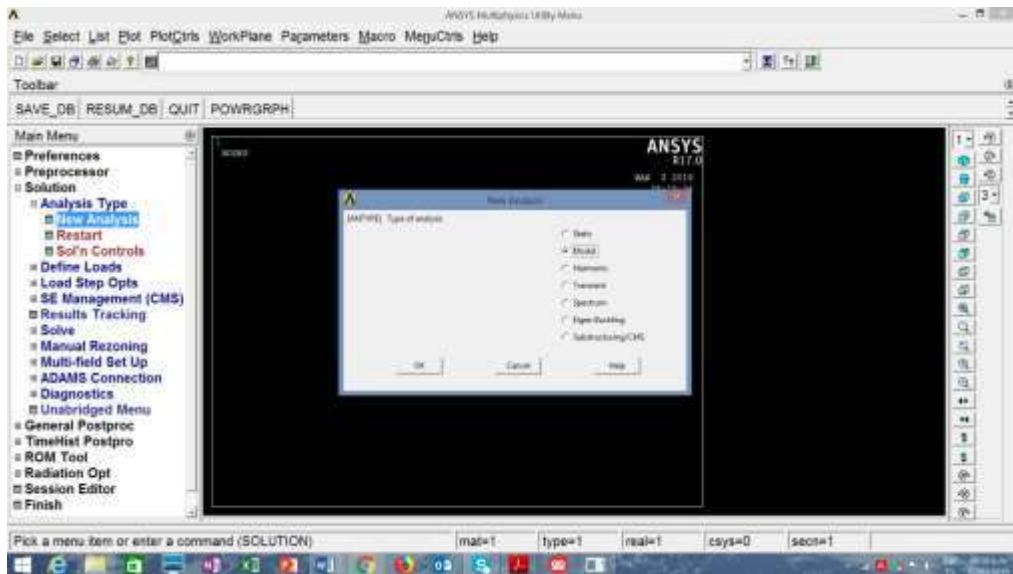


Figura 4.8. Selección del tipo de análisis modal.

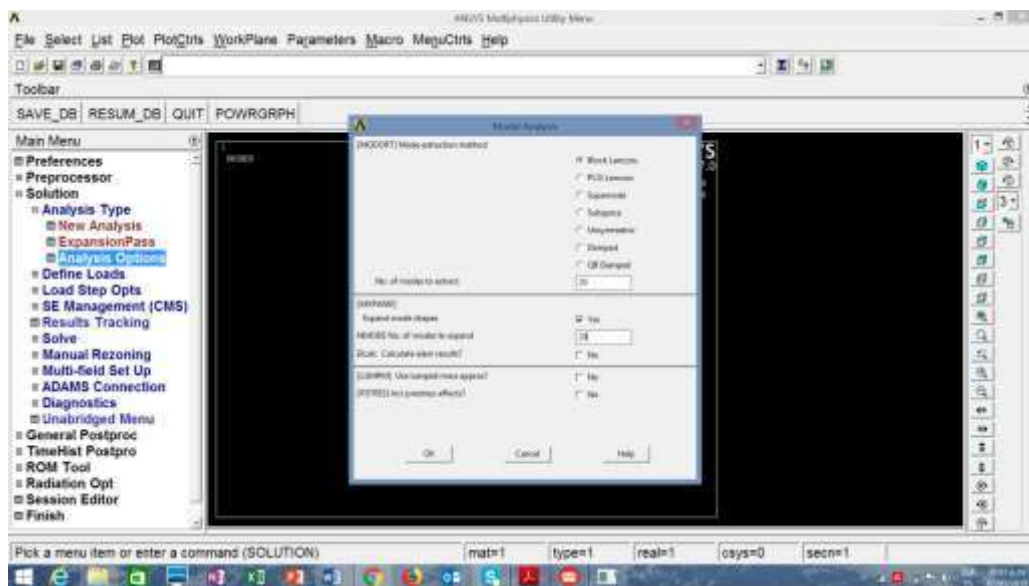


Figura 4.9. Selección del modo de extracción de las frecuencias de oscilación y el número de soluciones.

Una vez obtenida la solución del análisis modal, se analizan cada una de las frecuencias naturales de oscilación generadas; la frecuencia natural seleccionada es la que establece una onda estacionaria a lo largo de la probeta conocida como: modo de vibración longitudinal, la cual debe presentar una frecuencia de oscilación la fuente excitadora de la máquina de fatiga ultrasónica, que es de 20 KHz. Para obtener el perfil con las dimensiones que cumplan la condición de resonancia, es necesario hacer un proceso de prueba y error variando las dimensiones del diámetro constante de la probeta. Para el caso del Inconel 718, la obtención de la frecuencia de oscilación implicó, además, llevar a cabo un refinamiento de malla para mejorar los resultados de simulación numérica y los correspondientes resultados en la puesta en marcha física en la máquina ultrasónica.

4.3. PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Antes de entrar a la preparación de muestras se debe conocer 2 conceptos importantes en la preparación de muestras para tener una mejor comprensión en los temas siguientes y estos conceptos son: Metalografía y Microestructura.

Metalografía. Estudia la estructura interna de los metales y sus aleaciones y las relaciona con sus propiedades mecánicas mediante ensayos mecánicos, tratamientos térmicos, procesos de fabricación y transformación de los metales [2]. Entre las características estructurales están: el tamaño de grano (grueso, fino y ultrafino), fases (morfología y distribución), defectos (inclusiones, segregaciones, etc.).

Microestructura. La microestructura determina las propiedades físicas, químicas (Proceso de formado, tratamiento térmico, trabajado mecánico, etc.) y mecánicas del material y consecuentemente su desempeño como material [2]. La caracterización microestructural incluye tres aspectos: 1) Identificación de fases cristalográficas que están presentes en un material, 2) la morfología de estas fases (su tamaño, forma y distribución en el espacio) y 3) composición química de estas fases, a nivel cualitativo y cuantitativo.

Preparación de muestras metalográficas. El proceso de preparación de una muestra para observación microscópica se puede resumir en 2 pasos principales [2]:

- 1) Obtener en el metal una superficie plana y lisa de grado especular (brillante como un espejo). Se lleva a cabo por medios mecánicos y electrolíticos y comprende las etapas de corte, montaje, (si se requieren), desbaste y pulido.
- 2) Atacar químicamente la superficie anterior para obtener una nueva diferencia en la superficie de coloración o de relieve o de ambas, de tal manera que se revele en el microscopio la microestructura de la muestra en cuestión. Se realiza por medio de reacciones químicas y como en el caso anterior, también se pueden usar los métodos electroquímicos. Esta etapa se le llama ataque químico o simplemente ataque.

Selección de la muestra. Tratándose de buscar las causas de alguna falla en alguna pieza metálica o para fines de control de calidad esta operación es de suma importancia [2, 3, 4].

Desafortunadamente, no existen reglas generales a seguir en la selección de la muestra, sino que la elección dependerá mucho de la forma de la pieza, su proceso de fabricación y el tipo de información que más interese.

Corte de la muestra. Una sección de 1 cm² de área o una sección redonda de 1 cm de diámetro aproximadamente, son suficiente y adecuada para su observación al microscopio [2, 3, 4].

El corte de sierras manuales, eléctricas deja una cantidad apreciable de deformación en la superficie de corte, pero ésta puede reducirse en la etapa de desbaste.

Una vez realizada la simulación modal en el programa de ANSYS, se realizó el corte con segueta para evitar la pérdida considerable del material y obtener un trozo de pieza con dimensiones adecuadas.

Se utilizó una cortadora Marca Metkon modelo Servocut 301-MA y un disco de carburo de silicio, como se muestra en la figura 4.10.



Figura 4.10. Corte de segmento del Inconel 718.

Montaje. El montaje de las muestras es conveniente y útil cuando la pieza o muestra es muy pequeña o tiene aristas y picos que hacen difícil y molesta una buena sujeción con los dedos en las etapas de desbaste y pulido. El montaje consiste en embeber la muestra en algún material que pueda moldearse y luego endurecerse de tal manera que resulte una forma y tamaño apropiados para una buena sujeción y un manejo cómodo. El montaje se realizó en una máquina Metkon modelo Ecompress, se utilizó baquelita en polvo para generar el montaje, en la figura 4.11 se observa que el montaje se realizó a 180°C y a una presión de 210 Pa para compactar por 4 minutos finalmente se enfría por 3 minutos donde solidifica la baquelita.



Figura 4.11. Equipo y condiciones utilizado para el montaje de muestra.

Desbaste de la muestra. La finalidad del desbaste es obtener una cara plana y libre de irregularidades; sirve para dejar al descubierto la superficie desbastada libre de óxido, grasa, suciedad, o cualquiera otro tipo de recubrimiento por medio de lijas [2]. El desbaste debe hacerse con un flujo de agua corriente para evitar el calentamiento de la muestra [5]. El desbaste y pulido se llevó a cabo en una máquina cortadora-pulidora marca Metkon modelo Forcipol 2V y se utilizaron lijas Metkon de 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 y 2000 y para el pulido se utilizó pasta de diamante de $0.1\ \mu\text{m}$ para el pulido grueso y alúmina de $0.1\ \mu\text{m}$ para el pulido fino como se muestra en la figura 4.12.



Figura 4.12. Equipo para el desbaste y pulido.

Pulido de la muestra. La finalidad del pulido es obtener una superficie lisa que debido al poder reflectivo de los metales aparece como un espejo que permita hacer una observación con claridad y certeza de lo observado [2, 3, 4].

El Inconel 718 se pulió en la máquina Struers figura 4.12, utilizando agua y alúmina en suspensión de $0.3\ \mu\text{m}$ y paños marca microcloth. Una vez terminada la tarea de pulido se limpia con agua el segmento de la barra y se coloca alcohol en la superficie pulida para quitarle la humedad con una secadora [6].

Ataque de la muestra. El ataque es someter la muestra a un proceso generalmente químico que consiste en poner en relieve los diferentes constituyentes microestructurales [2]. Para el I-718 se atacó con el reactivo Marble's (10g CuSO_4 ,

50 ml de HCl y 50 ml de agua destilada después del tratamiento térmico de solubilizado) figura 4.13, por un tiempo de 70 segundos [6].

El ataque del I-718 después del tratamiento térmico de doble envejecido, se realizó con una solución 50% agua oxigenada (H_2O_2) y 50% ácido clorhídrico (HCl) por un tiempo de 12 segundos.



Figura 4.13. Ataque del Inconel 718.

4.4. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL INCONEL 718.

El Inconel 718 ha tenido mejoras desde su fabricación como: agregar elementos químicos, cambiar el porcentaje de elementos químicos, Ingeniería de tamaño de grano, tratamientos térmicos, etc., lo que dan como resultado que el Inconel 718 mejore sus propiedades mecánicas; una alternativa para validar sus propiedades mecánicas de este material es llevar a cabo pruebas de fatiga ultrasónica. El tratamiento térmico de solubilizado y doble envejecido se llevó a cabo en un horno-mufla marca thermolyne modelo F48020-80, también se utilizó un termómetro marca Fluke 51 II y un termopar tipo K, para monitorear la temperatura dentro de la cámara de la mufla como se muestra en la figura 4.14.



Figura 4.14. Monitoreo de temperatura de los tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos de solubilizado varían en tiempo y temperatura de acuerdo a las propiedades que se desee; por ejemplo: altas temperaturas se utilizan para desarrollar tamaños de granos gruesos para aplicaciones críticas a la termofluencia y fractura por tensión y los tratamientos térmicos de solubilizado a temperatura menores se utilizan para producir tamaños de granos finos que mejoran propiedades mecánicas a la fatiga [7].

Posterior al tratamiento térmico de solubilizado, se realizó el tratamiento térmico de envejecido el cual tiene la función de endurecer por precipitación una o más fases secundarias (γ y γ') la temperatura del tratamiento de envejecido determina el tipo y distribución de los diferentes precipitados. El doble envejecido tiene como objetivo aparte de endurecer las fases γ y γ' , el de controlar la morfología de los carburos en los límites de grano [7].

El tratamiento térmico de solubilizado de este proyecto se llevó a cabo a 1078° C por un tiempo de permanencia de una hora como se muestra en la figura 4.15 (a); y fue enfriado en un recipiente con agua y hielo la cual se encontraba a una temperatura de 11° C, el agua fue agitada por un compresor. El tratamiento térmico de doble

envejecido, se realizó, calentando las probetas a 720° C por ocho horas, posteriormente se disminuyó la temperatura 100° C por una hora y se mantuvo a 620° C por ocho horas, finalmente se templaron las probetas en aire, la figura 4.15. (b).

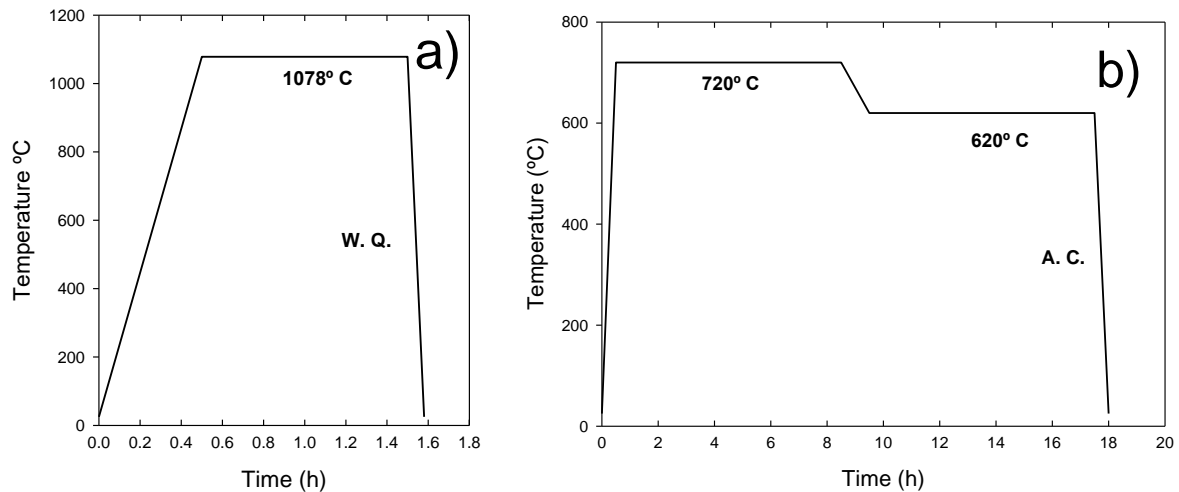


Figura 4.15. Diagrama del tratamiento térmico a) solubilizado b) doble envejecido del I-718.

La preparación de muestras (corte, montaje, desbaste, pulido y ataque) para la caracterización por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), microdureza y dureza se llevó a cabo en las instalaciones de Ingeniería de Materiales del Instituto Tecnológico de Morelia (solubilizado) y en el centro de Innovación e Investigación en Ingeniería Aeronáutica (doble envejecido).

4.5. MAQUINADO DEL INCONEL 718.

El maquinado de las probetas de Inconel 718 se realizó en un torno marca Sherline de la serie 4000 modelo 4100 figura 4.16. Donde se refrentó (desbaste de la sección transversal) y barrenó. Para el refrentado se utilizó un buril de pastilla 5/16 con un ángulo de 45° y para el barrenado se utilizó una broca de centros tipo campana del # 3 y brocas de carburo de 4 mm, las cuales se afilaban después de barrenar 2 o 1 probetas. Se presentaron casos donde para algunas probetas se llegó a afilar en

algunas probetas hasta 3 veces. La profundidad del barreno en el Inconel 718 fue de 7 mm, aproximadamente.



Figura 4.16. Torno CNC marca Sherline.

El machuelado del Inconel 718 se realizó en un torno marca Aries modelo SLB 1340, se utilizó un juego de machuelos de carburo con recubrimiento de titanio # 5 (cónico, semicónico y recto) marca TMX figura 4.17, para el machuelado se utilizó manteca de cerdo, la cual ayuda a fabricar los hilos de las cuerdas, las mismas que tuvieron una profundidad efectiva de 5 mm.



Figura 4.17. Machuelado de la probeta.

El maquinado de la probeta se llevó a cabo en un torno de control numérico computarizado CNC modelo WM360 marca Dynamach figura 4.18.



Figura 4.18. Torno de Control Numérico Computarizado.

El enfriamiento de la probeta figura 4.19 a) se realizó con un chorro continuo de emulsión de aceite hidrosoluble + agua (1:20) (5 %) con un flujo de 1.25 litros/minuto durante todo el maquinado, para disipar la temperatura y fue monitoreado por una cámara termográfica de 10,000 pixeles marca Flir modelo i5 figura 4.19 b). La velocidad de giro fue de 270 RPM, la velocidad de avance es de 0.6 mm / Rev., después se redujo la velocidad manualmente a 0.24 mm / Rev. (64.8 mm/min). La profundidad de corte fue de 0.5 mm por pasada y hubo 3 cortes finales. 2 de 0.25 mm, y uno más de 0.1 mm; lo anterior para obtener mejor acabado superficial.

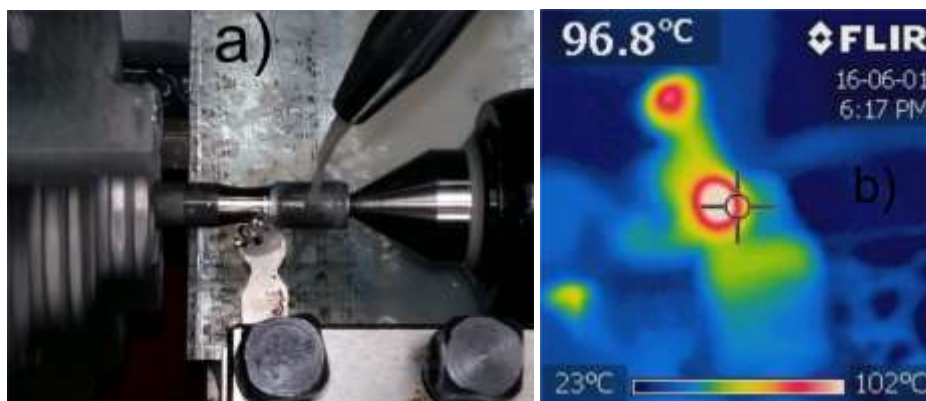


Figura 4.19. Enfriamiento de la probeta a) Imágenes termográficas del maquinado b).

El maquinado de las probetas del Inconel 718 se llevaron a cabo en las instalaciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad Michoacana.

Una vez finalizada esta etapa del proyecto, se procedió a realizar una prueba en la máquina de fatiga ultrasónica para corroborar que la probeta entre en resonancia con la máquina de fatiga. La figura 4.20, muestra una imagen termográfica donde se corrobora que la probeta entra en resonancia con la máquina de fatiga ultrasónica, quedando pendiente el tratamiento térmico de envejecido para realizar los ensayos de fatiga ultrasónica.

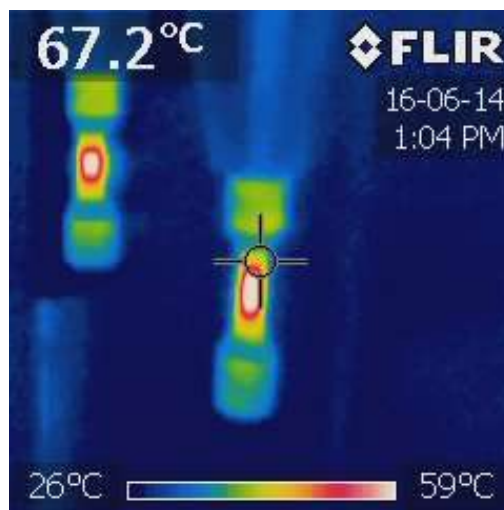


Figura 4.20. Termografía de una prueba preliminar de fatiga ultrasónica.

4.6. EQUIPOS DE CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

Microscopio Óptico Metalúrgico. El microscopio metalúrgico difiere en la manera en que la muestra es iluminada. Como una muestra metalográfica es opaca a la luz, la misma debe ser iluminada por luz reflejada. Como se observa en la figura 4.21, un haz de luz horizontal, de alguna fuente de luz, es reflejado por medio de un reflector de vidrio plano, hacia abajo a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra [2-4].

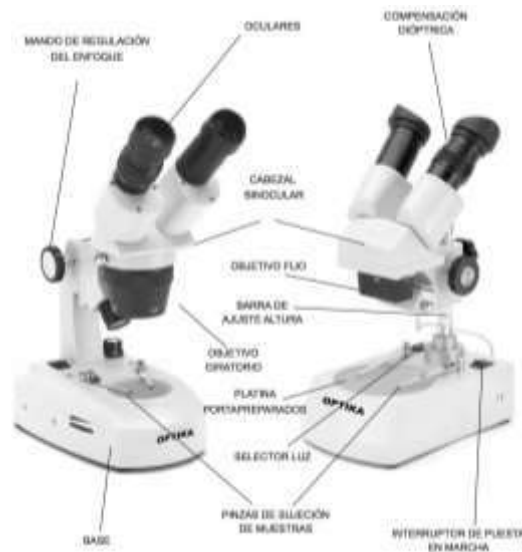


Figura 4.21. Partes de un microscopio metalográfico.

Una parte de esta luz incidente reflejada desde la superficie de la muestra se amplificará al pasar a través del sistema inferior de lentes, el objetivo, y continuará hacia arriba a través del reflector de vidrio plano; luego, una vez más lo amplificará el sistema superior de lentes, el ocular [2, 3, 4].

a) Aumentos. Se denomina aumento del microscopio (A_m) a la relación sobre el tamaño de la imagen y el del objetivo.

$$A_m = (D_1/D_2) M_1 M_2 \quad (4.1)$$

En donde:

D_1 = distancia entre el ocular y la pantalla de protección,

D_2 = distancia entre el ocular y objetivo,

M_1 = aumento propio del ocular,

M_2 = aumento propio del objetivo,

b) Resolución. Se define como la capacidad de un objetivo para producir imágenes separadas y distintas de dos detalles del objeto muy próximos. Es función directa de la longitud de onda λ , de la luz incidente e inversa del índice de refracción del medio n , y

del ángulo de semiapertura del lente objetivo, u . Para el caso de haz incidente ancho paralelo en el objeto, se cumple la expresión:

$$d = \frac{\lambda}{2 n u} \quad (4.2)$$

En donde las unidades de d son las mismas que las de λ .

En la microscopía óptica suele emplearse tipos de iluminación distintos de la luz natural, y aunque no aportan mayor resolución si permiten facilitar la separación de los incidentes observables. Citamos entre ellos:

- Campo oscuro.
- Luz polarizada.
- Técnica de Nomarsky.

c) Profundidad de campo, e . También denominada penetración o resolución vertical del objetivo, es la capacidad de dar imágenes nítidamente enfocadas, cuando la superficie del objeto no es completamente plana. La profundidad de campo es inversamente proporcional a los aumentos propios del objetivo, M_2 , al índice de refracción, n , del medio y al ángulo de semiapertura del objetivo, u , es decir:

$$e = f \left(\frac{1}{M_2 n u} \right) \quad (4.3)$$

Microscopia Electrónica de Barrido (MEB). Un microscopio electrónico de barrido, (MEB) como se muestra en la figura 4.22, este acoplado a un analizador de rayos X por dispersión de energías, es un sistema analítico diseñado para la visualización y análisis de muestras microscópicas o de características microscópicas de las muestras. No obstante, los aumentos mínimos del microscopio, en torno a 10x, permiten la visualización y análisis que podríamos denominar macroscópicos ya que en este caso se trataría de una zona de la superficie de la muestra de varios milímetros [2, 3, 4].



Figura 4.22. Microscopio electrónico de barrido.

La preparación de las muestras es, en general, sencilla. Los requisitos indispensables que deben cumplir son la ausencia de líquidos, es decir, la muestra tiene que estar seca y además debe ser conductora de la corriente eléctrica. Este último requisito se cumple en metales, pero no así en otro tipo de materiales, por lo que para hacer a la muestra conductora se le recubre de una capa de algún material conductor tal como el carbón o el oro [2, 3, 4].

La técnica esencialmente consiste en hacer incidir en la muestra un haz de electrones. Este bombardeo de electrones provoca la aparición de diferentes señales que, captadas con detectores adecuados, nos proporcionan información acerca de la naturaleza de la muestra [2, 3, 4].

DUREZA Y MICRODUREZA. La prueba de dureza y microdureza, miden la resistencia superficial de los materiales a ser penetrados por un objeto duro (indentador). Las pruebas más comunes son: Rockwell, Vickers y Brinell. En general la dureza puede definirse de acuerdo a los métodos más generalizados para su obtención, con la mayor o menor resistencia que un cuerpo opone a ser rayado o penetrado por otro tomado como elemento de comparación [2, 3, 4].

Para tener valores confiables en un ensayo de dureza, deben seguirse las prescripciones siguientes:

- Las caras de las probetas ensayadas estarán perfectamente planas y paralelas; deberán estar bien pulidas para poder observar con claridad el contorno de la impresión, y al prepararlas se evitará todo calentamiento que pueda dar lugar al desarrollo de tensiones en el material.
- La probeta no debe moverse durante el ensayo, para lo cual es necesario que apoye perfectamente sobre el soporte y que la carga actúe normal a su superficie.
- El centro de una impresión y el borde de la probeta deben distar por lo menos $2d$ y del centro de otra impresión $3d$.
- Después del ensayo la cara opuesta a la impresión no debe presentar marcas.
- La carga deberá mantenerse entre 10s y 30s según sea la característica del material.

Para las pruebas de dureza se utilizó el microdurómetro marca Mitutoyo con monitor integrado con un tiempo de penetración de 15 segundos y carga de 1 kg y un durómetro marca Mitutoyo modelo DT-10 como se muestra en la figura 4.23.



Figura 4.23. Equipo de medición de dureza y microdureza.

4.7. PRUEBAS DE PRE-CORROSIÓN.

En las pruebas de susceptibilidad de SCC se realizan 3 ensayos para determinar la resistencia a la cedencia del material, con estos valores se hacen otros ensayos de tensión al 75% de la resistencia a la cedencia del 0.2 %, proporcionarán valores de referencia de resistencia a la tensión y compararlas con las probetas expuestas a 30 días inmersas 30 días en NaCl 3.5 % y sometidas a pruebas de corrosión inducida bajo esfuerzos.

Una vez que las probetas que fueron inmersas en NaCl 3.5 % por 30 días los especímenes deben lavarse en agua tibia para eliminar la sal del material, se deben secar en aire caliente y almacenarse en un desecador para posteriormente ser ensayadas en pruebas de tensión y finalmente revisarlas metalográficamente. Después se debe clasificar al material si tiene una resistencia baja, moderada o alta en corrosión inducida bajo esfuerzos [8, 9].

Con el fin de conocer la resistencia a la fatiga ultrasónica del I-718, en pruebas de corrosión y modificando la norma de la ESA (European Space Agency por sus siglas en inglés), se preparó la mezcla de 3.5 % NaCl wt. Esta mezcla consiste en pesar 3.5 gramos de NaCl (cloruro de sodio) y mezclarlo en un litro de agua destilada figuras 4.24.



Figura 4.24. Preparación de 3.5 % NaCl wt.

Una vez hecha la mezcla se le hizo una prueba para medir el pH de la disolución, para lo cual se calibró el equipo marca Horiba modelo F-52, con 3 disoluciones de

diferentes pH: 4, 7 y 10; finalmente la disolución de pH de 3.5 NaCl % wt, dio un pH de 8.5, figura 4.25.



Figura 4.25. Calibración del pHmetro.

Esta disolución de 3.5 NaCl % wt, se hizo con la finalidad de hacer un estudio de susceptibilidad de corrosión inducida bajo esfuerzos (SCC por sus siglas en inglés). Este método se aplica a materiales estructurales y consiste en dejar las probetas inmersas en cloruro de sodio 3.5 % por 30 días (720 hrs.), la susceptibilidad se evalúa por medio de un ensayo de tensión para comparar las resistencias residuales de las probetas tanto de las que fueron sometidas al ensayo de tensión como del material que no fue ensayado a tensión, por metalografías de microsecciones y así distinguir entre la corrosión inducida bajo esfuerzos, la corrosión intergranular o picaduras que pudieran ocurrir independientemente de los esfuerzos inducidos [8, 9]. Para este proyecto, no se realizarán ensayos de tensión, solo se obtuvieron ensayos de fatiga ultrasónica (tensión-compresión, con carga media nula), con la finalidad de comparar las 2 condiciones de ensayos de fatiga gigacíclica, con y sin pre-corrosión.

4.7.1. Equipo de Caracterización Electroquímica.

Para las pruebas de espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) y TAFEL se llevó a cabo en un equipo BioLogic modelo SP-300 figura 4.26. Este equipo, cuenta con una celda de carga figura 4.26 a), la cual está diseñada para muestras con un área

plana y poder quedar presionada para el ensayo. Por la morfología y dimensiones del Inconel 718 y del álabe del acero inoxidable AISI 418 figura 4.26 b), se tuvo que diseñar una celda de carga que se adaptaron a la morfología de estos materiales figura 4.26 c). Esta celda de carga consiste en un vaso de precipitado y una tapa de Nylamid. El material a ensayar se sujeta de un cable eléctrico conductor y se aísla con silicón dejando la parte plana a ensayar, donde el caimán rojo va conectado al alambre eléctrico del material, el caimán azul es el contraelectrodo y va conectado al grafito y el caimán blanco va conectado al electrodo de referencia plata/Cloruro de plata (Ag/AgCl).



Figura 4.26. Equipo de caracterización electroquímica a), celda de carga para ensayos EIE y Tafel b), muestras del I-718 y AISI 418 c).

4.8. Máquina de ensayos de fatiga ultrasónica.

En 1950 la máquina de fatiga ultrasónica de Manson marco un importante avance para los ensayos de fatiga ultrasónica. En esos tiempos se introdujo el transductor piezoeléctrico que transformaba la señal eléctrica en vibración mecánica de 20 KHz.

Los ensayos de fatiga convencional trabajaban normalmente a frecuencias de sistemas de cargas externas de las máquinas de fatiga, la cual era diferente a la frecuencia natural de las probetas. En la máquina de fatiga ultrasónica los ensayos de frecuencia externa fueron cambiados por máquinas de ensayos que permitían tener la frecuencia natural de las probetas [10, 11].

Las máquinas de fatiga ultrasónica utilizan una alta frecuencia (10-190 KHz). El material que se va a estudiar debe ser isotrópico, homogéneo y elástico al momento de realizar los ensayos. Los esfuerzos por encima del límite elástico del material no aplican para ensayos de fatiga ultrasónica [12].

El procedimiento normal para determinar la resistencia a la fatiga es ensayando cierto número de probetas, sujetas cada una a cargas alternativas hasta que la probeta falle, en un diagrama esfuerzos (S) contra número de ciclos (N).

En general, las máquinas de ensayos en fatiga se pueden clasificar por el tipo de resistencia que se aplica a la probeta y pueden ser: esfuerzo axial, flexión, torsión y la combinación de esfuerzos complejos (Esfuerzos multiaxiales). Otra clasificación puede ser en relación con el número de ciclos que llegan a alcanzar con la frecuencia.

El tiempo total de la prueba dependerá de la frecuencia y del material, el cual puede durar horas, días, semanas o meses [13].

El diseño y fabricación de máquinas de fatiga ultrasónica han hecho posible el estudio de resistencia en fatiga de materiales bajo cargas de frecuencias cíclicas de 20 KHz, reduciendo considerablemente el tiempo de pruebas [14].

Un tipo de máquina de fatiga ultrasónica la cual tiene un desplazamiento controlado, cuenta con los siguientes componentes [15]: generador de alta frecuencia, transductor piezoeléctrico y un amplificador de desplazamiento como se muestra en la figura 4.27.

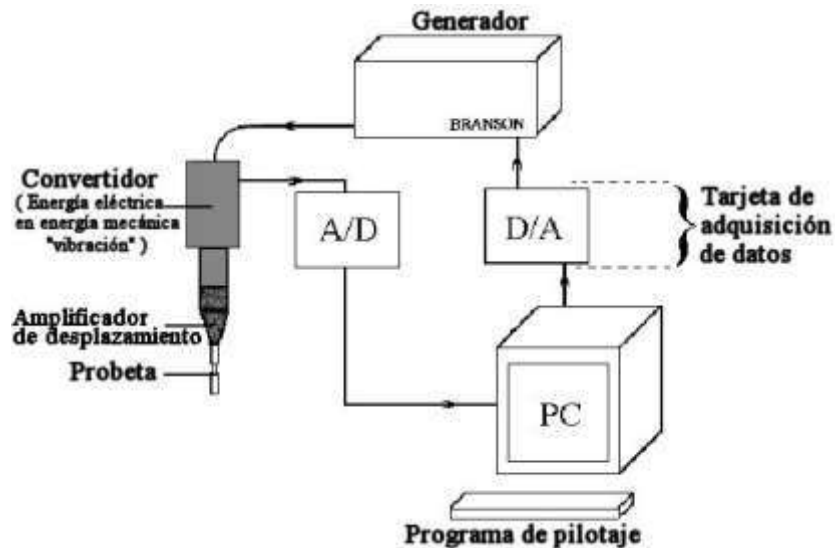


Figura 4.27. Diagrama del funcionamiento de la máquina de fatiga ultrasónica [15].

Los componentes se describen a continuación:

Generador Ultrasónico: este generador transforma la señal de voltaje de 50-60 Hz en una señal sinusoidal ultrasónica de 20 KHz.

Convertidor piezoeléctrico: recibe la señal del generador y transforma la energía eléctrica en energía mecánica, que es una onda longitudinal ultrasónica que se traduce en vibración mecánica a la misma frecuencia.

Amplificador de desplazamiento: los ensayos de fatiga ultrasónica con esta máquina son amplificadas con el sonotrodo.

La distribución del esfuerzo y el desplazamiento a lo largo de la probeta se ilustra en la figura 4.28, bajo condiciones de resonancia ultrasónica. El generador manda la señal al convertidor causando una vibración que es amplificada en el “Sonotrodo o Amplificador” [15]. La amplitud de desplazamiento alcanza un máximo al extremo final de la probeta, la cual es medida por un sensor; mientras que el máximo esfuerzo se presenta en la zona estrecha de la probeta. Durante el ensayo de fatiga, la deformación se puede medir directamente usando galgas extensiométricas en la superficie de la probeta.

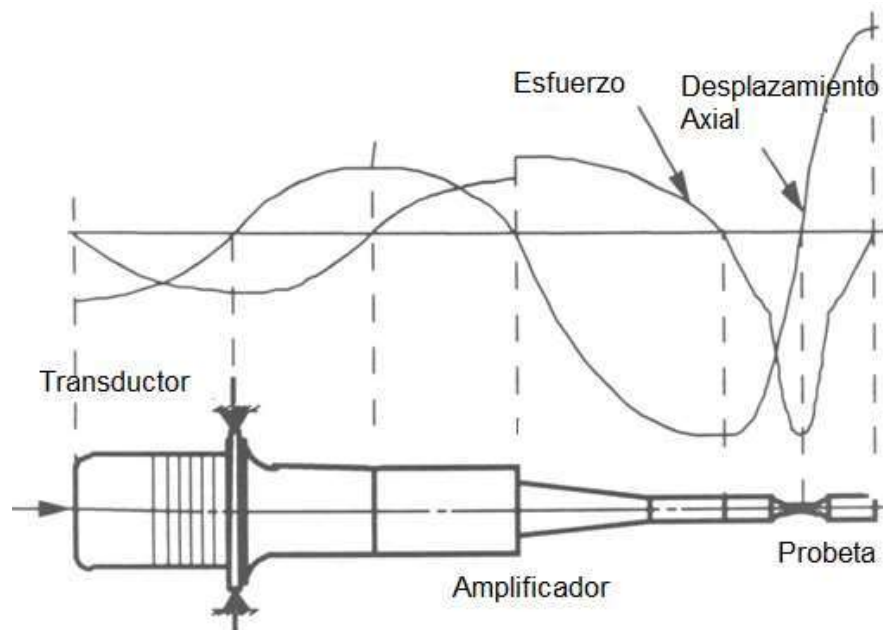


Figura 4.28. Resonancia y desplazamiento ($R = -1$) [15].

El transductor, amplificador y la probeta son lineales con los esfuerzos y los desplazamientos [15], debido a que estos componentes están vibrando en resonancia en el rango elástico del material. Cada relación será lineal dentro del límite elástico del material.

La calibración de la máquina de fatiga ultrasónica debe ser previa al ensayo. La verificación del sistema de vibración debe trabajar con el desplazamiento correcto del amplificador, se debe verificar que el nivel de esfuerzos aplicados es el correcto. Para lo cual, un sensor óptico, capacitivo o resistivo debe implementarse.

La máquina de fatiga ultrasónica en la cual se realizarán los ensayos fue desarrollada y patentada en la Facultad de Ingeniería Mecánica de la U.M.S.N.H. En esta revisión bibliográfica se encontraron pocos estudios relacionados con la fatiga ultrasónica o gigacíclica del Inconel 718; por lo tanto, resulta de particular importancia investigar y conocer el comportamiento en fatiga de esta superaleación en el régimen de muy alto número de ciclos.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS CAPÍTULO IV

- [1] Aerospace Material Specification 5662M, Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings and Rings, SAE International, (2004).
- [2] D. Brandon, W.D. Kaplan, “Microstructural Characterization of Materials”, John Wiley and Sons Ltd., (1993).
- [3] ASM International, Metals Handbook, Materials Characterization, Vol. 10, 9a Edición (1986).
- [4] G.L. Kehl, Fundamentos de la práctica Metalográfica, Aguilar-Madrid, (1963).
- [5] K. Prasad, R. Sarkar, P. Ghosal, V. Kumar, Simultaneous creep-fatigue damage accumulation of forged turbine disc of IN 718 superalloy, Materials Science & Engineering A 572, (2013), 1-7.
- [6] A. Martínez Hernández, Caracterización Microestructural del Inconel 718 para uso Aeronáutico, Tesis de Licenciatura del Instituto Tecnológico de Morelia, (2016).

- [7] M.J. Donachie, S.J. Donachie, Superalloys A Technical Guide”, 2nd Edition, ASM International, (2002).
- [8] B.D. Dunn, Material and Processes for Spacecraft and High Reliability Applications, Springer Praxis Books, Astronautical Engineering, (2016) 140-144.
- [9] ECSS-Q-ST-70-37C, “Determination of the Susceptibility of Metals to Stress Corrosion Cracking”, European Cooperation for Space Standardization, 2008.
- [10] M. Guzmán Tapia, Determinación Experimental de la Resistencia a la Fatiga en Flexión Rotativa del Acero AISI SAE 1018, Cerca del Límite Elástico, Tesis de Maestría, FIM, UMSNH, (2009).
- [11] C. Bathias, De Monicault, J.M. Baudry, Automated piezoelectric fatigue machine for several environments, American Society for Testing and Materials, Standard Technical Publication 1411, (2002), 3-15.
- [12] I.G. Marines, Exploration de la fatigue des metaux au dela du milliard de cycles, PhD Thesis, Conservatoire National des Arts et Metiers, France (2004), 19-23.
- [13] C. Arcega, “Validación y puesta en marcha de un banco de fatiga en flexión rotativa”, Tesis de licenciatura, Instituto Tecnológico de Querétaro/CIATEQ, A. C., (2010).
- [14] C. Bathias, Piezoelectric fatigue testing machines and devices, International Journal of Fatigue 28, (2006), 1438-1445.
- [15] C. Bathias, P.C. Paris, Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice, Marcel Dekker Publisher Co., (2005).

CAPÍTULO V. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1. RESULTADOS DE SIMULACIÓN NUMÉRICA.

5.1.1 Resultados del Análisis Modal.

Los ensayos de fatiga ultrasónica se realizaron mediante probetas con la morfología del tipo “reloj de arena”, donde la condición de resonancia es necesaria para las pruebas en fatiga ultrasónica.

Las dimensiones de la probeta se han definido mediante un proceso iterativo de simulación modal: la sección constante de la probeta se modificó para obtener una frecuencia natural de oscilación en dirección longitudinal cercana a los 20 KHz, que es la frecuencia de excitación de la fuente (condición de resonancia). La frecuencia natural de oscilación obtenida después de varias iteraciones corresponde a 20,102 Hz, como se muestra en la figura 5.1, con las dimensiones apropiadas para cumplir esta condición de resonancia.

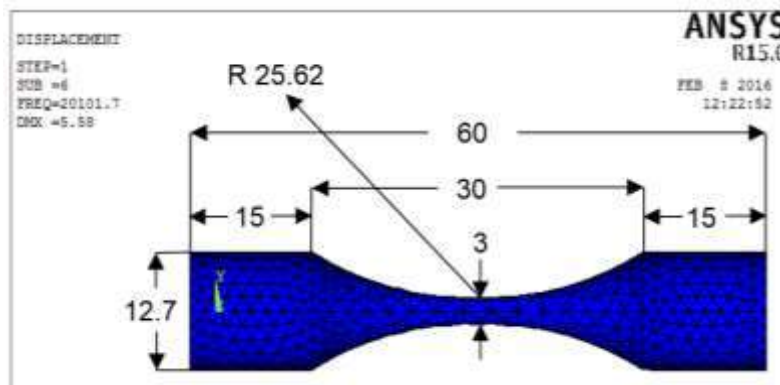


Figura 5.1. Análisis modal del I-718 para determinar las dimensiones de la probeta.

5.1.1 Resultados del Análisis Estático.

Para determinar el valor de los esfuerzos y desplazamientos que se inducen en la parte estrecha de probeta debido a los desplazamientos en los extremos de la misma, se

realizaron las simulaciones numéricas por medio del software Ansys R15.0 y R17.0; donde los resultados se muestran en la figura 5.2. En esta figura se aprecia que el máximo esfuerzo de Von Mises indica un valor máximo de 485 MPa en la zona estrecha de la probeta para este material, correspondiente a un desplazamiento de 13 μm en los extremos de la probeta. Este desplazamiento corresponde a un voltaje de 10 Volts en la máquina de fatiga ultrasónica.

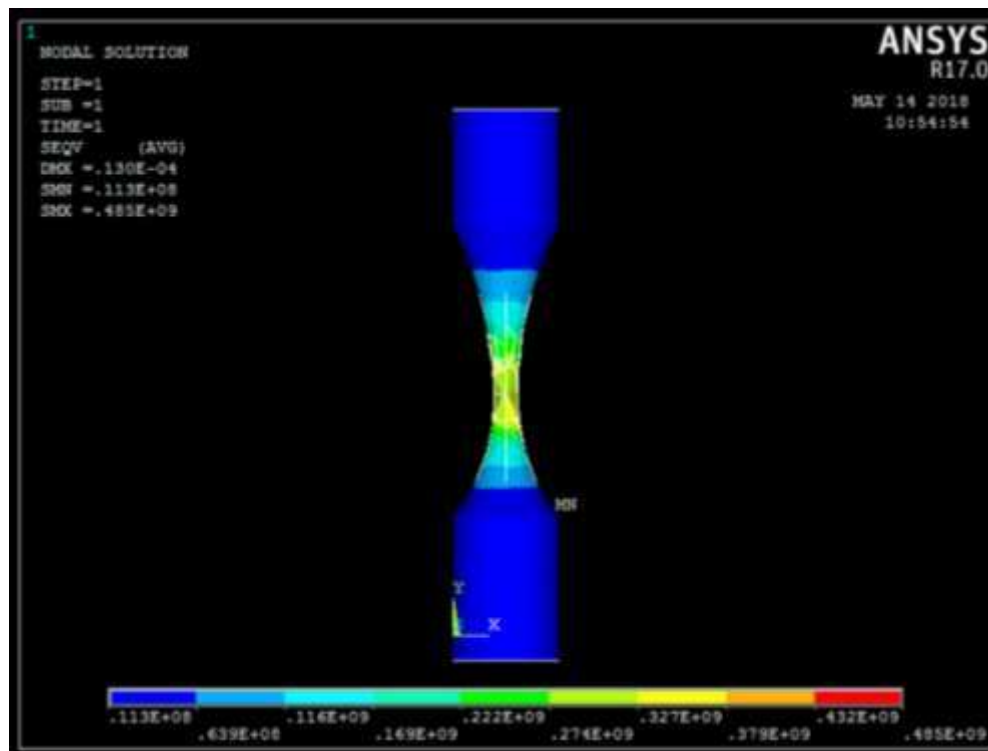


Figura 5.2. Imagen de los esfuerzos Von Mises a 13 μm de desplazamiento.

El cálculo de la frecuencia natural para las probetas (≈ 20 KHz), se obtiene de manera adecuada con el software de elemento finito ANSYS, en el cual se obtiene la solución en un modo de vibración longitudinal, el cual debe aproximarse (± 300 Hz), al valor de la máquina de fatiga ultrasónica que es de frecuencia constante de 20 KHz. Así, bajo una condición de onda elástica estacionaria se verifica que: los máximos esfuerzos se localizan en los extremos de la probeta y los máximos esfuerzos se encuentra en el centro de la probeta, como se muestra en la figura 5.3.

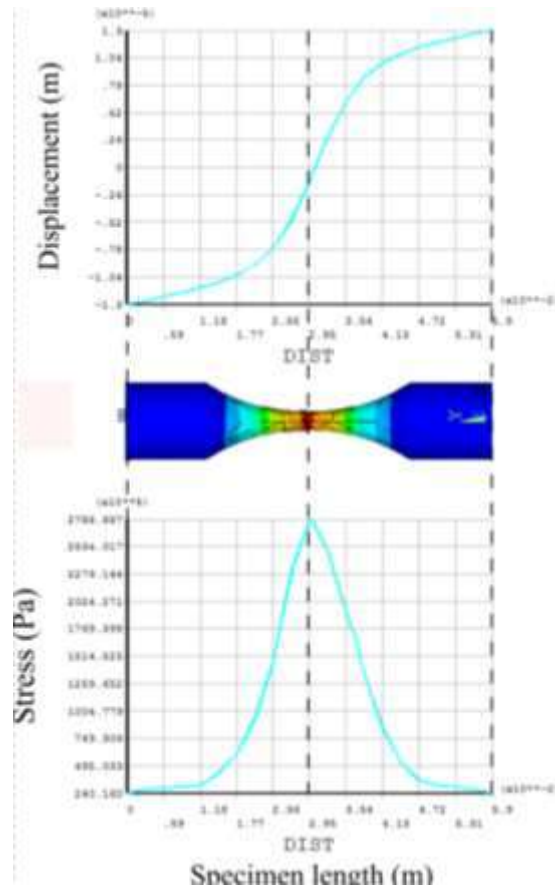


Figura 5.3. Gráfica de desplazamiento y esfuerzos del I-718, bajo condición de resonancia.

5.2. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE MICROSCOPIA ÓPTICA (MO).

5.2.1. Resultados de Microscopia Óptica del I-718 (recocido).

Una vez que se recibieron las barras de I-718 se prepararon para su caracterización en el Microscopio Óptico, con el objetivo de visualizar la microestructura. La figura 5.4, muestra la metalografía por microscopia óptica del I-718, tal cómo se recibió (tratamiento térmico de recocido) del proveedor. En esta imagen se puede observar que el tamaño de grano promedio es de $100 \mu\text{m}$ y se distinguen algunos precipitados $\leq 10 \mu\text{m}$; los cuales se encuentran distribuidos aleatoriamente.

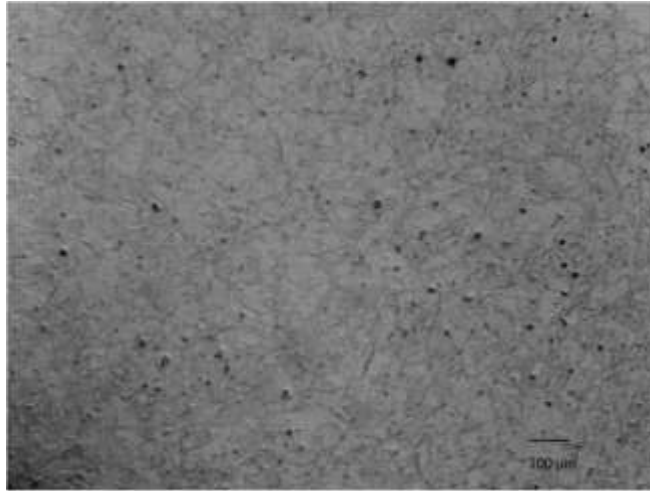


Figura 5.4. Probeta original antes de ser atacada químicamente.

5.2.2. Resultados de Microscopia Óptica del I-718 (solubilizado).

La figura 5.5, muestra una metalografía a 1000x de amplificación del I-718, una vez que ha sido sometido al tratamiento térmico de solubilizado, esta muestra fue atacada químicamente con Nitral y la figura muestra la microestructura con un ataque químico de 90 segundos. Este tiempo de ataque resultó adecuado para resaltar la microestructura austenítica, característica de las superaleaciones de base Ni (estructura FCC).



Figura 5.5. Probeta de I-718 atacada 90 segundos 1000x.

5.2.3. Resultados de Microscopia Óptica del I-718 (doble envejecido).

Por otra parte, la figura 5.6, muestra el análisis metalográfico mediante microscopía óptica (MO) del Inconel 718 a 100x, después del tratamiento térmico de doble envejecido, en el cual se pueden apreciar la presencia de maclas ("twins"); éstas aparecen como efecto endurecimiento del material por parte del tratamiento térmico de doble envejecido.

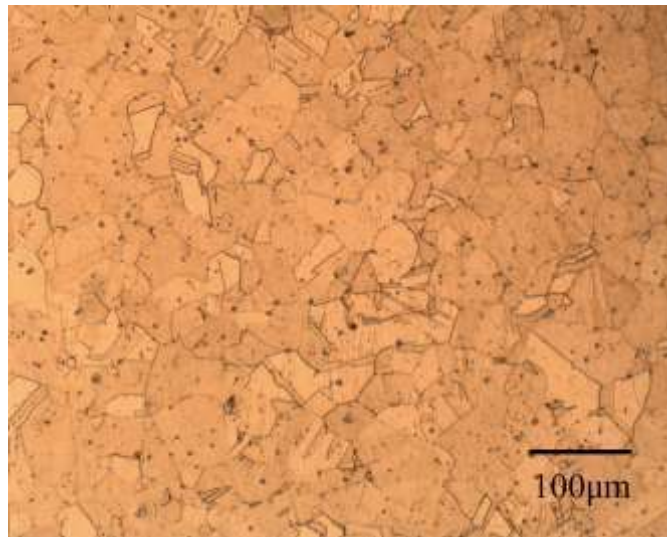


Figura 5.6. Metalografía del I-718 después del tratamiento de doble envejecido.

5.2.4. Resultados de Microscopia Óptica del AISI 418.

El análisis metalográfico del acero inoxidable AISI-418 se realizó mediante microscopia óptica (MO). La figura 5.7 a), presenta la microestructura típica martensítica de los aceros inoxidables, en la cual se observan algunos precipitados. Es pertinente mencionar que la información a este respecto es muy escasa, casi nula; el material es de microestructura martensítica, característica de los aceros inoxidables de la serie 400. La figura 5.7 b), es de una microestructura del acero AISI 418, tomado del atlas de microestructuras de aleaciones industriales (imagen inferior en un cuadro de líneas punteadas) [1].

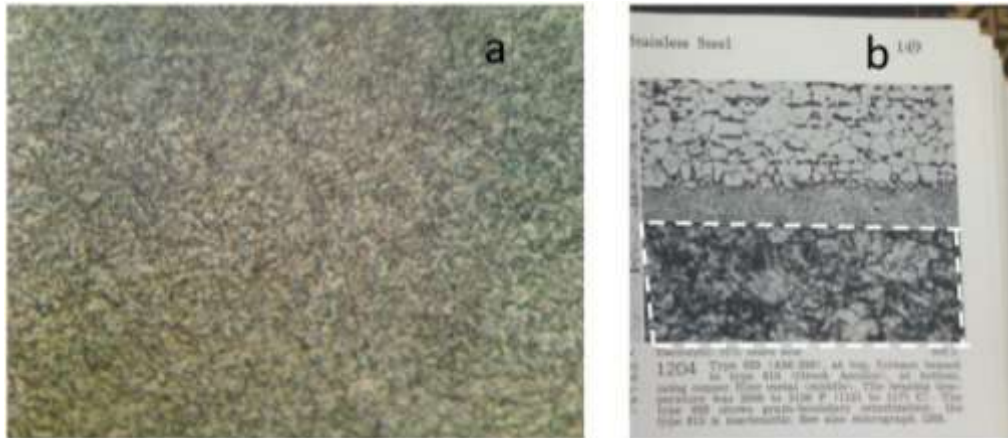


Figura 5.7. Metalografía por MO del AISI 418 a), imagen del AISI 418 (microestructura inferior) [1].

5.3. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE EDS MEDIANTE MEB.

5.3.1. Resultados de EDS mediante MEB del I-718 (recocido).

La tabla 5.1 muestra la composición química del I-718 según el proveedor MegaMex, que enseguida fue confrontada con análisis hechos EDS. Estos últimos análisis proporcionan información cuantitativa y cualitativa del material; la conclusión de confrontar la tabla 5.1 con los análisis EDS es: los elementos presentes en la tabla coinciden generalmente con los análisis hechos mediante EDS; por lo que el proveedor cumplió con la composición química declarada en de dicha tabla.

Tabla 5.1. Composición química del Inconel 718 (wt %), según MegaMex

Element	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Mn	Si	Cu
WT %	52.59	18.7	18.46	5.13	2.89	0.94	0.62	0.22	0.07	0.07	0.05
Element	C	Mg	Ta	P	B	Ca	S	Se	Pb	Bi	
WT %	0.04	0.01	0.01	0.008	0.004	0.001	0.0005	0.0003	0.0003	0.00003	

En la figura 5.8, se observa tanto los elementos presentes, como la cantidad de estos elementos; estos datos son próximos con la información del proveedor en el

certificado de calidad del material de la tabla 5.1. Lo anterior permite confirmar que el material fue enviado con las normas de calidad con respecto a la norma AMS-5662 del tratamiento térmico de recocido. El espectro de elementos muestra que el Ni es el elemento principal del material, después le siguen el Fe y el Cr, posteriormente el Nb y Mo.

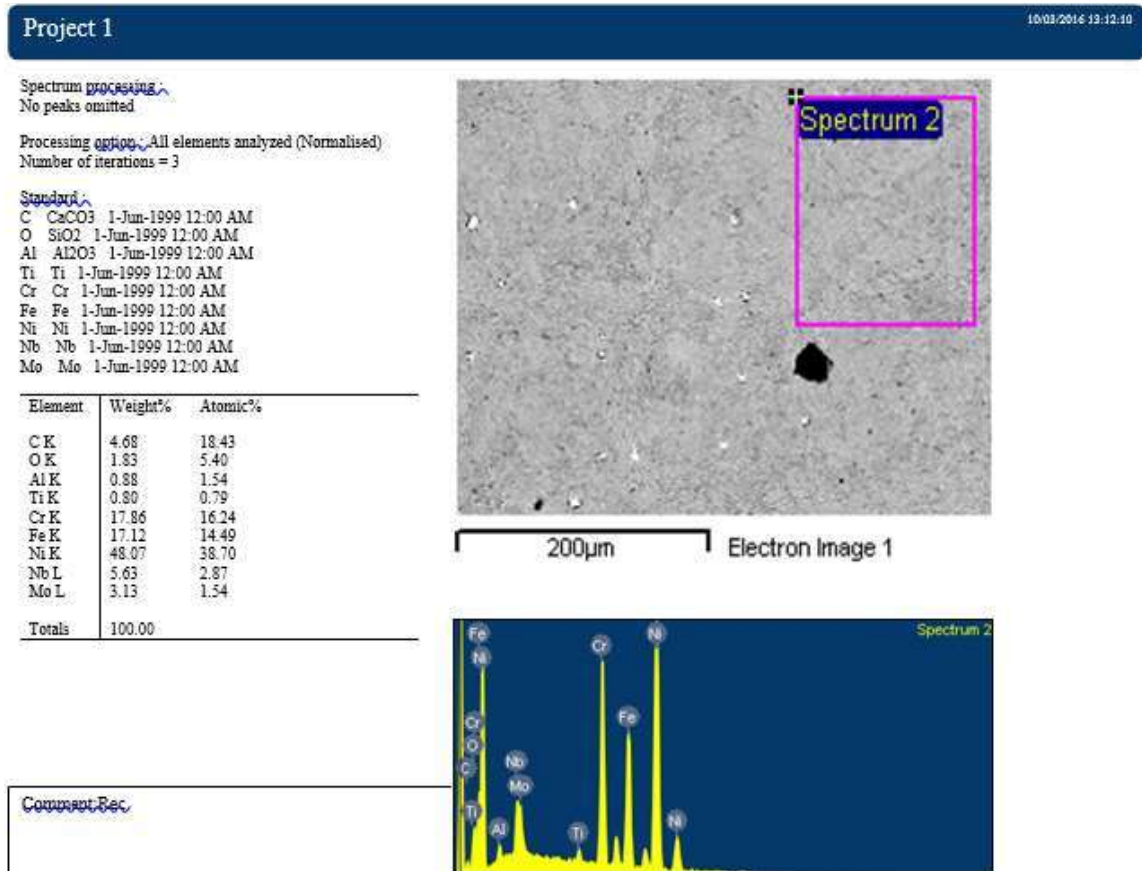


Figura 5.8. EDS del I-718.

En la figura 5.9 de EDS, se logra observar los carburos metálicos (MC) los cuales tienen una distribución al azar y su morfología es de partículas globulares y de forma irregular: el elemento M puede ser Titanio, Niobio, Tántalo, etc. En este caso y de acuerdo a los picos del espectro, se trata de un carburo de Niobio (NbC).

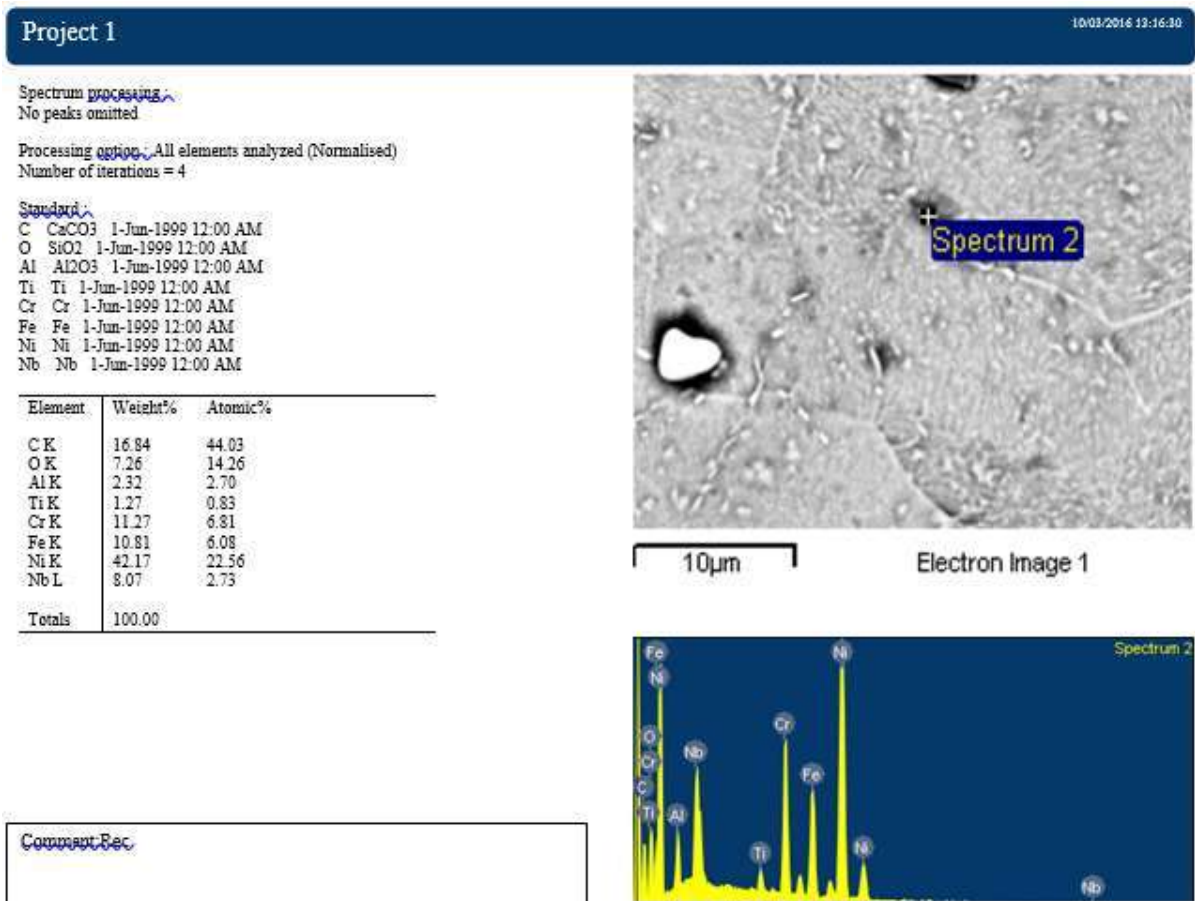
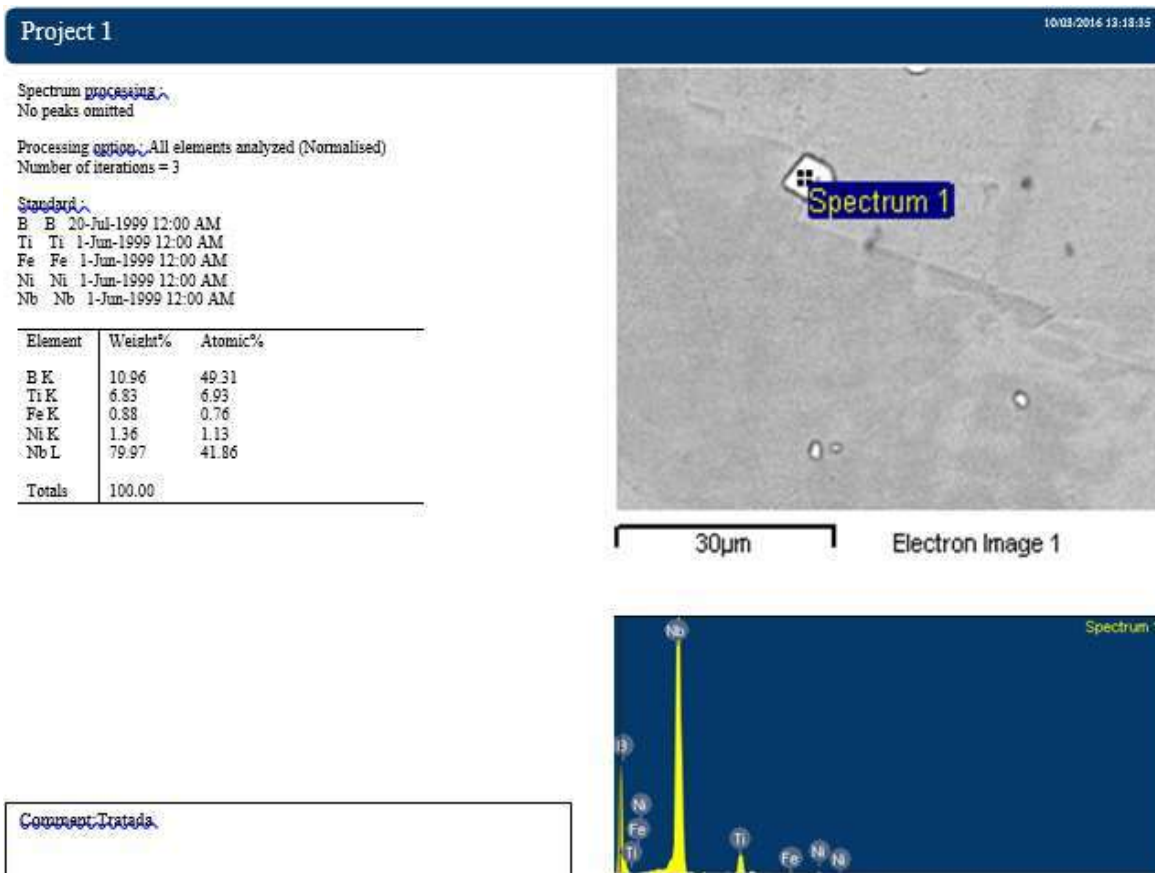


Figura 5.9. EDS de un carburo de niobio.

5.3.2. Resultados de EDS mediante MEB del I-718 (solubilizado).

En la figura 5.10 del EDS, se aprecia en la metalografía por MEB el espectro de otro precipitado metálico; en esta ocasión se trata de un boruro de Nb, el cual es un precipitado primario de forma globular y color blanco.



5.3.3. Resultados de EDS mediante MEB del I-718 (doble envejecido).

La figura 5.11 de EDS, muestra la matriz del I-718 después del tratamiento térmico de doble envejecido; los picos del espectro muestran los elementos presentes dentro de la superaleación. En algunos casos la cantidad de elementos presentes en la aleación disminuye, debido a que se disuelven en la matriz o forman fases junto con otros elementos.

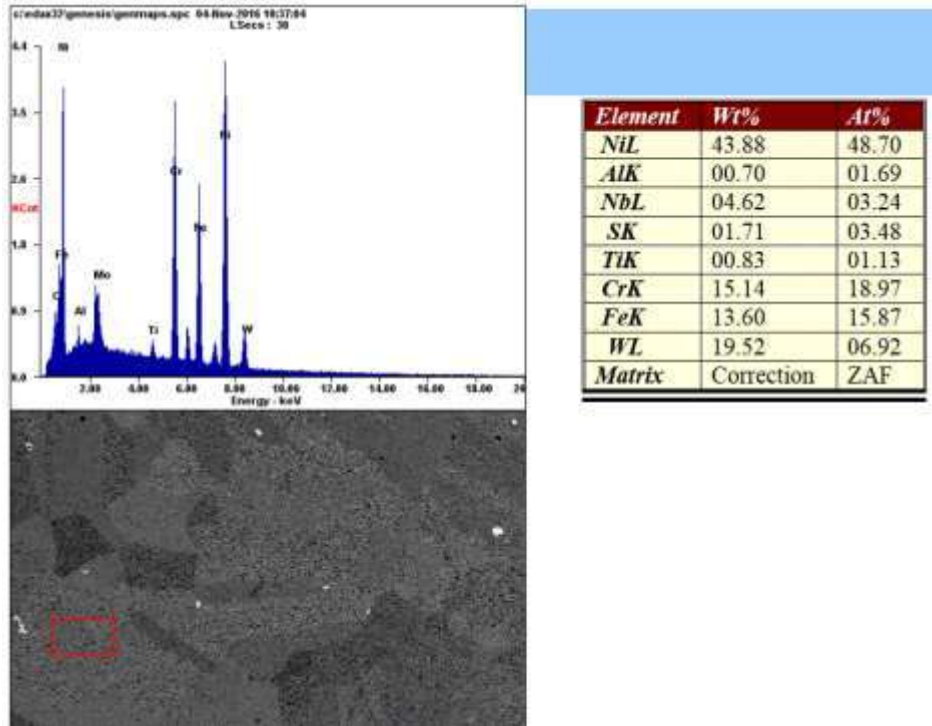


Figura 5.11. EDS de la matriz del I-718.

5.3.4. Resultados de EDS mediante MEB del AISI 418.

La tabla 5.2 muestra la composición química del acero inoxidable AISI 418 según el atlas de microestructuras de aleaciones industriales [11], y de acuerdo con el EDS, el cual proporciona información cuantitativa y cualitativa del material. Los elementos presentes en la tabla son próximos con los resultados de EDS. Se observa que en el material está presente tanto el níquel como el tungsteno, los que mejoran las propiedades mecánicas a altas temperaturas en ambientes corrosivos.

Tabla 5.2. Composición química del AISI 418 (wt %).

Elemento	Fe	Cr	C	Ni	Mn	Mo	P	S	W	Si
WT %	78.5 a 83.6	12 a 14	0.15 a 0.2	1.8 a 2.2	0.5 max	0.5 max	0.04 max	0.015 max	2.5 a 3.5	0.5 max

La figura 5.12 de EDS del acero inoxidable AISI 418, nos indica los elementos presentes dentro de la aleación, esta información es coherente con la tabla 5.2, que indica la composición química típica del acero inoxidable AISI 418.

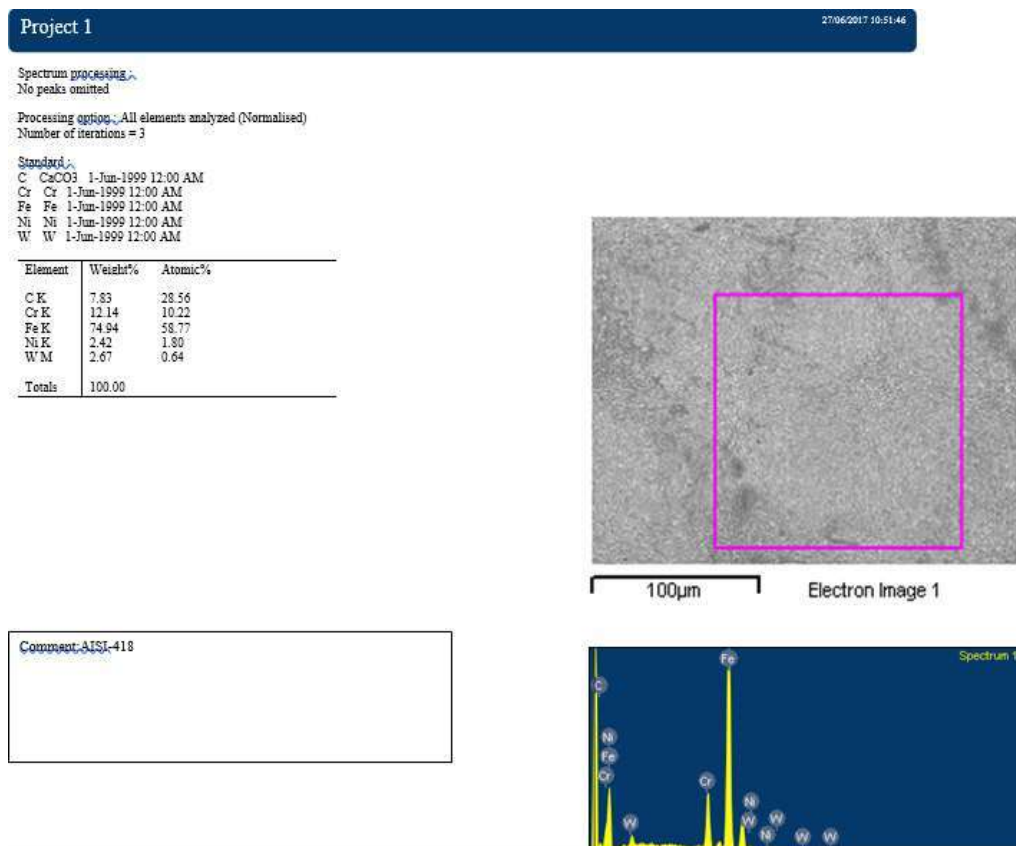


Figura 5.12. EDS del AISI 418.

5.4. RESULTADOS Y ANÁLISIS MEDIANTE MEB.

5.4.1. Resultados de MEB del I-718 (recocido).

La figura 5.13 a) y 5.13 b), muestra la metalografía del I-718, donde se puede observar la microestructura del material y se aprecia la fase delta (δ), la cual se observa que es abundante y se distribuye por igual tanto en el grano como en los límites de grano. También se observan en la figura 5.13 b) algunos de los carburos

del tipo NbC, que fue detectado por el análisis EDS en diferentes formas y tamaños. Además, en el análisis de EDS se encontró que la presencia de un pico prominente de Nb, lo que indica el predominio de los carburos de niobio sobre los carburos de titanio o boro. El carbono ha sido detectado por análisis de EDS en forma de pequeños precipitados en las regiones intergranulares. En la literatura es bien sabido que los carburos NbC y δ (Ni_3Nb) tienen morfologías semejantes a agujas, globulares, etc. [2].

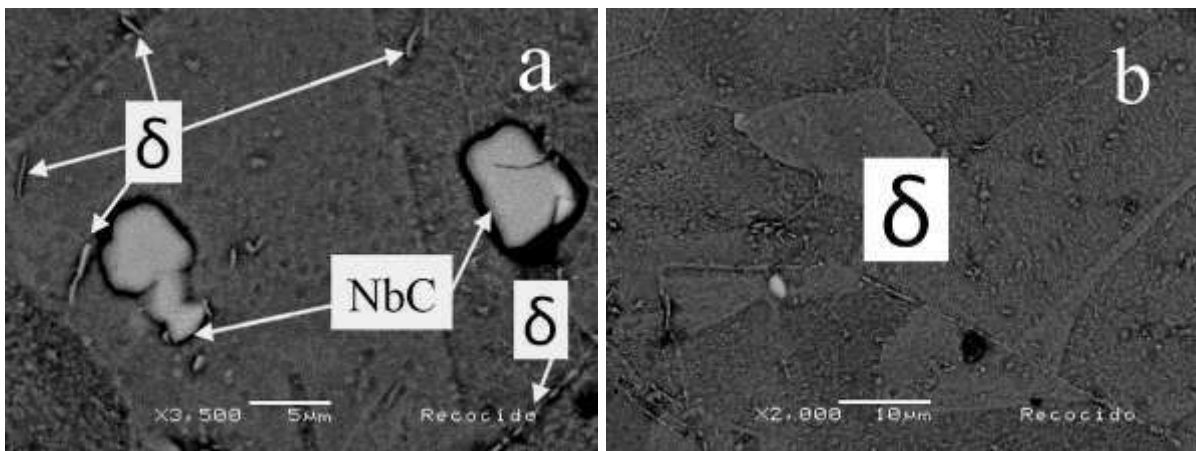


Figura 5.13. Metalografía del I-718 con presencia de carburos de Niobio y fase delta a) fase delta distribuida dentro y en los límites de grano b).

5.4.2. Resultados de MEB del I-718 (solubilizado).

Después del tratamiento térmico de solubilizado, la mayoría de los precipitados se disolvieron de nuevo en la matriz y, incluida la fase delta (δ). Además, se observó que el promedio del tamaño de grano no tuvo cambios significativos ni los carburos NbC, como se muestra en la figura 5.14 a) y b). Durante el tratamiento térmico de solubilizado, la fase δ se disuelve dentro de la matriz, esto significa que las propiedades mecánicas tales como la dureza disminuyen; lo anterior facilitó el maquinado de las probetas.

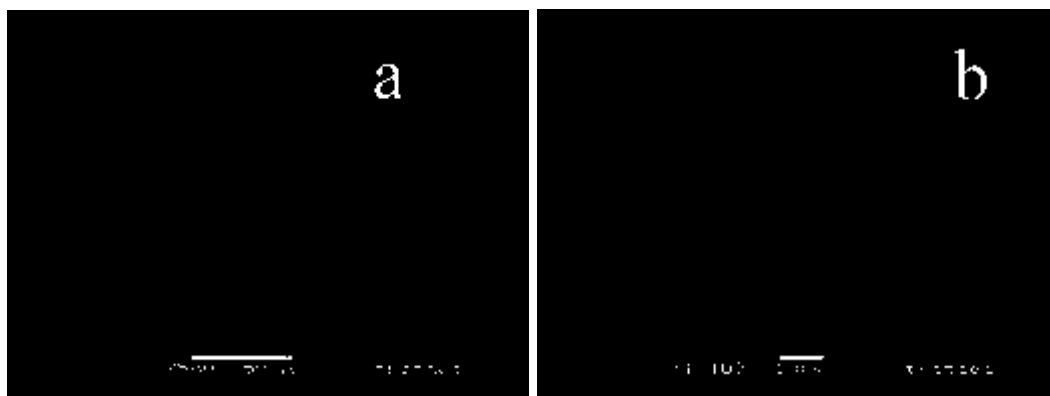


Figura 5.14. a) y b) Metalografía después del tratamiento térmico de solubilizado donde ya no se observa la presencia de la fase delta.

5.4.3. Resultados de MEB del I-718 (doble envejecido).

La figura 5.15, muestra la formación de maclas, las cuales son características de aleaciones austeníticas (estructura cristalina FCC). Un límite de macla es un tipo de especial de límite de grano a través de la cual hay una específica simetría de espejo en la red cristalográfica. La región de material entre estos límites se denomina macla (en inglés twin) y se generan por deslizamientos atómicos producidos durante los tratamientos térmicos. Estas maclas, aparecen cuando el material se ha endurecido por precipitación; a veces las maclas aparecen desde el tratamiento térmico de recocido y/o en el tratamiento térmico de solubilizado. En general, el promedio de tamaño de grano no tuvo cambios significantes.

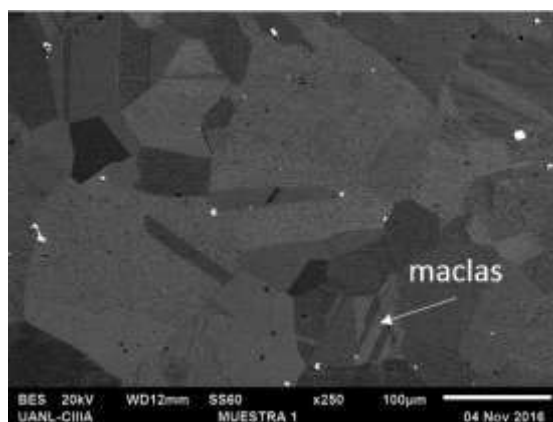


Figura 5.15. Formación de maclas en el tratamiento térmico de doble envejecido.

5.4.4. Resultados de MEB del AISI 418.

Las figuras 5.16 a) y b), muestran metalografías del AISI 418 por medio de MEB del material como se recibió, con las magnificaciones respectivas a 1500x y 4000x. Esta es una típica aleación martensítica, de acuerdo con el atlas de microestructuras de aleaciones industriales [1].

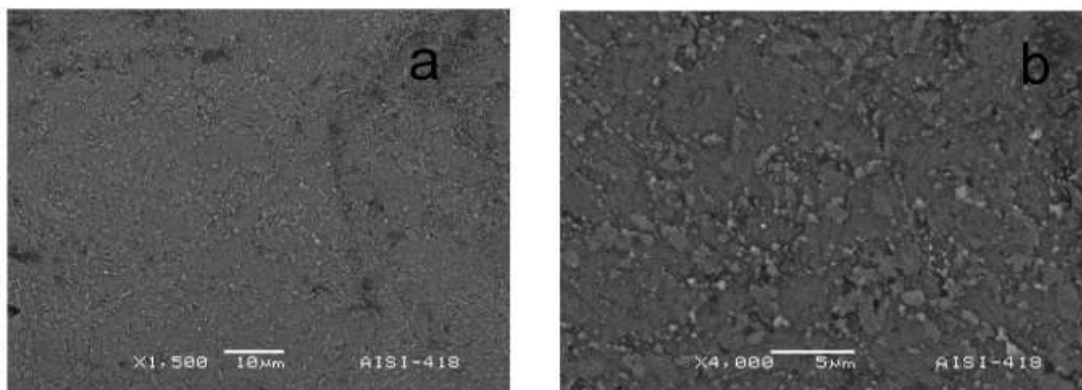


Figura 5.16 a) y b). Metalografías del AISI 418 a diferentes magnificaciones.

5.5. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE DUREZA Y MICRODUREZA.

5.5.1. Resultados de dureza y microdureza del I-718.

Los resultados de dureza de los tres diferentes tratamientos térmicos: recocido (como se recibió el material), solubilizado (disminución de la dureza del material) y de doble envejecido (endurecimiento por precipitación de acuerdo a la norma AMS-5663) se muestran en la tabla 5.3, las escalas de medición de dureza fueron microdureza (Vickers) y de dureza (Rockwell: A, B y C).

Tabla 5.3. Resultados de Microdureza Vickers y Dureza Rockell A, B y C del I-718.

Inconel 718	Microdureza V.	Dureza R. A.	Dureza R. B	Dureza R. C
Recocido	263	64	100	22
Solubilizado	214	54	88	10*
Envejecido	428	70	112	38

El primer análisis de dureza se realizó al I-718 como recibido, con el tratamiento térmico de recocido. Los resultados son acordes a los datos del proveedor (<http://megamex.com/span/inconel-718.html>) y a la norma AMS-5662. Con lo que se confirma la dureza del material.

El segundo análisis de dureza se realizó al I-718 después del tratamiento térmico de solubilizado; este tratamiento térmico tiene como objetivo el de disolver fases, poner en solución algunos elementos, disminuir la dureza, etc.; lo cual facilitó el maquinado de las probetas.

El tercer y último análisis de dureza del I-718, fue después de realizar el tratamiento térmico de doble envejecido. Este tratamiento térmico tiene la finalidad de endurecer el material por precipitación, los resultados son acordes con la norma AMS 5663, tanto en microdureza Vickers como en dureza Rockwell C, que indica que no debe superar los 40 RC, debido a que el material puede llegar a sufrir fragilización.

5.5.2. Resultados de dureza y microdureza del AISI 418.

Los resultados de dureza y microdureza del AISI 418 se muestran en la tabla 5.4, estas pruebas fueron en microdureza (Vickers) y dureza Rockwell (A, B y C). Cabe señalar que a este material no se le realizó ningún tratamiento térmico y por la muy escasa información que existe del material, no se sabe a ciencia cierta en qué condiciones se encuentra el material referente a los tratamientos térmicos. La página web de un proveedor [3], refiere a que este material tiene una dureza Brinell de 330, en comparación a los resultados obtenidos, los resultados de los ensayos realizados de dureza del AISI 418, se encuentran ligeramente por debajo del valor del proveedor.

Tabla 5.4. Resultados de Microdureza Vickers y Dureza Rockell A, B y C del AISI 418.

	Microdureza V.	Dureza R. A.	Dureza R. B	Dureza R. C
AISI 418	290	65	104	29

5.6. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE CORROSIÓN.

5.6.1. Resultados de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica del AISI 418 y del I-718.

La técnica de espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS por sus siglas en inglés), es un método electroquímico utilizado en los estudios de corrosión, que utiliza una señal de corriente alterna (CA) sobre un electrodo (metal en corrosión) para obtener resultados correspondientes. La técnica consiste en aplicar una pequeña cantidad de potencial (E) a un electrodo y la respuesta se mide en ohm (corriente) a diferentes frecuencias, donde el equipo registra las mediciones de potencial/tiempo y corriente/tiempo, lo que genera valores de impedancia que corresponden a cada frecuencia, esta se denomina: “espectro de impedancias”.

Los resultados de EIS del AISI-418, se muestran en la figura 5.17, particularmente la imagen 5.17 a), muestra una tendencia semicircular a altas frecuencias, donde el diámetro representa la resistencia a interactuar con el medio, el cual fue NaCl 3.5 % wt. El inicio de la curva representa la resistencia a la solución o del electrolito y el radio es la capacitancia, resistencia del material de acumular cargas del electrolito.

Para las pruebas de EIS se utilizó un potencióstato/galvanostato BioLogic modelo SP-300, con una celda de tres electrodos, ya descritos en el capítulo anterior, donde se manejó un rango de frecuencias de 10^3 Hz hasta 10^6 Hz.

La figura 5.17 b) muestra el diagrama de Nyquist para el AISI 418 el cual fue inmerso por 30 días en NaCl 3.5 wt. Al igual que el experimento anterior, el medio fue NaCl 3.5 % wt. La figura 5.17 c) muestra el diagrama de Nyquist para el Inconel 718, donde la curva después del radio no logra completar el semicírculo.

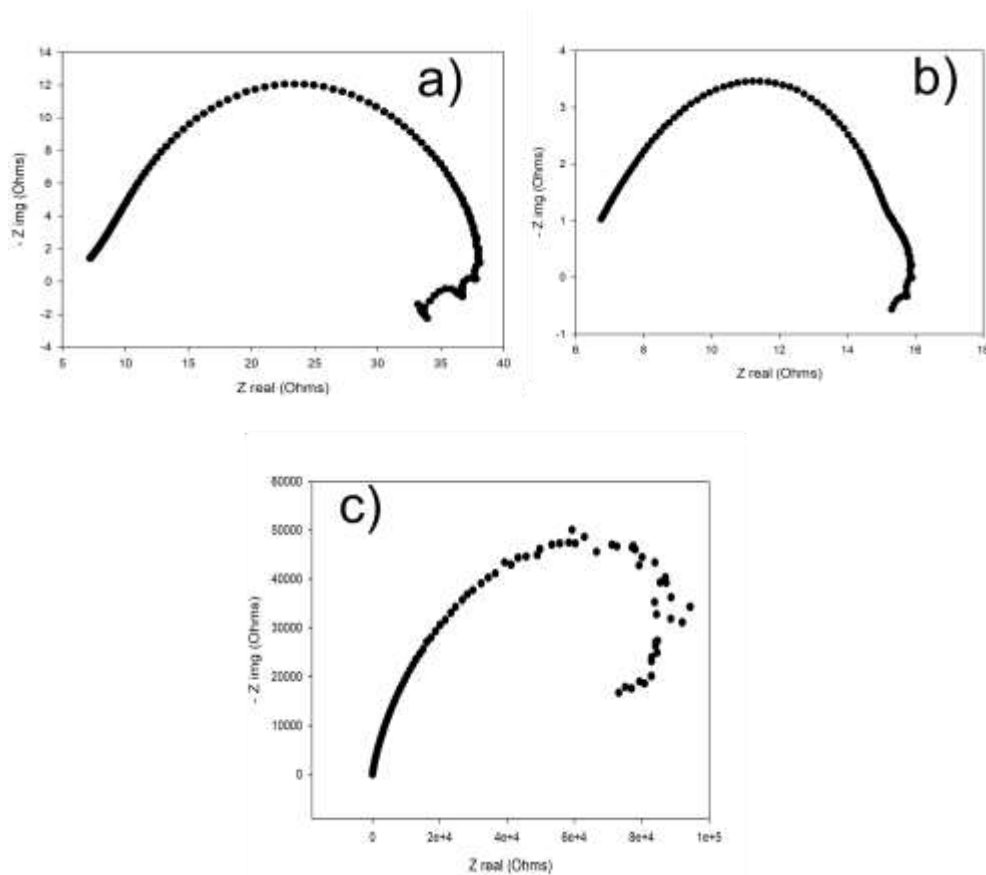


Figura 5.17 a) Diagrama de Nyquist del AISI 418, 5.17 b) Diagrama de Nyquist del AISI 418 inmerso 30 días en NaCl 3.5 % wt, 5.17 c) Diagrama de Nyquist del Inconel 718.

5.6.2. Resultados de Circuitos Eléctricos Equivalentes del AISI 418 y del I-718.

Con estos datos se busca el circuito equivalente con datos cualitativos del material como pueden ser valor de la resistencia, capacitor etc. Los espectros de impedancia obtenidos suelen ser analizados mediante circuitos eléctricos, conformados por: resistencias (R), capacitancias (Q), etc. Combinados de tal manera que reproduzcan los espectros de impedancias estudiados y se denominan: “circuitos eléctricos equivalentes”. El circuito eléctrico equivalente es el resultado o respuesta, a toda frecuencia, de una celda de corrosión para obtener valores de diferentes parámetros eléctricos. Estos resultados se utilizan para obtener valores de velocidades de corrosión y/o mecanismos de corrosión.

La figura 5.18 a) es el resultado del circuito eléctrico equivalente del AISI 418, la figura 5.18 b) es el circuito eléctrico equivalente del AISI 418 inmersa en 30 días en la solución de NaCl 3.5% wt. Se observa que ambos circuitos eléctricos equivalentes son iguales en sus distintas características de ensayos. Finalmente, la figura 5.18 c) es el circuito eléctrico equivalente del I-718.

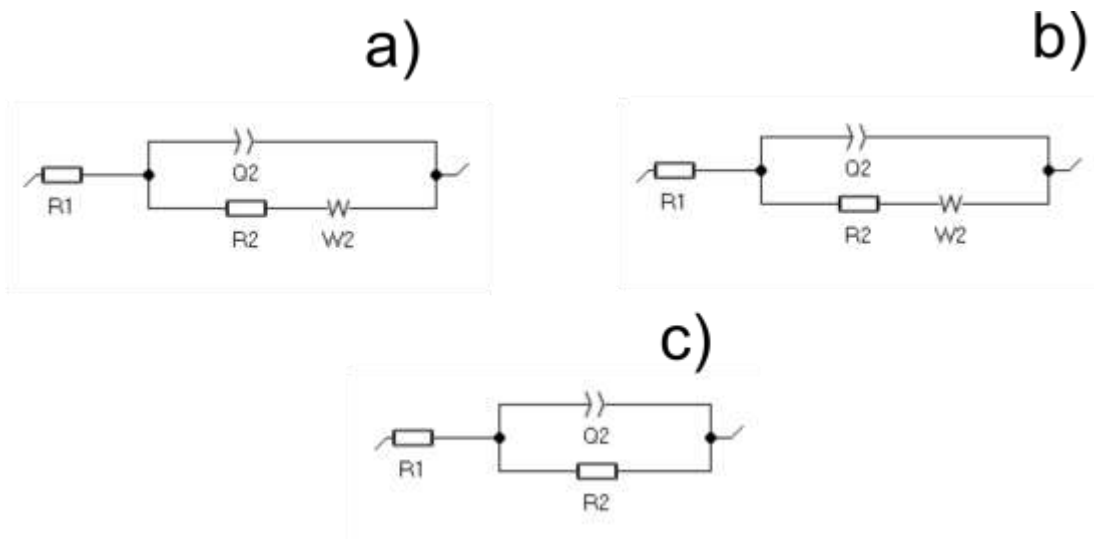


Figura 5.18 a) Circuito eléctrico equivalente del AISI 418, figura 5.18 b) circuito eléctrico equivalente del AISI 418 inmerso por 30 días en NaCl 3.5 wt, figura 5.18 c) circuito eléctrico equivalente del I-718.

5.6.3. Resultados de Curvas de Polarización de Tafel del AISI 418 y del I-718.

Los ensayos de Tafel o curvas de polarización Tafel, son el resultado de la relación entre el potencial (E) y la densidad de corriente (i), siendo una técnica sencilla y rápida que nos permite encontrar la velocidad a la que se corroe un material. Las figuras 5.19 a), b) y c), muestran las curvas de polarización Tafel, las cuales muestran la parte catódica (-) donde el material se reduce y la parte anódica (+) donde el material se oxida, los potenciales cinéticos de corrosión tales como el

potencial de corrosión (E_{corr}), la densidad de corriente de corrosión (I_{corr}) y la velocidad de corrosión son generadas por estas curvas y se muestran en la tabla 5.5

La figura 5.19 a) muestra las curvas de polarización Tafel del AISI 418, donde el potencial que arroja las curvas de esta muestra es de -0.17 mV.

La figura 5.19 b) es de las curvas de polarización de Tafel del AISI 418, el cual estuvo inmerso en 30 días en la solución de NaCl 3.5% wt. Donde los resultados comparativos con el AISI 418 que no estuvo inmerso 30 días en la solución de cloruro de sodio (NaCl) muestra una mejor resistencia a la corrosión con un potencial de corrosión de -0.12 mV. Se puede apreciar en la parte inferior o catódica de la gráfica una línea curva, esto debido a que en los 30 días que estuvo inmerso el AISI 418 en la solución salina, este material al finalizar su periodo de inmersión tuvo una ganancia de peso, formando una película protectora (pasivación) la cual es característica de los aceros inoxidable.

El fenómeno que se observa en la gráfica de la figura 5.19 b) es que en la parte catódica es que primero se reduce la película protectora, para posteriormente reducir al AISI 418.

La figura 5.19 muestra las curvas de polarización Tafel del Inconel 718, donde el potencial de corrosión es de -0.047 mV.

De acuerdo a la tesis doctoral de A. Alfonso [4], donde los materiales de acuerdo a los valores del E_{corr} , los materiales metálicos pueden clasificarse como excelente, bueno, regular, satisfactorio e insatisfactorio; el AISI 418 tiene buena resistencia a la corrosión mientras que el I-718 tiene una excelente resistencia a la corrosión.

Tabla 5.5. Resultados de las curvas de polarización de Tafel del AISI 418 y del I-718.

Material	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)	Velocidad de corrosión (mpy)
AISI 418	- 0.17	7.793	12.2591
AISI 418 con corrosión	- 0.128	44.52	12.2591
Inconel 718	- 0.047	0.251	0.0129

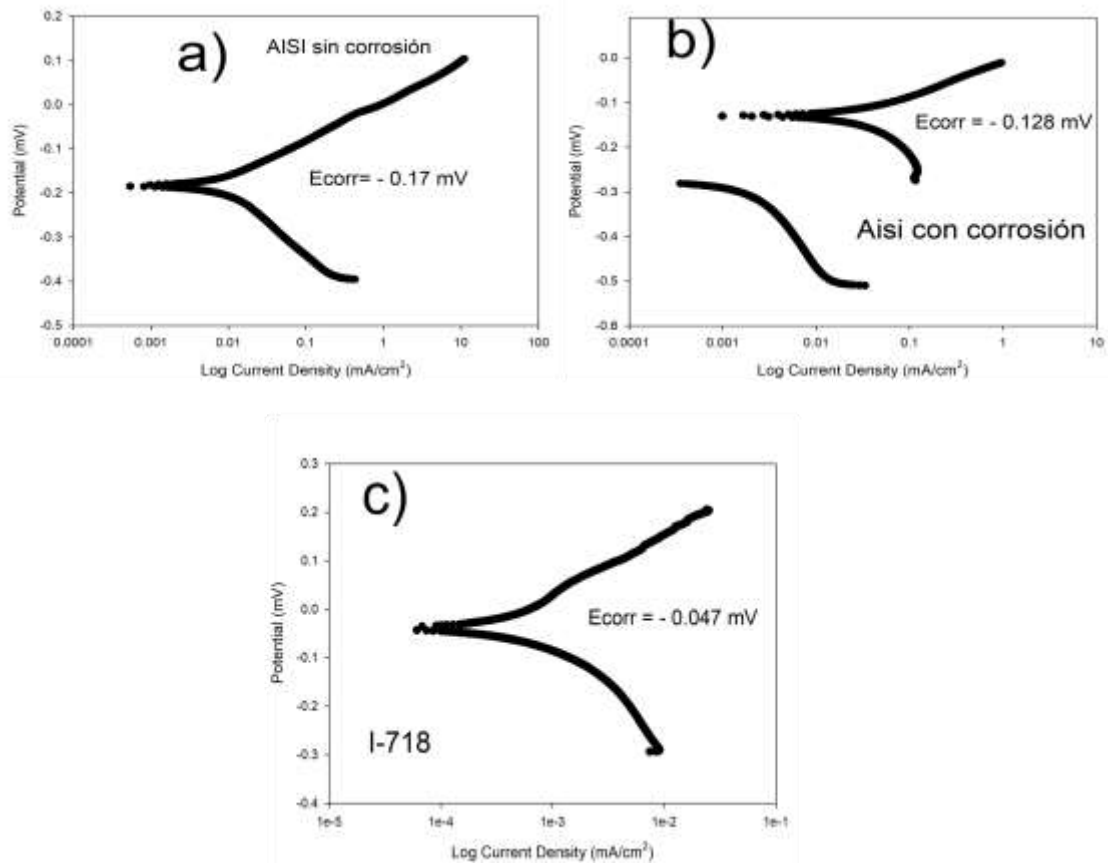


Figura 5.19 a) Curvas de Tafel del AISI 418, figura 5.19 b) curvas de Tafel del AISI 418 inmersos 30 días en NaCl 3.5 wt., figura 5.19 c) curvas de Tafel del I-718.

5.7. RESULTADOS DE RESISTENCIA A LA FATIGA DEL I-718 CON Y SIN PRE-CORROSIÓN.

5.7.1. Resultados de Fatiga Ultrasónica del Inconel 718 (sin pre-corrosión).

La máquina de fatiga ultrasónica es capaz de realizar desplazamientos de $13 \mu\text{m}$ por cada volt aplicado en el generador, del extremo conectado al sonotrodo hasta el extremo libre de la probeta. Este desplazamiento genera un esfuerzo máximo en la zona estrecha de la probeta de alrededor de 39.2 MPa por cada volt que se le aplica. El

esfuerzo inducido pre-seleccionado fue de: 90% (746 MPa), 80% (667 MPa), 70% (589 MPa) y 60% (510 MPa) del límite elástico del material (830 MPa \pm 30) [5]. La relación entre el desplazamiento y el voltaje es lineal y los ensayos se llevaron a cabo en condiciones de temperatura ambiente y humedad ambiental (entre 50 y 65%), y con una relación de carga $R = -1$. La tabla 5.6 presenta las condiciones de la prueba, donde la primera columna corresponde al número de ensayo, la segunda la fecha de prueba, la tercera la temperatura promedio de la probeta durante el ensayo, la cuarta el voltaje aplicado, la quinta el esfuerzo máximo correspondiente, la sexta el tiempo de prueba, la séptima el número de ciclos.

Tabla 5.6. Condiciones de los ensayos de fatiga ultrasónica a temperatura y humedad ambiente.

PROBETA	FECHA	TEMPERATURA	VOLTAJE	ESFUERZO	TIEMPO	CICLOS
1	25/Abr/2018	45° C	19 V	746	7.14 min	8576510
2	7/Mayo/2018	42° C	19 V	746	6.5 min	7902231.98
3	7/Mayo/2018	43° C	19 V	746	6.04 min	7224874.4
4	14/Mayo/2018	40° C	17 V	667	8.19	9130202
5	14/Mayo/2018	40° C	17 V	667	8.27	9728682.8
6	14/Mayo/2018	42° C	17 V	667	8.33	10264246.2
7	7/Mayo/2018	46° C	15 V	589	8.55 min	12785394.22
8	9/Mayo/2018	44° C	15 V	589	12.6 min	16149986.5
9	9/Mayo/2018	44° C	15 V	589	12.12	14550672.25
10	14/Mayo/2018	52° C	13 V	511	37.04 min	44445942.2
11	9/Mayo/2018	48° C	13 V	511	107.7 min	129217271.2
12	14/Mayo/2018	50° C	13 V	511	62.4	74884263.13

Los ensayos de fatiga ultrasónica en las condiciones en que se realizaron las pruebas, fueron monitoreados por medio de una cámara termográfica como se muestra en la figura 5.20, con el objetivo de registrar las temperaturas en la zona de estricción de la probeta, donde se localiza el máximo esfuerzo y la máxima temperatura. En la misma figura se ilustra la distribución de temperaturas para los casos de un ensayo en curso, figura 5.20 (a), y para el caso de la misma probeta en proceso de fractura, figura 5.20 (b).

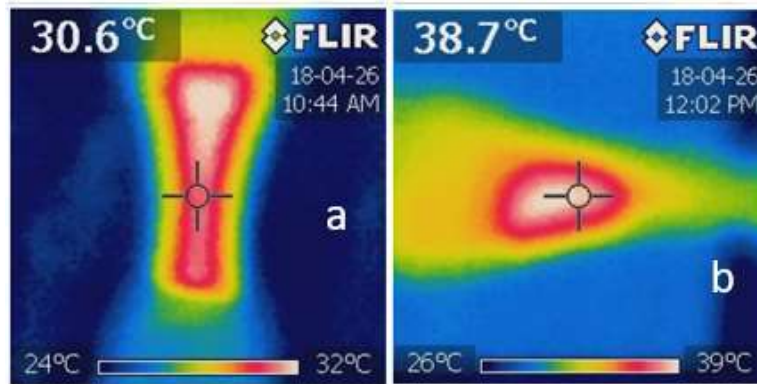


Figura 5.20. Imágenes termográficas durante el ensayo de una probeta sin pre-corrosión de I-718.

A partir de los resultados obtenidos de los ensayos experimentales se graficaron los esfuerzos contra el número de ciclos (gráfica de Wöhler) figura 5.21, para el Inconel 718. Los resultados obtenidos para los esfuerzos aplicados son similares a resultados obtenidos por otros investigadores; no obstante, se obtuvo una diferencia en favor de los resultados de este trabajo, como se resalta en la figura 5.23. Al origen de este comportamiento, es posible asumir que el tratamiento térmico propuesto de solubilizado es el responsable, conjuntamente con las composiciones químicas que no son idénticas.

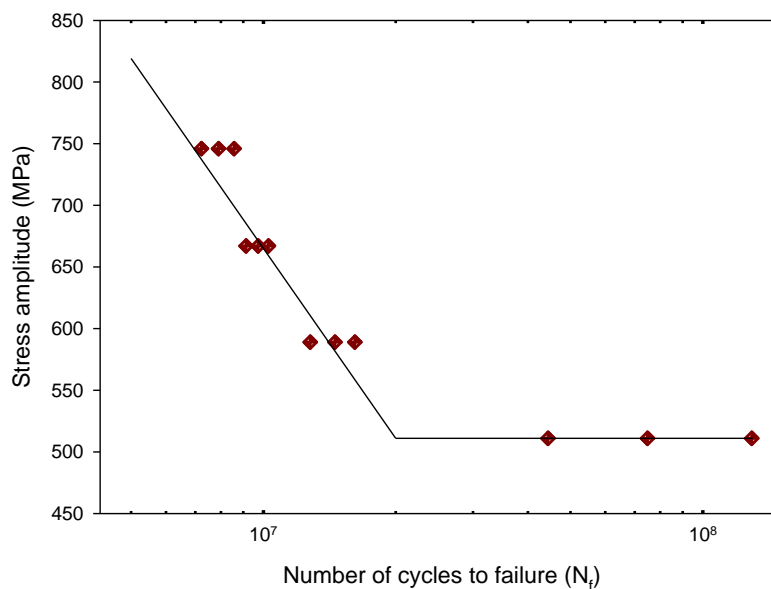


Figura 5.21. Gráfica experimental de Wöhler de la resistencia en fatiga ultrasónica del Inconel 718.

Es de interés resaltar que los resultados obtenidos en este trabajo son comparables con otras investigaciones consultadas: ensayos en fatiga convencional figura 5.22 (a) [6], resultados de ambas modalidades de ensayos de fatiga [8], figura 5.22 (b) y fatiga ultrasónica, figura 5.22 (c) [7]. Después del análisis del conjunto de resultados, es posible afirmar que los obtenidos en este trabajo presentan una mayor resistencia a la fatiga, que se pueden asociar a los dos factores previamente mencionados.

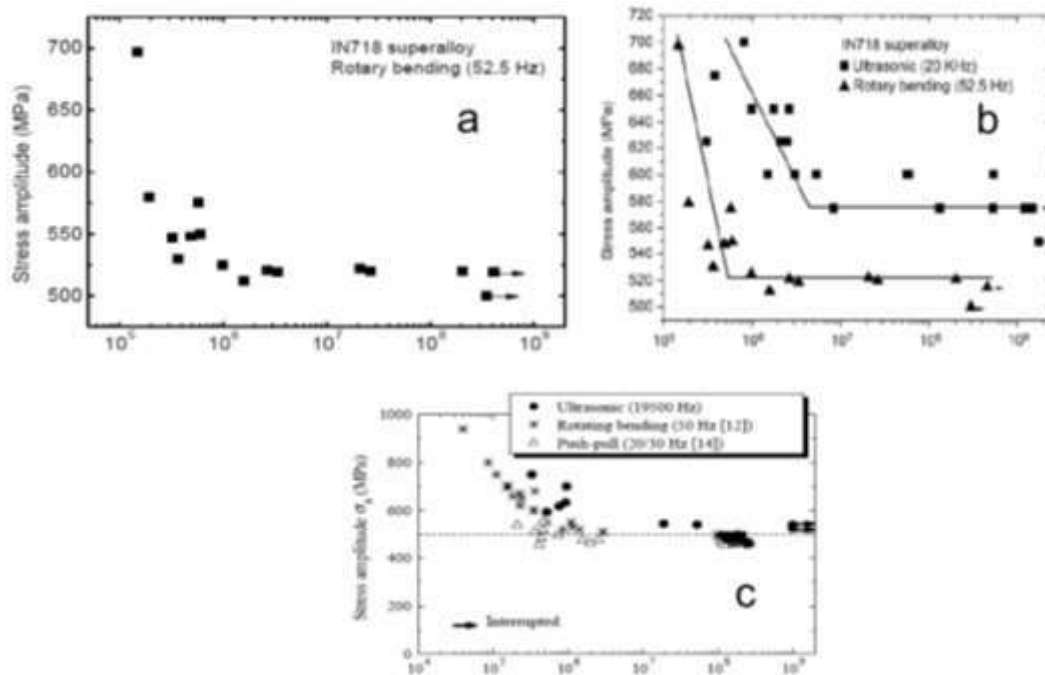


Figura 5.22. Gráficas de Wöhler de la resistencia en fatiga ultrasónica del I-718 de otros investigadores [22, 23, 24].

La figura 5.23 muestra la gráfica de los resultados experimentales de la resistencia en fatiga ultrasónica del I-718. En esta gráfica el eje vertical representa los esfuerzos (MPa), correspondientes a los niveles de carga aplicada: entre el 90 y 60 % del límite elástico del material (sea 746-510 MPa, aproximadamente), el eje horizontal representando los ciclos de la vida en fatiga. El máximo esfuerzo aplicado en la gráfica de la figura durante el ensayo fue de 746 MPa. En la misma figura se graficaron los resultados de resistencia en fatiga de otros autores. El aumento en la resistencia en fatiga presentó un factor aproximado de 10 en comparación con los

resultados de los autores antes mencionados, particularmente para los altos niveles de carga. Además, se observan 2 tendencias en esta gráfica: en los máximos esfuerzos de carga existe una diferencia considerable en la resistencia en fatiga; esta diferencia va disminuyendo al reducir la carga aplicada; la segunda tendencia se observa en los mínimos niveles de carga (cercano a 510 MPa), las probetas presentan fracturación en este trabajo, mientras que no se presenta fracturación en las probetas de la bibliografía consultada (niveles de carga alrededor de 550 MPa).

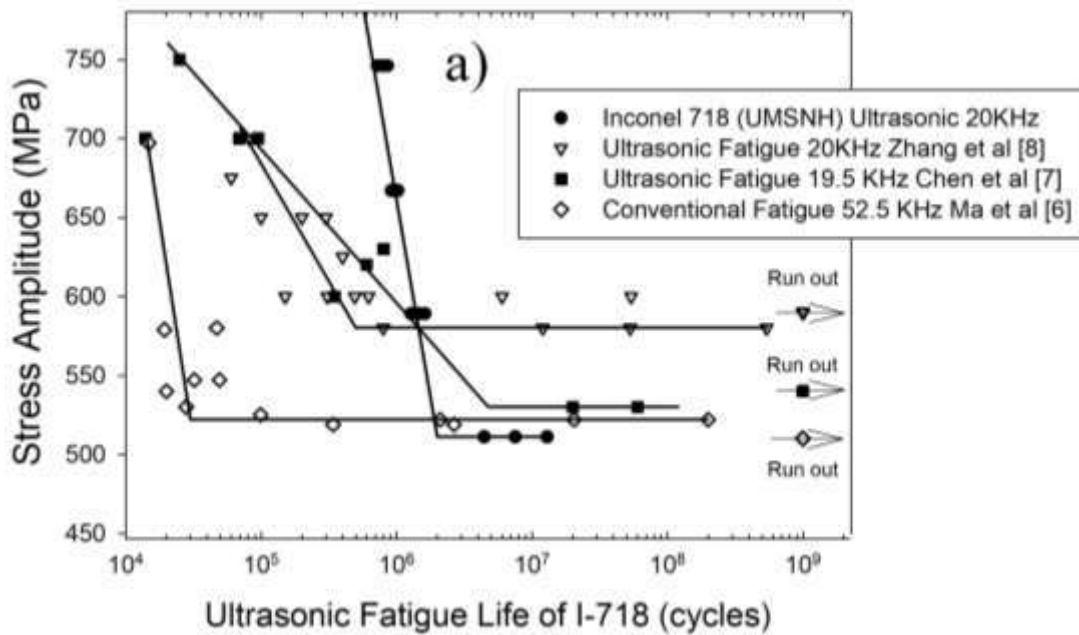


Figura 5.23. Curvas de Wöhler de resultados en resistencia en fatiga ultrasónica y convencional del I-718 (R= -1), a temperatura ambiente.

5.7.2. Resultados de Fatiga Ultrasónica del Inconel 718 (con pre-corrosión).

Otro de los objetivos de este proyecto fue el de pre-corroer el material con agentes corrosivos que son representativos de la industria aeronáutica, a medida que la temperatura dentro de la turbina se acerca a los 700° C en el compresor; estos agentes pueden ser: sales contaminantes del aire de admisión mezclada con el combustible, que atacan la superficie de los componentes del motor a reacción. Los mecanismos de

corrosión en caliente tipo II (corrosión en caliente a temperaturas mayores a 700° C), donde el óxido protector formado en las superaleaciones (pasivación) es degradado por las sales, formando picaduras de corrosión en caliente [9]. La corrosión en caliente está asociada con la oxidación de los componentes de los motores a reacción a temperaturas que oscilan entre 800-1000° C, donde los esfuerzos mecánicos asociados a la fatiga son ocasionadas por las altas fuerzas centrífugas ejercidas por la rotación; este efecto limita la vida útil de los materiales estructurales aeronáuticos [10, 11].

Los problemas relacionados con la corrosión acelerada en los componentes del motor a reacción se originan en la cámara de combustión con la presencia de sales como: Cloruro de sodio (NaCl), sulfato de sodio (Na₂SO₄), pentóxido de vanadio (V₂O₅); donde las pequeñas partículas de cloruro de sodio se ingesta con aire de combustión, mientras la oxidación de sulfuros se encuentran como impurezas en el combustible y su reacción con el NaCl resulta en la formación de (Na₂SO₄); mientras que el vanadio residual en la gasolina se oxida a pentóxido de vanadio (V₂O₅). Estos compuestos se localizan en la superficie de los componentes e inducen un ataque acelerado conocido como corrosión en caliente, estos procesos dependientes de la temperatura se vuelven agresivos y limitan el rendimiento en el ciclo de vida útil de las turbinas [12].

Una vez conocidos los agentes corrosivos se realizó un procedimiento de pre-corrosión previo a los ensayos de fatiga ultrasónica, donde de acuerdo a la norma de la agencia espacial europea ESA (European Space Agency por sus siglas en inglés) [13], se dejan inmersas las probetas durante 30 días en una solución de 3.5% NaCl wt. Como se muestra en la figura 5.24, esta norma se utiliza para conocer la susceptibilidad de los materiales a la corrosión inducida bajo esfuerzos. Como se explicó en el capítulo anterior (4.7), esta norma fue modificada y no se realizaron ensayos de tensión, en su lugar se realizaron ensayos de fatiga ultrasónica (tensión-compresión), con el objeto de comparar los experimentos realizados con fatiga ultrasónica del I-718 sin corrosión y con pre-corrosión. Las probetas se recubrieron en sus extremos con esmalte para uñas de uso estético, con el fin que la solución atacara solo la zona de estricción de la probeta.

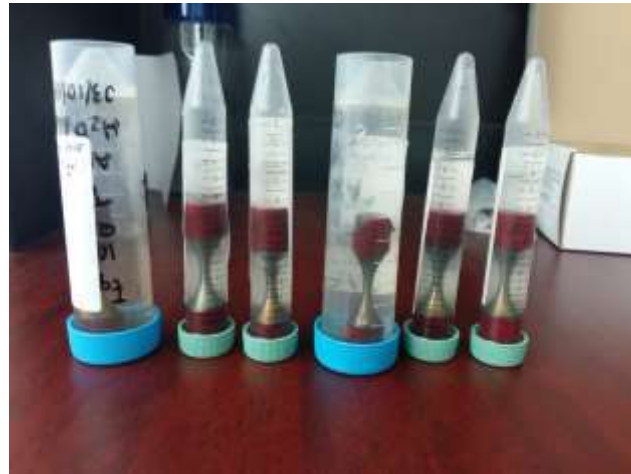


Figura 5.24. Pre-corrosión de las probetas del I-718.

Antes y después de la inmersión de las probetas se pesaron en una balanza comercial para registrar su peso, debido a que ciertos materiales llegan a perder o ganar peso después de estar sometidas a los agentes corrosivos. Lo anterior depende de la composición química del material y del pH de la solución con la que el material está interactuando; en el caso el I-718 se registró una ganancia de peso después de estar inmersa en la solución.



Figura 5.25. Pesaje de las probetas antes-después de estar inmersa en la solución de NaCl.

Después de terminar el periodo de estancia en inmersión de las probetas de I-718 en la solución de Cloruro de sodio, se preparan las muestras para la visualización en MEB, como se muestra en la figura 5.26.



Figura 5.26. Preparación de las probetas para visualización en MEB.

La figura 5.27 presentan las imágenes obtenidas del MEB después de estar inmersas por 30 días en la solución de NaCl y antes de las pruebas de fatiga ultrasónica; esto con el fin de ver si la corrosión fue homogénea en todo el material. Para esto se dividió la probeta en el diámetro en 4 cuadrantes como se ve en la parte superior de la probeta del I-718 de la figura 5.26; todas las probetas tuvieron una corrosión uniforme como se muestra en la figura 5.27. Donde la figura 5.27 (a) presenta una magnificación de X22 y la figura 5.27 (b) es una amplificación a X45.

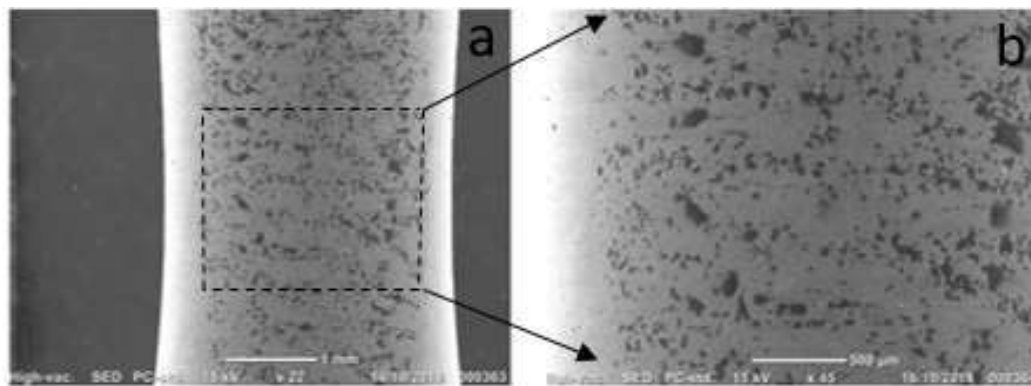


Figura 5.27. Superficie del I-718 después de la pre-corrosión observada mediante MEB.

La figura 5.28 muestra los productos de corrosión formados en la superficie del I-718 a una magnificación de X1000, donde se aprecia algunas manchas oscuras junto a unas picaduras; estas picaduras se aprecian sobre la película que se formó en el material, debido a que en la superaleación se formó una capa protectora y por ende las picaduras son en la película y no en la superficie del material.

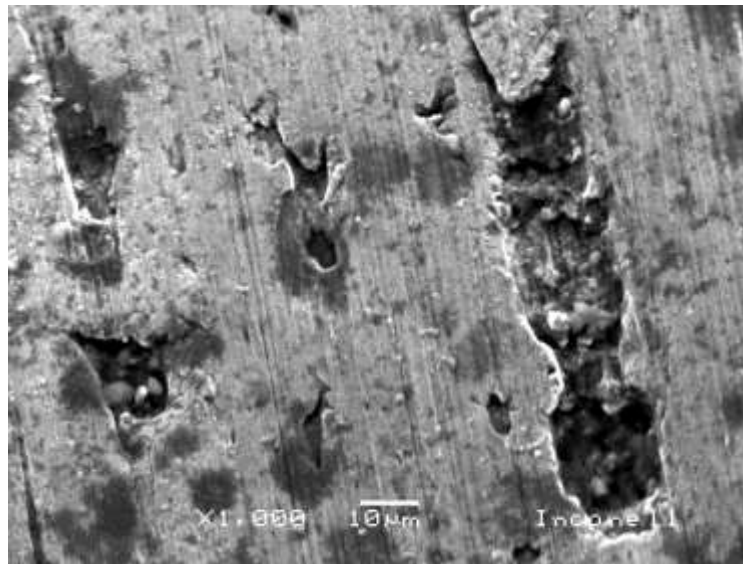


Figura 5.28. Productos de corrosión observados en la superficie del I-718.

A partir de los resultados obtenidos de los ensayos experimentales, se graficó los esfuerzos contra el número de ciclos (gráfica de Wöhler) figura 5.29 (a), para el I-718 con pre-corrosión. Los resultados obtenidos en cuanto a esfuerzos aplicados disminuyen a un 50% en comparación con la gráfica de fatiga del I-718 sin pre-corrosión de la figura 5.29 (b). De acuerdo a Mahobia [12, 14] quién estudio el comportamiento del I-718 con NaCl a 550° en fatiga a bajo número de ciclos y en un modelo Coffin-Manson de probetas recubiertas y no recubiertas de NaCl, las probetas recubiertas de sal reducen drásticamente la resistencia en fatiga con bajas amplitudes de deformación en un $\pm 0.40\%$ asociadas con la temprana iniciación de grietas en las picaduras de corrosión. Con respecto a los ensayos sin corrosión en los altos niveles de esfuerzos comprendidos entre 746 y 667 MPa y en los niveles bajos de esfuerzos comprendidos entre 589 y 511 MPa, los resultados de las probetas con pre-corrosión se acercan a los resultados de las

probetas sin pre-corrosión, donde Mahobia [12] también presenta que en las altas amplitudes de deformación no se observó modificaciones la vida en fatiga.

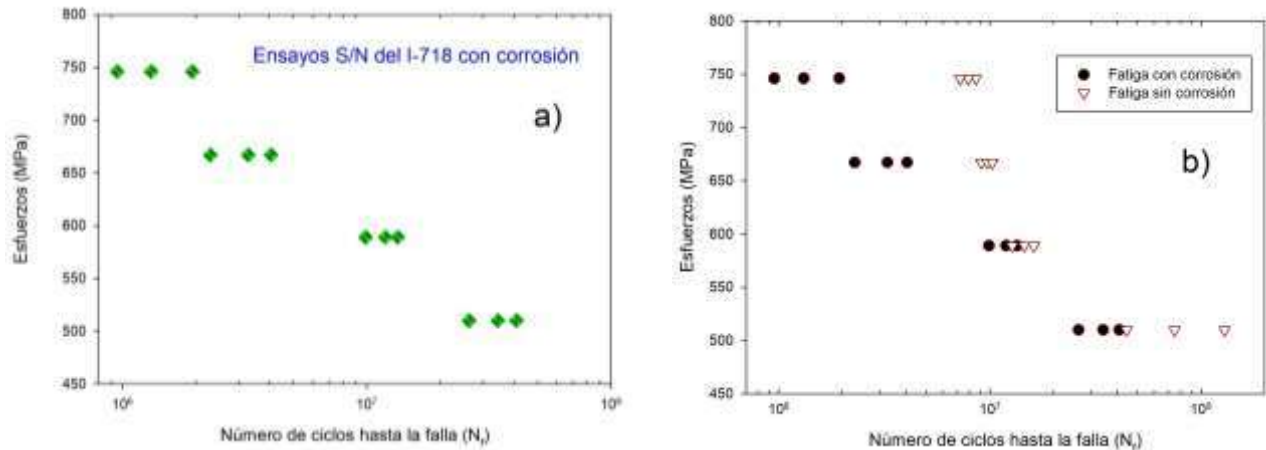


Figura 5.29. Gráfica de los ensayos con pre-corrosión a) y comparativo de resultados con y sin pre-corrosión del I-718 (b), obtenidos en este trabajo.

La tabla 5.7, muestra las condiciones de la prueba del I-718 con pre-corrosión.

Tabla 5.7. Condiciones de los ensayos de fatiga ultrasónica con pre-corrosión y a temperatura ambiente.

PROBETA	FECHA	TEMPERATURA	VOLTAJE	ESFUERZO	TIEMPO	CICLOS
1	16/Nov/2018	22° C	19 V	746	1.1 min	1,313,655.14
2	16/Nov/2018	24° C	19 V	746	0.79 min	952,434.47
3	16/Nov/2018	23° C	19 V	746	1.12 min	1,935,294.05
4	22/Nov/2018	24° C	17 V	667	3.4 min	4,058,113.83
5	22/Nov/2018	24° C	17 V	667	2 min	2,294,174.02
6	22/Nov/2018	24° C	17 V	667	1.06 min	3,273,352.7
7	22/Nov/2018	26° C	15 V	589	8.26 min	9,918,327.32
8	22/Nov/2018	24° C	15 V	589	11.2 min	13,437,068.55
9	22/Nov/2018	24° C	15 V	589	9.56 min	11935574.08
10	22/Nov/2018	35° C	13 V	511	30.72 min	34,468875.61
11	22/Nov/2018	38° C	13 V	511	34.24 min	41091210.3
12	22/Nov/2018	35° C	13 V	511	21.9	26,283,923.36

5.8. RESULTADOS DE SUPERFICIE DE FRACTURA DEL I-718 CON Y SIN PRE-CORROSIÓN.

5.8.1. Resultados de Superficie de Fractura del I-718 (sin pre-corrosión).

A continuación se muestran las superficies de fractura en la figura 5.30, para los 4 diferentes niveles de carga a) 746 MPa, b) 667 MPa, c) 589 MPa y d) 511 MPa; donde se aprecian 2 grandes áreas en general: 1) la superficie estriada o cuasiplana, donde ocurre la iniciación de la grieta y la propagación lenta de la grieta y 2) la superficie rugosa que se caracteriza por la rápida propagación de grieta y la fractura final. Se observa que cuando se disminuyen los esfuerzos aplicados, el área 1 disminuye también.

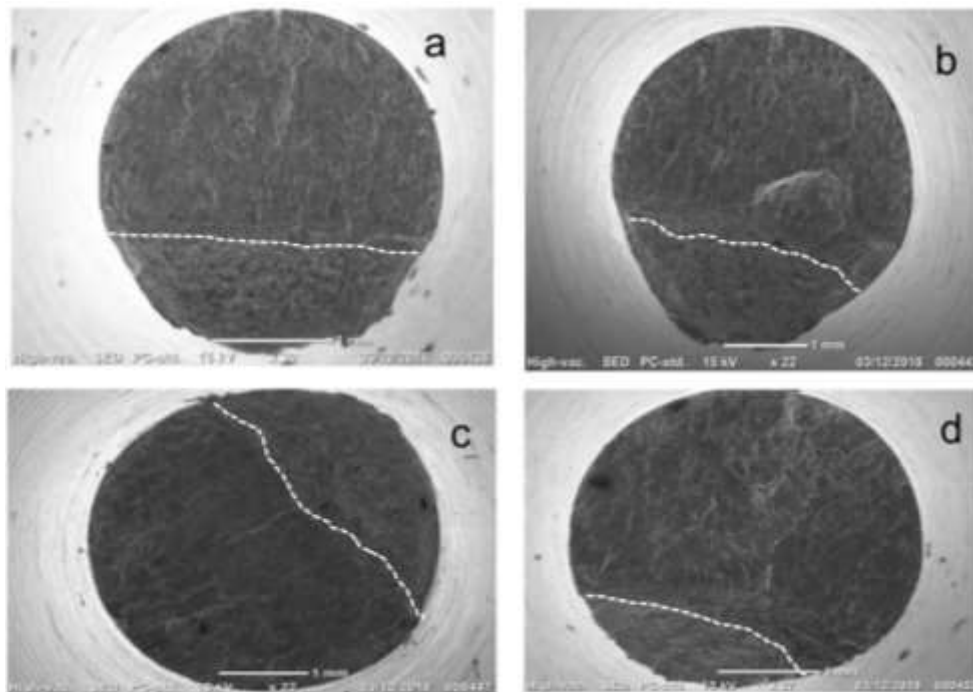


Figura 5.30. Superficie de fractura sin pre-corrosión, a) 746 MPa, b) 667 MPa, c) 589 MPa y d) 511 MPa.

La figura 5.31, muestra los diferentes niveles de carga del I-718 con pre-corrosión a) 746 MPa, b) 667 MPa, c) 589 MPa y d) 511 MPa; donde se aprecian las dos áreas antes mencionadas, presentado las mismas tendencias: 2 áreas en general, con las mismas características del I-718 sin pre-corrosión, se observa cuando se disminuye la carga aplicada, el área 1 disminuye también.

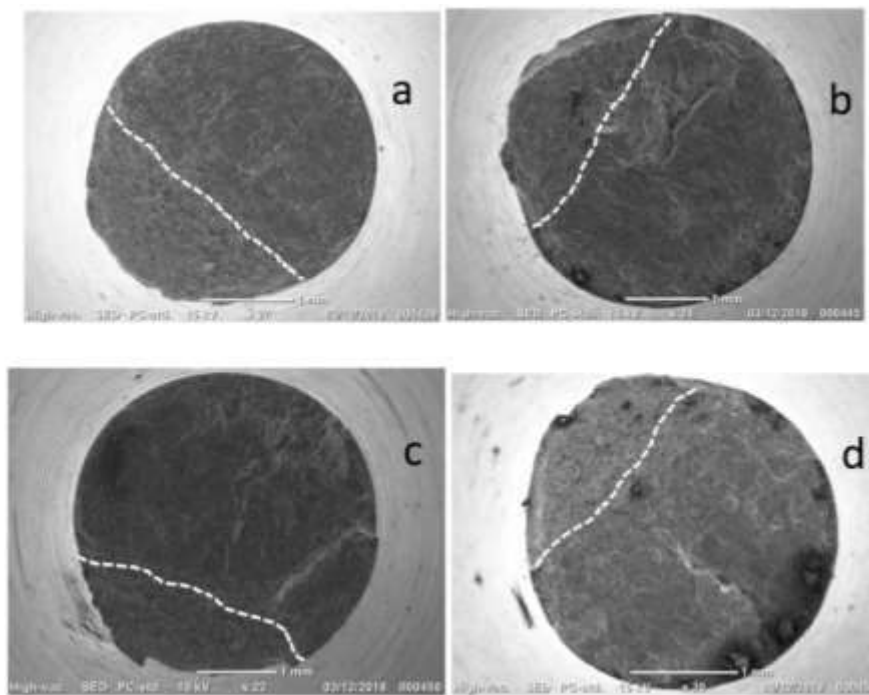


Figura 5.31. Superficie de fractura con pre-corrosión, a) 746 MPa, b) 667 MPa, c) 589 MPa y d) 511 MPa.

Las siguientes figuras 5.32 a) muestra microestrías del tipo marcas de playa, las cuales se encuentran en la probeta con mayor nivel de carga 746 MPa, aunque también se presentan en las probetas de los niveles de carga inferior.

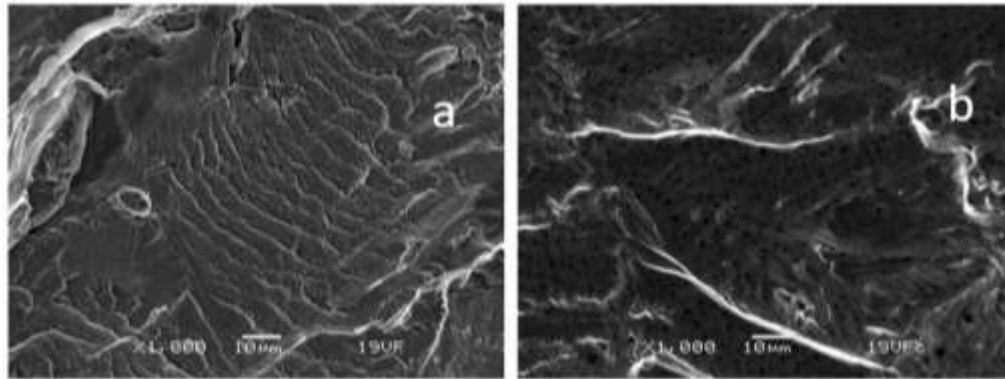


Figura 5.32. Microestrías del I-718 sin pre-corrosión a) y micropicaduras del I-718 con pre-corrosión b), ambas a 746 MPa.

Las figuras 5.33 (a) sometida a 746 MPa, y 5.33 (b) sometida a 667 MPa, muestran acercamientos revelando tendencias reportadas relacionadas con la fractografía del I-718 [6]: la zona I es el inicio de grieta, la cual se observa es una parte plana, según Ma et al., la grieta inicia a partir de los granos que se encuentran en la superficie los cuales tienen defectos o imperfecciones de fabricación, donde la superficie plana inicia la grieta, se produce a consecuencia de una compresión prolongada durante el ensayo. La zona II es la nucleación de la grieta, la cual se caracteriza por estrías y donde la grieta se extiende sobre los granos; finalmente, la zona III caracterizada por la propagación lenta de la grieta. En esta última zona se observan estrías típicas de fatiga y con el avance de la longitud de la grieta tiende a ser la zona más grande de la superficie de fractura de la probeta.

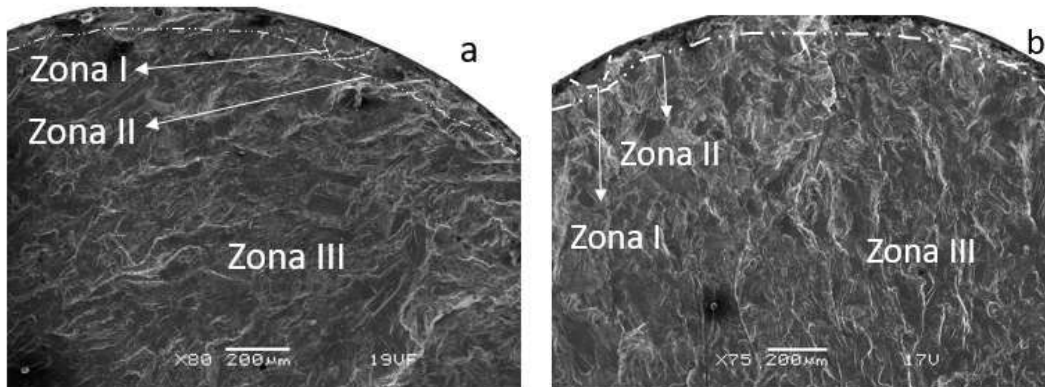


Figura 5.33 a). Fractografía de las diferentes zonas de la superficie de fractura del I-718 a 746 MPa y b), Fractografía de las diferentes zonas de la superficie de fractura del I-718 a 667 MPa.

Los estudios de EDS del I-718 con pre-corrosión de las figuras 5.34 a) sometida a 746 MPa, b) sometida a 667 MPa, c) sometida a 589 MPa y d) sometida 511 MPa, muestran la presencia de sodio, en los 4 niveles de carga a los que se sometieron los ensayos de fatiga ultrasónica.

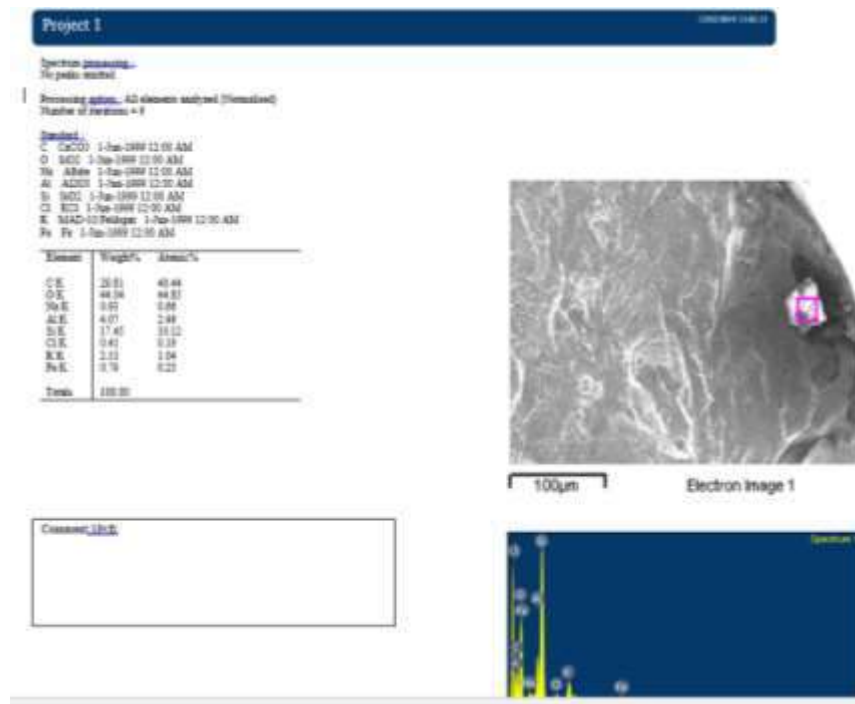


Figura 5.34. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 746 MPa con pre-corrosión

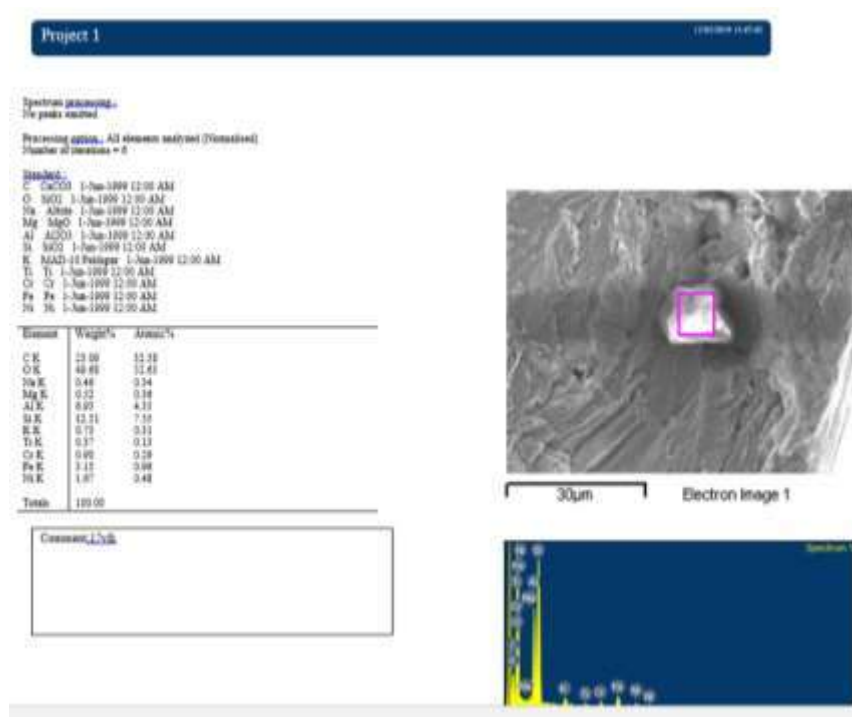


Figura 5.35. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 667 MPa con pre-corrosión

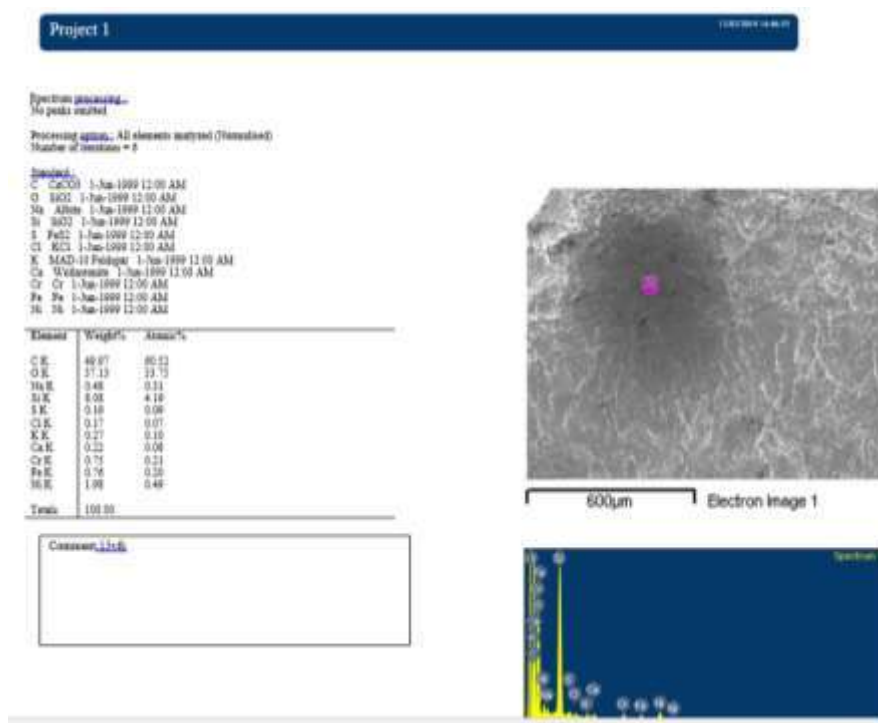


Figura 5.36. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 589 MPa con pre-corrosión

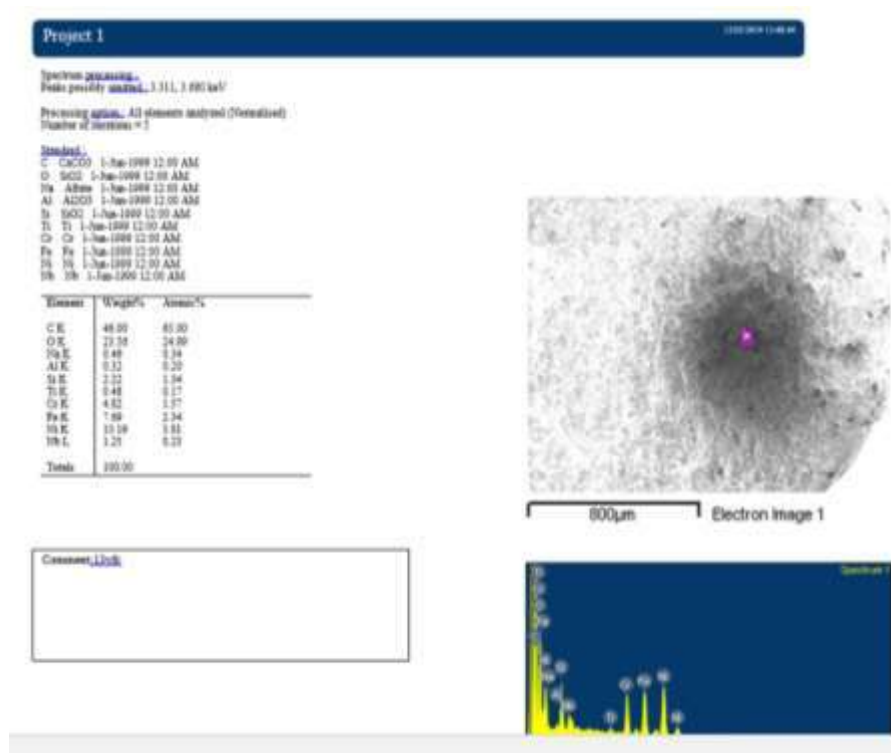


Figura 5.37. EDS de la superficie de fractura del I-718 a 511 MPa con pre-corrosión.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS CAPÍTULO V

- [1] ASM International, Metals Handbook, “Atlas of microstructures of industrial alloys”, Vol. 7, 8a Edición 1972.
- [2] ASM International, Metals Handbook, Metallography and Microstructures, Vol. 9, 2004.
- [3] <https://www.makeitfrom.com/material-properties/AISI-418-Alloy-615-S41800-Stainless-Steel>
- [4] Alfonso A., “Métodos de diagnóstico y control de la corrosión en aceros inoxidables y uniones soldadas” Tesis doctoral UCLV, Cuba, 1992.
- [5] www.skorpionprototyping.com
- [6] MA, X., Duan, Z., Shi, H., Murai, R., Yanagisawa, E. Fatigue and fracture behavior of nickel-based superalloy Inconel 718 up to very high cycle regime (2010). Journal of Zhejiang University-Science A (Applied Physics & Engineering). Pp. 727-737.

- [7] Chen, Q., Kawagoishi, N., Wang, Q. Y., Yan, N, Ono, T., Hashigushi, (2005). Small crack behavior and fracture of nickel-based superalloy under ultrasonic fatigue. *International journal of Fatigue* 27, pp. 1227-1232.
- [8] Zhang, Y. Y., Duan, Z., Shi, H. Comparison of the very high cycle fatigue behaviors of INCONEL 718 with different loading frequencies (2013). *Physics, Mechanics & Astronomy*. Vol 56. No. 3 pp. 617-623.
- [9] R. A. Rapp, “Hot Corrosion of materials: A Fluxing Mechanism”, *Corros. Sci.*, Vol. 44, pp. 2092-21, 2002. [19] F. S. Pettit, C. S Giggins, “Hot Corrosion, Superalloys II”, C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel, Eds., John Wiley & Sons, new York, 1987, pp. 327-358, 1987.
- [10] J. L. Smialek, C. A. Barret, J. C. Schaffer, “Design for oxidation resistance”, *ASM Handbook V. 20, Materials Selection and Design*, American Society for Metals, Metals Park, Oh. Pp. 589602, 1990.
- [11] Gabb T. P., Telesman J., Hazel B., Mourer D. P., “The effect of hot corrosion pits on the fatigue resistance of a disk superalloy”, Ed. Springer, *Journal of Materials and Performance*, Vol. 19, pp. 77-89, 2010.
- [12] Mahobia G.S., Neeta Paulose, Sreekanth K., Mannan S. L., Sudhakar Rao G., Vakil Singh, “Effect of saline environment on LCF behavior of Inconel 718 at 550°C”, Ed. Springer, *Journal of materials and Performance*, Vol. 24, pp. 338-344, 2015.
- [13] ECSS-Q-ST-70-37C, “Determination of the Susceptibility of Metals to Stress Corrosion Cracking”, European Cooperation for Space Standardization, 2008.
- [14] Mahobia G.S., Neeta Paulose, Mannan S. L., Sudhakar Rao G., K. Chattopadhyay K., N.C. Santhi Srinivas., Vakil Singh, “Effect of hot corrosion on low cycle fatigue behavior of superalloy In718”, *International Journal of Fatigue* 59, pp. 272-281, 2014.

CAPÍTULO VI. CONCLUSIONES.

Se pueden enlistar las siguientes conclusiones a partir de la culminación de este trabajo de tesis doctoral, relacionado con la fatiga ultrasónica del I-718:

1. Se propone un tratamiento térmico de solubilizado para el I-718 (debido a que este tratamiento térmico no está estandarizado), el que se llevó a cabo en este trabajo de tesis doctoral a 1078° C, por una hora y templado en un recipiente con agua y hielo y agitado por un compresor durante el temple. Este tratamiento térmico de solubilizado aumentó la resistencia en fatiga ultrasónica del I-718 en los altos niveles de carga en un factor de 10, en comparación con los trabajos reportados por otros autores (aproximadamente a 750 MPa). Este tratamiento térmico facilitó el maquinado al reducir la dureza del material, disolvió los precipitados y la fase δ dentro de la matriz.
2. Se realizó el tratamiento térmico de doble envejecido (720° C por 8 hr, enfriándose dentro del horno por 1 hora hasta 620° C, al llegar a 620 ° C se mantuvo por otras 8 horas, finalmente se templó en aire a temperatura ambiente), que conjuntamente con el tratamiento térmico de solubilizado alcanzó la dureza de 38 Rockwell C, resultando dentro de los parámetros de la norma AMS-5663 para el I-718 con tratamiento térmico de envejecido.
3. Se llevó a cabo un refinamiento de malla en el análisis modal del I-718 para obtener información veraz del análisis modal y verificar posteriormente que las probetas del I-718 entraran en resonancia con la máquina de fatiga ultrasónica.
4. La caracterización microestructural se realizó por medio de MO, MEB, EDS y dureza, en las diferentes etapas: a) cuando se recibió el material (para verificar la calidad del producto), b) solubilizado (para observar la microestructura del material como es: disolución de precipitados y fase delta, disminución de dureza)

y finalmente c) envejecimiento (se observó la presencia de maclas y aumento de dureza con resultados acordes a la norma AMS-5663).

5. Se hizo un estudio sobre acero inoxidable AISI 418, que tiene algunas propiedades similares al I-718, en pruebas de caracterización electroquímica (EIS y Tafel); estas pruebas de corrosión se hicieron modificando la norma de la agencia espacial europea ECSS-Q-ST-70-37C. Los resultados muestran que el material AISI 418 inmerso durante 30 días en una solución de 3.5% wt de NaCl obtuvo un E_{corr} de -0.128 mV en comparación con las probetas del AISI 418 que no estuvo inmerso en la solución de NaCl con un E_{corr} de 0.17 mV. Lo anterior se puede atribuir a la pasivación del material inmerso por 30 días. Ambos resultados tienen una buena resistencia a la corrosión.
6. El I-718 presentó un E_{corr} de 0.047 mv en los resultados de la caracterización electroquímica, lo que permite concluir que este material tiene una excelente resistencia a la corrosión.
7. Se realizaron los ensayos del I-718 a temperatura ambiente en fatiga ultrasónica los cuales fueron monitoreados por una cámara termográfica; que permitió verificar que la máxima temperatura se presenta en la parte estrecha de la probeta, asociados con los máximos esfuerzos. Comparando los resultados de este trabajo doctoral con los reportados por otros investigadores, se aprecia en los resultados de las gráficas que en las cargas de mayor nivel (746 y 667 MPa) el presente trabajo presenta una mayor resistencia a la fatiga; lo anterior puede ser atribuido al tratamiento térmico de solubilizado que se presenta como alternativa en conjunto con el tratamiento térmico de doble envejecido. Por otra parte, en los bajos niveles de carga se obtiene valores similares a los reportados por los otros investigadores.

8. Se realizaron ensayos de fatiga ultrasónica a temperatura ambiente y con pre-corrosión, donde los valores obtenidos se reducen aproximadamente del 85% al 50% en los altos niveles de carga con respecto a los resultados del I-718 sin pre-corrosión; mientras en los bajos niveles de carga los valores obtenidos se reducen a un 30% aproximadamente para la misma comparación.
9. La superficie de fractura muestra cuatro zonas importantes las cuales son: I Inicio de grieta en una zona plana, II nucleación de la grieta donde comienzan las grietas, III zona de propagación de grietas y IV la zona rugosa que es donde ocurre la fractura final.
10. Finalmente, se puede subrayar que en el presente trabajo doctoral se obtuvo la vida finita del I-718; sin embargo, a manera de hipótesis y para un posible trabajo futuro, es probable que si se disminuye la carga a niveles inferiores a 511 MPa (50% del límite elástico del material), sería eventualmente posible obtener la vida infinita en fatiga ultrasónica de este material.

APÉNDICE A. CVU GRADOS, INFORMACIÓN DE CONGRESOS.

gob mx			
CONACYT			
Datos generales			
CURP: GUTM780105HMNZPN06	Fecha de nacimiento: 05/ene/1978	RFC:	
Nombre: MANUEL	Primer apellido: GUZMAN	Segundo apellido: TAPIA	
Sexo: Masculino	Estado conyugal:	País de nacimiento: México	
Entidad federativa: MICHOACÁN DE OCAMPO	CVU: 482495		Nacionalidad: Mexicana
Contacto principal: manolo_verreckt@yahoo.com.mx			
Identificadores de autor			
ORCID:			
Researcher ID Thomson:			
arXiv Author ID:			
PubMed Author ID:			
Open ID:			
Medios de contacto			
Medio de contacto	Categoría de contacto	Correo / Teléfono	Principal
Correo electrónico	Oficial	manolo_verreckt@yahoo.com.mx	Si
Grados académicos			
Título: LICENCIATURA EN INGENIERIA MECANICA			
Nivel de escolaridad: Licenciatura	Estatus: Grado obtenido		
Cédula profesional: 5778201	Opciones de titulación: Tesis		
Título de tesis: "DISEÑO MECATRÓNICO DE UNA MÁQUINA SELECCIONADORA DE MATERIAL"			
Fecha de obtención: 29/jun/2007			
Institución de obtención de grado: Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo			
País de obtención de grado: México			
Áreas de conocimiento			
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ingeniería		
Disciplina: Ingeniería mecánica	Subdisciplina: Robótica		
Grados académicos			
Título: MAESTRO EN CIENCIAS EN METALURGIA			
Nivel de escolaridad: Maestría	Estatus: Grado obtenido		
Cédula profesional: 9379287	Opciones de titulación: Tesis		
Título de tesis: "Síntesis y caracterización de nanoestructuras de óxido de zinc (ZnO) y óxido de aluminio (Al ₂ O ₃) obtenidos por la técnica de crecimiento"			
Fecha de obtención: 27/jun/2014			
Institución de obtención de grado: Tecnológico Nacional de México			
País de obtención de grado: México			
Áreas de conocimiento			
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ciencias tecnológicas		
Disciplina: Tecnología metalúrgica	Subdisciplina: Plomo y zinc		
Experiencia laboral			
			
Contacto: Avenida Insurgentes Sur, 1562, Barrio Juárez, Crédito Constructor, 03940 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5322-7700			

“Resistencia en Fatiga Ultrasónica del Inconel 718 Utilizado en la Industria Aeronáutica”.
 Doctorado en Ciencias en Ingeniería Mecánica. F.I.M., U.M.S.N.H.

Participación en congresos			
Nombre del congreso: CONGRESO INTERNACIONAL DE ENERGÍAS RENOVABLES Y MANTENIMIENTO INDUSTRIAL 2012			
Título del trabajo: ENSAYOS DE FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA DEL ACERO ANSI 304			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2012		País: México	
Palabra clave 1: DISTRIBUCIÓN DE	Palabra clave 2: SIMULACIÓN NUMÉRICA	Palabra clave 2: FATIGA EN FLEXIÓN	

Colaboradores

Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA
Sexo:
Nombre: VICTOR HUGO ZALAPA MEDINA
Sexo:
Nombre: EDGAR OCTAVIO GARCIA CASTRO
Sexo:
Nombre: EDGAR EDUARDO TAPIA SILVA
Sexo:
Nombre: MAURICIO GUZMÁN TAPIA
Sexo:

Participación en congresos			
Nombre del congreso: International materials research congress			
Título del trabajo: SYNTHESIS OF ZN AND AL OXIDES NANOWIRES AND TETRAPODS BY A VLS TECHNIQUE IN A HEATING TREATMENT BY			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2013		País: México	
Palabra clave 1: NANOWIRES	Palabra clave 2: TETRAPODS	Palabra clave 2: VLS	

Colaboradores

Nombre: MARÍA DE LOURDES MONDRAGÓN SÁN
Sexo:
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA
Sexo:
Nombre: JOSÉ OSWALD TÉLLEZ VÁZQUEZ
Sexo:
Nombre: GUILLERMO GUTIÉRREZ GNECHI
Sexo:
Nombre: RODRIGO ALONSO ESPARZA MUÑOZ
Sexo:
Nombre: ERICK MONTREAR GARCIA DE LEÓN
Sexo:
Nombre: RAMIRO PÉREZ CAMPOS
Sexo:

Participación en congresos

gob mx			
CONACYT			
Nombre del congreso: XXXIV Encuentro nacional y II congreso internacional de la AMIDIQ			
Título del trabajo: SÍNTESIS Y CARACTERIZACIÓN DE NANOALAMBRES DE ÓXIDO DE ZINC (ZNO) Y ÓXIDO DE ALUMINIO (AL2O3) OBTENIDOS			
Título de participación congreso: Póster			
Fecha: 01/ene/2013		País: México	
Palabra clave 1: NANOALAMBRES	Palabra clave 2: ÓXIDO DE ZINC/ALUMINIO	Palabra clave 2: CRECIMIENTO	
Colaboradores			
Nombre: MARÍA DE LOURDES MONDRAGÓN SÁN			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Nombre: JOSÉ OSWALD TÉLLEZ VÁZQUEZ			
Sexo:			
Nombre: ERICK MONTRER GARCÍA DE LEÓN			
Sexo:			
Nombre: RODRIGO ALONSO ESPARZA MUÑOZ			
Sexo:			
Nombre: RAMIRO PÉREZ CAMPOS			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: International materials Research Congress			
Título del trabajo: ULTRASONIC FATIGUE TESTING ON THE TITANIUM ALLOY Ti-6Al-4V, WITH PRE-CORROSION ATTACK			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2015		País: México	
Palabra clave 1:	Palabra clave 2:	Palabra clave 2:	
Colaboradores			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGEZ ALMAR			
Sexo:			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			
Sexo:			
Nombre: JUAN JESÚS VILLALÓN LÓPEZ			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
			
Contacto: Avenida Insurgentes Sur, 1562, Santo Juárez, Crédito Constructor, 03940 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5323-7700			

gob mx			
CONACYT			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: Congreso Internacional de Investigación de Academia Journals.com, Celaya 2016			
Título del trabajo: Efecto de picaduras por pre-corrosión en la vida en fatiga a alto número de ciclos de la aleación Ti-6Al-4V			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1: PRE-CORROSIÓN	Palabra clave 2: FATIGA ALTO NÚMERO DE	Palabras clave 2: TI-6AL-4V	
Colaboradores			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			
Sexo:			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGUEZ ALMA			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Nombre: JORGE LUIS ÁVILA AMBRIZ			
Sexo:			
Nombre: ERASMO CORREA GÓMEZ			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: International Materials Research Congress			
Título del trabajo: Wind Tunnel to Stress Corrosion Cracking Test			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1:	Palabra clave 2:	Palabra clave 2:	
Colaboradores			
Nombre: BÁRBARA BERMÚDEZ REYES			
Sexo:			
Nombre: PATRICIA DEL CARMEN ZAMBRANO R			
Sexo:			
Nombre: FACUNDO ALMERAYA CALDERÓN			
Sexo:			
Nombre: CIRÓ ZARATE TOMÁS			
Sexo:			
			
Contacto: Avenida Insurgentes Sur, 1562, Barrio Juárez, Crédito Constructor, 03940 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5322-7700			

gob mx			
CONACYT			
Sexo:			
Nombre: ANTONIO MEDRANO MEJÍA			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: XXV INTERNATIONAL MATERIALS RESEARCH CONGRESS			
Título del trabajo: MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF INCONEL 718 FOR FUTURE ULTRASONIC FATIGUE TESTING			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1: INCONEL 718	Palabra clave 2: CHARACTERIZATION	Palabra clave 2: ULTRASONIC FATIGUE	
Colaboradores			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGUEZ ALMA			
Sexo:			
Nombre: MARÍA TERESITA SANTOYO ARREGUI			
Sexo:			
Nombre: PEDRO GARNICA GONZÁLEZ			
Sexo:			
Nombre: MARÍA DE LOURDES MONDRAGÓN SAN			
Sexo:			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: International Materials Research Congress 2016			
Título del trabajo: PRE-CORROSION ATTACK EFFECT UNDER ULTRASONIC FATIGUE RESISTANT IN TITANIUM ALLOY Ti-6Al-4V			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1: ULTRASONIC FATIGUE	Palabra clave 2: TITANIUM ALLOY	Palabra clave 2:	
Colaboradoras			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			

gob mx			
CONACYT			
Sexo:			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGUEZ ALMA			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Nombre: JORGE LUIS ÁVILA AMBRIZ			
Sexo:			
Nombre: ERASMO CORREA GÓMEZ			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: INNOVATION MATCH MX 2015-2016			
Título del trabajo: EFFECT OF PRE-CORROSION ON THE ULTRASONIC FATIGUE ENDURANCE OF TITANIUM ALLOY Ti-6Al-4V			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1: FATIGA ULTRASÓNICA	Palabra clave 2: ALEACIÓN DE ALUMINIO	Palabra clave 2: TITANIUM ALLOY	
Colaboradores			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGUEZ ALMA			
Sexo:			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			
Sexo:			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: 1er Seminario metal mecánica			
Título del trabajo: Caracterización microestructural de la superaleación base níquel Inconel 718			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 01/ene/2016		País: México	
Palabra clave 1: INCONEL 718	Palabra clave 2: CARACTERIZACIÓN	Palabra clave 2: TRATAMIENTOS TÉRMICOS	
Colaboradores			
Nombre: MANUEL GUZMÁN TAPIA			
Sexo:			
Nombre: GONZALO MARIANO DOMÍNGUEZ ALMA			

gob mx			
CONACYT			
Sexo:			
Nombre: BÁRBARA BERMÚDEZ REYES			
Sexo:			
Nombre: PEDRO GARNICA GONZÁLEZ			
Sexo:			
Nombre: JUAN JESÚS VILLALÓN LÓPEZ			
Sexo:			
Nombre: ISHVARI FERNANDA ZUÑIGA TELLO			
Sexo:			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: XIV encuentro Participación de la mujer en la Ciencia			
Título del trabajo: Simulación numérica del efecto de picaduras en la concentración de esfuerzos de la aleación de Aluminio AISI-7075-T6			
Título de participación congreso: Póster			
Fecha: 18/may/2017		País: México	
Palabra clave 1: Simulación numérica	Palabra clave 2: Efecto de picaduras	Palabra clave 2: Aluminio AISI-7075-T6	
Participación en congresos			
Nombre del congreso: XXVI International Materials Research Congress			
Título del trabajo: Study of the Susceptibility of Stainless Steel 418 to Stress Corrosion Cracking			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 20/ago/2017		País: México	
Palabra clave 1: Stress Corrosion Cracking	Palabra clave 2: Stainless Steel 418	Palabra clave 2: Susceptibility	
Colaboradores			
Nombre: Manuel Guzmán Tapia			
Sexo: Masculino			
Nombre: Julio Cesar Vertuzco Juárez			
Sexo: Masculino			
Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz			
Sexo: Masculino			
Nombre: Bárbara Bermúdez Reyes			
Sexo: Femenino			
Nombre: Ishvari Fernanda Zuñiga Tello			
Sexo: Femenino			
  	Contacto: Avenida Insurgentes Sur, 1562, Benito Juárez, Crédito Constructor, 03940 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5322-7700		

gob mx			
CONACYT			
Nombre: Alberio Gutiérrez Martínez			
Sexo: Masculino			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: XXVI International Materials Research Congress			
Título del trabajo: Numerical Investigation of the Stress Concentration on the Aluminum Alloy 7075-T6, Under Pitting Corrosion and Uniaxial			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 20/ago/2017		País: México	
Palabra clave 1: Numerical Simulation	Palabra clave 2: Aluminum alloy 7075-T6	Palabra clave 2: Stress Concentration	
Colaboradores			
Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz			
Sexo: Masculino			
Nombre: Manuel Guzmán Tapia			
Sexo: Masculino			
Nombre: Víctor López Garza			
Sexo: Masculino			
Nombre: Ishvari Fernanda Zurfiga Tello			
Sexo: Femenino			
Participación en congresos			
Nombre del congreso: Polymat 2017			
Título del trabajo: Ultrasonic Fatigue Tests on Metilmetacrylate Polymer used in the Medical Industry			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 15/oct/2017		País: México	
Palabra clave 1: Ultrasonic Fatigue	Palabra clave 2: Metilmetacrylate Polymer	Palabra clave 2: Medical Industry	
Colaboradores			
Nombre: Jorge Huerta Balcázar			
Sexo: Masculino			
Nombre: Ramón Hernández Sánchez			
Sexo: Masculino			
Nombre: Alberio Gutiérrez Martínez			
Sexo: Masculino			
Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz			
Sexo: Masculino			
			
Contacto: Avenida Insurgentes Sur, 1562, Benito Juárez, Crédito Constructor, 03940 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5323-7700			



Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz
Sexo: Masculino

Participación en congresos			
Nombre del congreso: XXVII International Materials Research Congress			
Título del trabajo: Design and Construction of a Specimen Heating Device			
Título de participación congreso: Póster			
Fecha: 19/ago/2018	País: México		
Palabra clave 1: Design and Construction	Palabra clave 2: Specimen Heating Device	Palabra clave 2: Ultrasonic Fatigue	

Colaboradores

Nombre: Julio Velázquez Araiza
Sexo: Masculino

Nombre: Alberto Gutiérrez Martínez
Sexo: Masculino

Nombre: Ishvani Fernanda Zuñiga Tello
Sexo: Femenino

Nombre: Javier Gutiérrez Martínez
Sexo: Masculino

Nombre: Julio Adrian Ruiz Vilchez
Sexo: Masculino

Nombre: Manuel Guzmán Tapia
Sexo: Masculino

Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz
Sexo: Masculino

Participación en congresos			
Nombre del congreso: 13° Congreso Estatal de Ciencia, Tecnología e Innovación y el 7° Encuentro de Jóvenes Investigadores			
Título del trabajo: Diseño y Manufactura de probetas de aleaciones de acero 4140T y Acero 1045 para Ensayos de Fatiga Ultrasónica			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 15/oct/2018	País: México		
Palabra clave 1: Diseño y manufactura de	Palabra clave 2: Acero 4140T y acero 1045	Palabra clave 2: Fatiga Ultrasónica	

Colaboradores

Nombre: Erasmo Correa Gómez
Sexo: Masculino

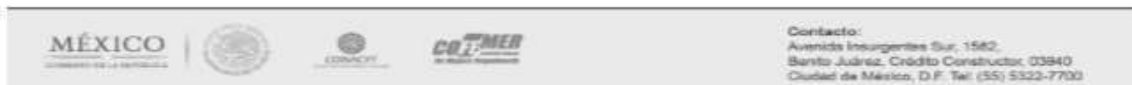




Nombre: Manuel Guzmán Tapia
Sexo: Masculino
Nombre: Ishvari Fernanda Zuñiga Tello
Sexo: Femenino
Nombre: Julio Cesar Verduzco Juárez
Sexo: Masculino

Participación en congresos			
Nombre del congreso: IV Simposio Nacional de Ingeniería de Superficies y Tribología			
Título del trabajo: Caracterización electroquímica del AISI 418 utilizado en la industria aeronáutica			
Título de participación congreso: Ponencia			
Fecha: 31/oct/2018		País: México	
Palabra clave 1: Caracterización	Palabra clave 2: AISI 418	Palabra clave 2: Industria Aeronáutica	

Colaboradores	
Nombre: Bárbara Bémudez Reyes	Sexo: Femenino
Nombre: Julio Adrian Ruiz Vilchez	Sexo: Masculino
Nombre: Manuel Guzmán Tapia	Sexo: Masculino
Nombre: Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz	Sexo: Masculino
Nombre: Guillermo Mondragón Rodríguez	Sexo: Masculino
Nombre: Ishvari Fernanda Zuñiga Tello	Sexo: Femenino



Contacto:
 Avenida Insurgentes Sur, 1562,
 Barrio Juárez, Crédito Constructor, 03940
 Ciudad de México, D.F. Tel: (55) 5323-7700

APÉNDICE B. ESTANCIAS NACIONALES E INTERNACIONALES.

gob mx	
CONACYT	
Estancia Investigación	
Nombre de estancia:	"Nanostructured coatings" and "Fundamentals of Composite Structures Design, Manufacturing and Testing"
Tipo de estancia:	Académica
Institución:	Instituto de Aviación de Jarkov
Fecha inicio:	29/may/2018
Fecha Fin:	01/ago/2018
Áreas de conocimiento	
Área:	Ingeniería y tecnología
Campo:	Ingeniería
Disciplina:	Otras
Subdisciplina:	Otras
Estancia Investigación	
Nombre de estancia:	Pruebas de corrosión a materiales aeronáuticos
Tipo de estancia:	Académica
Institución:	Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI)
Fecha inicio:	17/jul/2017
Fecha Fin:	04/ago/2017
Áreas de conocimiento	
Área:	Ingeniería y tecnología
Campo:	Ciencias tecnológicas
Disciplina:	Ingeniería y tecnología aeronáuticas
Subdisciplina:	Materiales de los sistemas de propulsión
Estancia Investigación	
Nombre de estancia:	Caracterización microestructural del Inconel 718
Tipo de estancia:	Académica
Institución:	Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL)
Fecha inicio:	11/oct/2016
Fecha Fin:	31/oct/2016
Áreas de conocimiento	
Área:	Ingeniería y tecnología
Campo:	Ciencias tecnológicas
Disciplina:	Ingeniería y tecnología aeronáuticas
Subdisciplina:	Materiales de los sistemas de propulsión



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Apodaca, N. L.; a 31 de octubre de 2016.

A Quien Corresponda

Por medio de la presente, se hace constar que el **M. C. Manuel Guzmán Tapia**, realizó una estancia de investigación en el Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica de la Universidad autónoma de Nuevo León, del 11 al 31 de octubre de 2016. En la que realizó la caracterización microestructural de Inconel 718.

ATENTAMENTE

**DRA BÁRBARA BERMÚDEZ REYES
JEFE DE MATERIALES Y MANUFACTURA
CENTRO DE INVESTIGACIÓN E INNOVACIÓN EN INGENIERÍA
AERONÁUTICA,
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**



Palacio de Alta en: Ciudad Universitaria, C.P. 66451
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México
Carr. 8229-8020 Fax: 8222-2884 www.fim.uanl.mx

Querétaro, Querétaro agosto de 2017

Dr. Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz
Jefe de la División de Estudios de Posgrado
Facultad de Ingeniería Mecánica de la UMSNH

AT'N: Rosa Elva Norma del Río Torres
Coordinadora General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

PRESENTE

Asunto: Constancia de actividades de movilidad nacional

Por medio de la presente, hago de su conocimiento que el alumno **Manuel Guzmán Tapia**, el cual está inscrito en quinto semestre del **Doctorado en Ciencias en Ingeniería Mecánica** de la **Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo**, ha cumplido satisfactoriamente con la estancia de investigación realizada en el **Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI)** con sede en la ciudad de Querétaro, Querétaro, la cual comprendió del **17 de julio al 4 de agosto del 2017**.

Durante la estancia de investigación se realizaron las siguientes actividades en relación al proyecto del alumno anteriormente mencionado y que lleva por título “Resistencia en Fatiga convencional y Ultrasónica del Inconel 718 Utilizado en la Industria Aeronáutica”, en específico para llevar a cabo experimentos de resistencia a la corrosión en la superaleación Inconel 718 y del acero inoxidable AISI 418, así como del análisis de resultados.

ACTIVIDADES:

1. Ensayos de tensión de las probetas del AISI 418 inmersas en 3.5 % de NaCl.
2. Preparación metalográfica del AISI 418: desbaste, montaje, pulido y ataque químico, con el objetivo de observar la microestructura de este material.
3. Pruebas de espectroscopia de impedancia electroquímica y curvas de polarización de Tafel al Inconel 718 y al AISI 418.
4. Preparación de muestras del AISI 418, para un futuro ensayo de termogravimetría (TGA).

Sin más por el momento aprovecho para saludarle y quedar a sus órdenes.

ATENTAMENTE

DR. GUILLERMO CÉSAR MONDRAGÓN RODRÍGUEZ

Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial

Querétaro
Nuevo León
Baja California
Estado de México

Av. Playa Pie de la Cuesta No. 702, Desarrollo San Pedro, C.P. 76130, Santiago de Querétaro, Qro., México.
Tel. (442) 211 98 00. Línea sin costo: 01800 832 20 40 www.cidesi.com

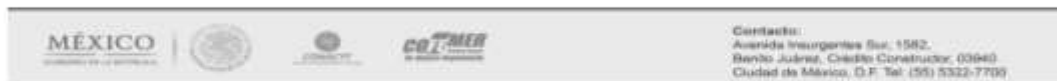




APÉNDICE C. CAPÍTULO DE LIBRO.

Capítulos publicados		
ISBN: 9783319656113	Título del libro: Proceedings of the Symposium of Aeronautical and Aerospace Processes, Materials and	
Editorial: Springer		
Número de edición: 1	Año de edición: 2018	
Título del capítulo: Microstructural Characterization of Inconel 718 for Future Ultrasonic Fatigue Testing		
Número de capítulo: 1	Páginas de: 3	de: 16

Resumen:



Página 7 de 18

gob mx

CONACYT

This work presents the effects of the solid solution and double aging heat treatments of the superalloy Inconel 718 and the characterization of their microstructure properties by OM, SEM, Hardness and Microhardness.

Áreas de conocimiento	
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ciencias tecnológicas
Disciplina: Ingeniería y tecnología aeronáuticas	Subdisciplina: Materiales de los sistemas de propulsión
¿Recibió apoyo CONACYT? <input checked="" type="checkbox"/> Sí	Fondo/Programa: Programa CONACYT - Beca Nacional

P. Zambrano-Robledo
A. Salinas-Rodriguez
F. Almeraya Calderon *Editors*

Proceedings of the
Symposium of Aeronautical
and Aerospace Processes,
Materials and Industrial
Applications

Presented at the XXV International
Materials Research Congress – Cancun
2016

 Springer

Editors

P. Zambrano-Robledo
Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
San Nicolás de los Garza, NL, Mexico

A. Salinas-Rodriguez
CINVESTAV Unidad Saltillo
Ramos Arizpe, Coah, Mexico

F. Almeraya Calderon
Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
San Nicolás de los Garza, NL, Mexico

ISBN 978-3-319-65610-6 ISBN 978-3-319-65611-3 (eBook)
DOI 10.1007/978-3-319-65611-3

Library of Congress Control Number: 2017954935

© Springer International Publishing AG 2018

This work is subject to copyright. All rights are reserved by the Publisher, whether the whole or part of the material is concerned, specifically the rights of translation, reprinting, reuse of illustrations, recitation, broadcasting, reproduction on microfilms or in any other physical way, and transmission or information storage and retrieval, electronic adaptation, computer software, or by similar or dissimilar methodology now known or hereafter developed.

The use of general descriptive names, registered names, trademarks, service marks, etc. in this publication does not imply, even in the absence of a specific statement, that such names are exempt from the relevant protective laws and regulations and therefore free for general use.

The publisher, the authors and the editors are safe to assume that the advice and information in this book are believed to be true and accurate at the date of publication. Neither the publisher nor the authors or the editors give a warranty, express or implied, with respect to the material contained herein or for any errors or omissions that may have been made. The publisher remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

Printed on acid-free paper

This Springer imprint is published by Springer Nature
The registered company is Springer International Publishing AG
The registered company address is: Gewerbestrasse 11, 6330 Cham, Switzerland

Contents

Part I Microstructure and Characterization

Microstructural Characterization of Inconel 718 for Future Ultrasonic Fatigue Testing	3
Manuel Guzmán-Tapia, Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz, Ishvari Fernanda Zúñiga Tello, Alberto Gutiérrez Martínez, and Julio Cesar Verduzco Juárez	

Geometry Tool Influence on the Microstructure of MMC Al-SiC Friction Stir Welds	17
A.F. Miranda Pérez, E. Hurtado Delgado, G.Y. Pérez Medina, F.J. García Vazquez, and P. Zambrano-Robledo	

Study of Decomposition of Martensite in FV535 Steel	29
L. Guerra-Fuentes, M.A.L. Hernandez-Rodriguez, P. Zambrano-Robledo, A. Salinas-Rodriguez, and E. Garcia-Sanchez	

On the Effect of Hysteresis in Shock Isolators for Aeronautical Applications	35
Diego Francisco Ledezma-Ramírez and Pablo Ernesto Tapia-González	

Part II Corrosion in Aerospace Materials

Effects of Heat Treatments in Corrosion Behavior of HVOF-Sprayed Ni-Based Alloy Coatings	53
J.A. Cabral-Miramontes, R. Rocha Reséndez, C. Gaona Tiburcio, P. Zambrano-Robledo, C. Poblano Salas, and F. Almeraya Calderon	

Microstructural Characterization of Inconel 718 for Future Ultrasonic Fatigue Testing

Manuel Guzmán-Tapia, Gonzalo Mariano Domínguez Almaraz,
Ishvari Fernanda Zúñiga Tello, Alberto Gutiérrez Martínez,
and Julio Cesar Verduzco Juárez

Abstract This work presents the effects of the solid solution and double aging heat treatments of the superalloy Inconel 718 (I-718) and the characterization of their microstructure properties by optical microscope (OM), scanning electronic microscope (SEM), hardness Vickers (HV), and hardness (RA, RB, and RC). The relationship between microstructure and mechanical properties, according to the norm AMS5663 (Aerospace Material Standards, USA), was studied too. Solid solution heat treatments were performed at 1078 °C/1 h and water quenching. Double aging heat treatment was carried out at 720 °C/8 h and then cooling furnace 1 h to 620 °C/8 h and then cooling by air. Solid solution heat treatment dissolved precipitates, and boundary grains and δ phase (Ni₃Nb) also reduced hardness which facilitates specimens machining with dimensions and morphology; these dimensions will be used for future ultrasonic fatigue testing and have been obtained according to a modal analysis by finite element method. Once specimen machining was completed, double aging heat treatment (precipitation hardening) was performed; this heat treatment leads to increased hardness according to the norm AMS5663 for subsequent tests in ultrasonic fatigue.

Keywords Inconel 718 • Microstructural characterization • Heating treatments

1 Introduction

Inconel 718 is Ni-based superalloy, commonly known as Ni-Fe based, has been developed as a structural material in hot sections of jet engines such as turbine disks, blades, etc., because of its excellent mechanical properties at high temperatures and

M. Guzmán-Tapia (✉) • G.M. Domínguez Almaraz • I.F. Zúñiga Tello
A. Gutiérrez Martínez • J.C. Verduzco Juárez
Posgrado en Ciencias en Ingeniería Mecánica U. M. S. N. H.,
Av. Francisco J. Múgica S/N C. P. 58140 Morelia, Michoacán, Mexico
e-mail: manolo_verrekt@yahoo.com.mx

© Springer International Publishing AG 2018
P. Zambrano-Robledo et al. (eds.), *Proceedings of the Symposium of
Aeronautical and Aerospace Processes, Materials and Industrial Applications*,
DOI 10.1007/978-3-319-65611-3_1

3

APÉNDICE D. ARTÍCULOS.

Publicación de artículos		
ISSN impreso: 16797817	ISSN electrónico: 16797825	
Nombre: Latin American Journal of Solids and Structures		
País:		
Título del artículo: Controlled Pre-Corrosion Attack and Ultrasonic Fatigue Endurance of Titanium Alloy Ti-6Al-4V		
Número de la revista: 03	Volumen de la revista: 14	
Año de edición:	Año de publicación: 2017	
Páginas de: 512	a: 527	
Palabra clave 1: Ultrasonic Fatigue	Palabra clave 2: titanium alloy	Palabra clave 3: corrosion pitting

Áreas de conocimiento	
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ciencias tecnológicas
Disciplina: Ingeniería y tecnología aeronáuticas	Subdisciplina: Materiales de los sistemas de propulsión

Publicación de artículos		
ISSN impreso:	ISSN electrónico: 24523216	
Nombre: Procedia Structural Integrity		
País:		
Título del artículo: Ultrasonic Fatigue Testing on the Polymeric Material PMMA, Used in Odontology Applications		
Número de la revista: 1	Volumen de la revista: 3	
Año de edición:	Año de publicación: 2017	
Páginas de: 562	a: 570	
Palabra clave 1: Ultrasonic fatigue test	Palabra clave 2: Polymeric material PMMA	Palabra clave 3: Thermographic analysis

Áreas de conocimiento	
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ciencias tecnológicas
Disciplina: Tecnología médica	Subdisciplina: Órganos artificiales

¿Recibió apoyo CONACYT?: Sí	Fondo/Programa: Programa CONACYT - Beca Nacional
-----------------------------	--

Publicación de artículos		
ISSN impreso:	ISSN electrónico: 09650971	
Nombre: Advances in Engineering Software		
País:		
Título del artículo: Numerical investigation of the stress concentration on 7075-T651 aluminum alloy with one or two hemispherical pits under uniaxial or		
Número de la revista: 1	Volumen de la revista: 131	
Año de edición:	Año de publicación: 2019	
Páginas de: 23	a: 35	
Palabra clave 1: Numerical simulations	Palabra clave 2: Aluminum alloy 7075-T651	Palabra clave 3: Stress concentration

Áreas de conocimiento	
Área: Ingeniería y tecnología	Campo: Ciencias tecnológicas
Disciplina: Computación	Subdisciplina: Computación para ingeniería

¿Recibió apoyo CONACYT?: Sí	Fondo/Programa: Programa CONACYT - Beca Nacional
-----------------------------	--



Controlled Pre-Corrosion Attack and Ultrasonic Fatigue Endurance of Titanium Alloy Ti-6Al-4V

Abstract

Ultrasonic fatigue tests were carried out on titanium alloy Ti-6Al-4V on the base material and the pre-corroded specimen to assess the pre-corrosion effect on the fatigue life of this alloy. The pre-corrosion was obtained by immersion of specimens in an acid solution: hydrochloric acid with 1.4 of pH during 8 and 16 minutes. All ultrasonic fatigue tests were performed following a predetermined sequence to attain the nominal applied load.

Infrared images were taken at the neck section of specimens during ultrasonic fatigue testing, revealing that temperature is higher for the specimens with pre-corrosion and it increases with the time of pre-corrosion. It was observed that pits generated by pre-corrosion were associated with stress concentration, temperature increase and fatigue endurance decrease. Fracture surfaces were analyzed to determine the crack initiation and propagation and the stress intensity factor range threshold ΔK_{TH} was obtained for both: the pre-corroded and non pre-corroded specimens.

Keywords

Ultrasonic fatigue; titanium alloy; corrosion pitting; infrared images; crack initiation and propagation.

Ishvari F. Zuñiga Tello ^a
Gonzalo M. Domínguez Almaraz ^{a*}
Manuel Guzmán Tapia ^a
Jorge L. Avila Ambríz ^a

^a Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), Santiago Tapia No. 403, Col. Centro, Morelia, Michoacán, 58000, Mexico. isfernanda@hotmail.com, dalmaraz@umich.mx, manolo_verrckt@yahoo.com.mx, joavam@hotmail.com

* (Corresponding author)

<http://dx.doi.org/10.1590/1679-78253113>

Received 25.05.2016

In revised form 21.11.2016

Accepted 04.01.2017

Available online 09.01.2017

1 INTRODUCTION

The alloy Ti-6Al-4V is the most popular titanium alloy for industrial applications. The wide spectrum of uses includes the aerospace industry (Venkateswarlu et al. 2013; Inagaki et al. 2014), marine applications (Gurrappa 2003; Sorkin et al., 1982), biomedical uses (Elias et al. 2008; Assis and Costa 2007), and others (Henry et al. 1995). Frequently, this titanium alloy is subjected to mechanical loading and corrosion (Baragetti 2014; Zavanelli et al. 2000), which lead to a detrimental effect on



Available online at www.sciencedirect.com

ScienceDirect

Procedia Structural Integrity 3 (2017) 562–570

Structural Integrity

Procedia

www.elsevier.com/locate/procedia

XXIV Italian Group of Fracture Conference, 1-3 March 2017, Urbino, Italy

Ultrasonic Fatigue Testing on the Polymeric Material PMMA, Used in Odontology Applications

G. M. Domínguez Almaraz^{a,*}, A. Gutiérrez Martínez^a, R. Hernández Sánchez^a, E. Correa Gómez^a, M. Guzmán Tapia^a, J. C. Verduzco Juárez^a

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

Abstract

Ultrasonic fatigue tests were carried out on the polymeric material PMMA, which is used for dental applications. The resonance condition was obtained by numerical simulation and modal finite element analysis, allowing to determine the dimensions of the hourglass shape testing specimen. The process of fabrication for this polymer was undertaken too, in order to control the properties of testing material.

Fatigue tests were implemented on a patented ultrasonic fatigue machine (Patent No. 323948, 2014, Mexico), which has been developed by the corresponding author and is characterized by a new and simple test control using the LabVIEW platform.

The testing specimens were immersed in a solution to simulate the effect of human saliva with the corresponding pH, and to limit its degradation by temperature under the very high frequency loading. Thermographic analysis has been implemented too in order to monitoring the testing temperature in real time. Finally, the ultrasonic fatigue endurance was determined for this polymeric material together with a general investigation of the crack initiation and propagation under the described testing conditions.

Copyright © 2017 The Authors. Published by Elsevier B.V. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

Peer-review under responsibility of the Scientific Committee of IGF Ex-Co.

Keywords: Ultrasonic fatigue tests; Polymeric material PMMA; Thermographic analysis; Crack initiation and propagation.

1. Introduction

The polymeric material Poly(methyl methacrylate) (PMMA), is one of the most used thermoplastic polymer in the

* Corresponding author. Tel.: +52 443 3223500 - 3103;
E-mail address: dalmaraz@umich.mx (G.M. Domínguez Almaraz)



Research paper

Numerical investigation of the stress concentration on 7075-T651 aluminum alloy with one or two hemispherical pits under uniaxial or biaxial loading



Ishvari F. Zuñiga Tello, Gonzalo M. Domínguez Almaraz*, Víctor López Garza, Manuel Guzmán Tapia

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Santiago Tapia 403, Col. Centro, 58000, Morelia, México

ARTICLE INFO

Keywords:
Numerical simulations
Aluminum alloy 7075-T651
Stress concentration
Hemispherical pits
Uniaxial and biaxial loading

ABSTRACT

Numerical simulations were carried out in order to obtain the stress concentrations induced by simulated hemispherical pits with 500 μm of diameter on square plates of 100 mm^2 of the aluminum alloy 7075-T651, for three different plate thickness: 0.7, 1.6 and 3 mm.

The pertinence of this study is supported by the fact that modern industries using this aluminum alloy, such as the aeronautical, marine, mold tool manufacturing and arms industries, are affected by the combination of loading and corrosion, which leads to stress concentration and the failure of material. Numerical simulations were performed to investigate the effect of one and two pits on the surface of aluminum plates, for the transverse or longitudinal load orientation and under uni-axial and biaxial loading. In addition, the depth of the pits across the thickness of the plate together with the proximity of two pits under the last described conditions were investigated. It was found that the orientation of two pits in regards the applied load plays a significant role on the stress concentration under uniaxial loading. Finally, graphs for the stress concentration and the corresponding general tendencies were obtained associated with hemispherical pits and the mentioned parameters of the plates, together with the general conclusions concerning these numerical results.

1. Introduction

Pitting corrosion is one of the most damaging effects on materials caused by the environment attack. This phenomenon is present as an uniform distribution or extremely localized effect, such as the formation of pits associated with crack initiation and propagation under applied stresses [1–4].

Pitting is difficult to predict because of its complex nature, which involves: type of attack corrosion [5,6], attacked material [7,8], surface conditions [9,10], environmental temperature and others [11–13]. In order to contribute to this problem, some studies have been developed to predict the fatigue life with pits in different materials, using probabilistic and analytic methods [14–16]. Furthermore, the crack initiation and propagation associated with corrosion pitting have been the object of different studies in the past decades; one of these works [17], has found that pitting is associated with constituent particles in the hole and that the pits growth often involves the coalescence of individual particle-nucleated pits. Fatigue cracks typically nucleate from one or two of the larger pits and the size of the pit at which the fatigue crack nucleates is a function of stress level and load frequency. Other

conclusion of this publication was that the nucleation of corrosion fatigue cracks essentially results from a competition between the processes of pitting and crack growth. Pitting predominates in the early stage of corrosion fatigue process and later it is replaced by corrosion fatigue crack growth: some pits becoming equivalent to a crack by its size.

One of the most important conclusion associated with aluminum alloys is that pitting corrosion is directly related to fatigue life of the material with a factor of approximately 6–8 [18–20]. The discontinuities presented on the material's surface cause the variation in the magnitude and location of the stress, producing a considerable increase. The stress augmentation of these discontinuities is estimated by the rate: local stress and nominal stress, which is known as “the stress concentrator factor”. This dimensionless parameter has been determined for certain geometric forms by the theory of elasticity or by the finite element method [21–23].

The present study is oriented to determine the stress concentration by numerical analysis in the aeronautical aluminum alloy AISI 7075-T651, which presents hemispherical pits of corrosion. Numerical simulation were carried out on square plates (10 mm of side), for three

* Corresponding author.

E-mail address: dalmaraz@umich.mx (G.M. Domínguez Almaraz).

<https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2018.09.013>

Received 14 April 2018; Received in revised form 4 September 2018; Accepted 16 September 2018

Available online 11 March 2019

0965-9978/ © 2019 Published by Elsevier Ltd.