

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO.

**ESTUDIO DEL DAÑO ACUMULADO EN EL
COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA ALEACION DE
ALUMINIO 6063 CONDICION T6 , RECUBIERTO CON UN
DEPOSITO AUTOCATALITICO DE Ni-P.**

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de
Venezuela
Por los bachilleres
Acero L. Annyflor D.
Fernández A. Diego
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas 2005

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO.

ESTUDIO DEL DAÑO ACUMULADO EN EL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA ALEACION DE ALUMINIO 6063 CONDICION T6, RECUBIERTO CON UN DEPOSITO AUTOCATALITICO DE Ni-P.

Tutor Académico:
Prof.: Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de
Venezuela
Por los bachilleres
Acero L. Annyflor D.
Fernández A. Diego
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas 2005

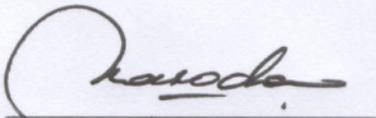
Caracas, junio de 2005

ACTA

Los abajo firmantes, miembros del jurado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los bachilleres: Acero Annyflor y Fernández Diego.

ESTUDIO DEL DAÑO ACUMULADO EN EL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UNA ALEACION DE ALUMINIO 6063 CONDICION T6, RECUBIERTO CON UN DEPOSITO AUTOCATALITICO DE Ni-P.

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el plan de estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico.


Prof. María Rodríguez.
Jurado




Prof. José Chitty
Jurado


Prof. Crisanto Villalobos.
Tutor

DEDICATORIA.

A Dios por cuidarme y protegerme.

A mi madre y a mi padre por ser los seres en el mundo que más quiero.

A mi sobrinita Isabel por ser la belleza más pequeña que existe en la familia.

A mi hermano y hermana por ser las personas más fastidiosas del mundo.

A mi tutor Crisanto Villalobos por ayudarme.

Diego Fernández.

DEDICATORIA.

A mi Mama por serlo todo para mí.

A mis hermanas a pesar de los percances

A mi Papa, a Yali y a mi nickie que me cuidan desde el cielo.

A mi....

Annyflor Acero.

AGRADECIMIENTOS.

 Mi primer y gran agradecimiento es para mi tutor Crisanto Villalobos por ser una gran persona y amigo.

 A mis panas de la escuela de Ingeniería Mecánica en especial a Tamanaco, mi gran pana de la infancia.

 Y por último a mi compañera de tesis por aguantarme estos meses de trabajo juntos.

Diego Fernández

AGRADECIMIENTOS.

A Dios por todo lo que tengo.

No tengo palabras suficientes para expresar mi agradecimiento a mi querido tutor, amigo, guía Crisanto te lo debemos todo, gracias, gracias, Mil gracias.

A mi madre querida por todo su apoyo durante toda mi carrera y vida

Mi jay gracias por siempre estar allí.

A todas aquellas personas, amigos, familia, conocidos, que de una u otra forma colaboraron con el desarrollo de este trabajo, así como también compartieron gratos momentos conmigo durante mi carrera. A todos Gracias...

Annyflor Acero.

ÍNDICE GENERAL.

	Pág.
Índice de Tablas.....	ix
Índice de Figuras.....	x
Resumen.....	xi

CAPITULO.

I	INTRODUCCIÓN.....	1
II	MARCO TEÓRICO	
	1. La aleación de aluminio AA-6063.....	3
	1.1 Características de las aleaciones de aluminio AA-6063.....	3
	1.2 Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AA-6063 para diferentes tratamientos térmicos.....	4
	1.3 Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.....	5
	1.4 Zonas libres de precipitado.....	6
	1.5 Aplicación de las aleaciones de aluminio.....	7
	I.1.6 Características mecánicas.....	7
	I.2. Depósitos Autocatalíticos “ELECTROLESS” Ni-P.....	9
	2.1 Principios químicos	9
	2.2 Requisitos superficiales para la deposición.....	10
	3 El baño para la aplicación del depósito de NI-P.....	11
	2.3.1. Fuente para el aporte de Níquel.....	11
	2.3.2. Agentes reductores.....	11
	2.3.2.1. El uso de Hipofosfito de sodio como agente reductor de los iones de Ni.....	12
	2.3.3. Agentes Acomplejantes.....	12

2.3.4. Estabilizadores – Inhibidores.....	13
2.3.5. “Buffers” y reguladores de pH.....	14
2.3.6. Aceleradores.....	15
2.3.7. Requerimientos de Energía.....	16
2.3.8 Agitación.....	17
2.4. Características de los depósitos.....	18
2.4.1. Estructura.....	18
2.4.2. Microestructura del Deposito de Ni-P	20
2.5. Propiedades Mecánicas.....	22
2.5.1 Propiedades en tracción.....	22
2.5.2 Dureza.....	23
2.5.3. Esfuerzos Residuales en los depósitos “electroless” Ni-P	24
2.5.4.- Comportamiento a la fatiga en especímenes materiales recubiertos con depósitos autocatalíticos de Ni-P.....	27
3. Fatiga en las aleaciones de aluminio.....	30
3.1. Cargas variables o fluctuantes presentes en fatiga.....	30
3.2 Aspectos estructurales de la fatiga.....	32
3.2.1 Etapas del Proceso.....	32
3.2.2 Características Fractográficas.....	33.
3.3. Diagramas de fatiga de Wöhler o curvas S-N:.....	35
3.4. Factores que afectan la vida a la fatiga.....	37
4. Aspectos fenomenológicos del Daño.....	39
5. Teorías de degradación y predicción del tiempo de vida.....	45
5.1 Modelos de fatiga macromecánicos.....	47
5.1.1 Teorías de fatiga fundamentalmente empíricas.....	47
5.1.1.1 Generalización de los criterios de falla a fatiga a amplitud constante de esfuerzo constante.....	48
5.1.1.2 Point Stress.....	48
5.1.2 Teorías de fatiga de degradación de la resistencia residual.....	49
5.1.3 Teorías de fatiga basadas en la mecánica de la fractura.....	51

5.2 Variable de daño o degradación de fatiga.....	52
5.2.1 Variable de daño como índice de degradación a fatiga.....	52
5.2.2 Variable de daño como índice de degradación de la rigidez.....	53
5.3 Modelos de degradación a fatiga para cargas no estacionarias	54
5.3.1 Acumulación lineal de degradación.....	54
5.3.2 Curvas de daño no lineal.....	55
5.3.3 Modificación de la curva S-N.....	57
5.4 Modelos micromecánicos de naturaleza mecanicista.....	57
5.5 Daño y fatiga en el contexto de la mecánica de los medios continuos.....	58
5.5.1 Modelos CDM de Ladevèze.....	59

III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

1. Material Base.....	60
2. Maquinado y Preparación superficial de las probetas.....	60
3. Deposición del recubrimiento.....	61
4. Ensayos de Dureza.	62
5. Ensayos de Fatiga.....	62
5.1 Construcción de la Curva Wöhler del Material.....	65
6. Ensayos de Daño Acumulado en cuatro niveles de Esfuerzo.....	65
6.1 Construcción de las curvas de daño.....	66

IV RESULTADOS Y ANÁLISIS

1. Ensayos de Dureza.....	68
2. Ensayos de Fatiga.....	70
3. Ensayos de Daño.....	73

V	CONCLUSIONES.....	79
	Recomendaciones.....	80
	Bibliografía.....	81

INDICE DE TABLAS

Tabla	Pág.
Tabla II.1 Intervalos de composición química de la aleación de aluminio AA-6063 (% peso).....	3
Tabla II.2 Propiedades mecánicas en función del tratamiento térmico para la aleación de aluminio AA-6063.....	4
Tabla II.3 Propiedades de la aleación de aluminio AA 6063-T6.....	8
Tabla II.4 Propiedades en tracción de acuerdo con el porcentaje de P del recubrimiento.....	23
Tabla III.1 Bloques de Esfuerzo.....	66
Tabla IV.1 Ensayos de Dureza sobre la Aleación de Aluminio 6063-T6 recubierta.....	68
Tabla IV.2 Ensayos de Dureza sobre la Aleación de Aluminio 6063-T6 sin recubrir.....	69
Tabla IV.3 Resultados de los ensayos de fatiga al aire de AA 6063-T6 con recubrimiento.....	71
Tabla IV.4 Parámetros de la ecuación de Basquin para la aleación de aluminio AA6063-T6+Ni-P en fatiga al aire.....	72
Tabla IV.5 Valores de vida a la fatiga para cada nivel de esfuerzo evaluado.....	73
Tabla IV.6 Resultados de los ensayos de daño acumulado.....	74
Tabla IV.7 Valores de daño acumulado.....	76

INDICE DE FIGURAS

Fig.	Pág.
Fig. II.1 Diagrama de Fases esquemático.....	6
Fig. II.2 Representación esquemática del proceso de deposición por medio de la técnica “electroless” Ni.....	9
Fig. II.3 Eficiencia de los “buffers”	14
Fig. II.4 Efecto de los reguladores de pH en la solución de electroless níquel.....	15
Fig. II.5 Efecto del ácido succínico en la velocidad de deposición.....	16
Fig. II.6 Efecto de la temperatura de la solución en la velocidad de deposición. Evaluación realizada a valores de pH entre 3 y 5.....	17
Fig. II.7 Diagrama de fases de equilibrio de Ni-P.....	18
Fig. II.8 Sección transversal de un deposito Ni.P atacado con H ₂ O ₂ / ácido sulfúrico. Magnificación x 1200 ⁽²⁶⁾	21
Fig. II.9 Sección transversal de un deposito Ni.P atacado con H ₂ O ₂ / ácido sulfúrico. Magnificación x 600 ⁽²⁶⁾	21
Fig. II.10 Efecto del tiempo y la temperatura de envejecimiento sobre la dureza de un depósito Ni-P.....	24
Fig. II.11 Efecto del contenido de fósforo sobre los esfuerzos internos de depósitos Ni-P sobre sustratos de acero y aluminio.....	25
Fig. II.12 Esfuerzos cíclicos de fatiga.....	31
Fig. II.13 Características de la superficie de falla típica de un metal dúctil sometido a carga cíclica alternante.....	34
Fig. II.14 Curvas S-N. (A) metal ferroso,(B) metales no ferrosos.....	36
Fig. III.1 Dimensiones de las probetas de Fatiga.....	61
Fig. III.2 Equipo Fatigue Dynamics modelo RBF-200.....	63
Fig. IV.1 Dureza vs. Inverso del tamaño de huella.....	69
Figura IV.2 Curvas S-N para condiciones de Fatiga al aire.....	72
Fig. IV.3 Daño vs. Bloque de esfuerzo.....	77

Acero L., Annyflor D. y Fernández A., Diego

**ESTUDIO DEL DAÑO ACUMULADO EN EL COMPORTAMIENTO A LA
FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 6063 CONDICIÓN T-6,
RECUBIERTO CON DEPÓSITO AUTOCATALÍTICO DE NÍQUEL-FOSFORO.**

Tutor: Prof. Crisanto Villalobos

**Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela,
Caracas–Venezuela.**

Palabras Claves: Aluminio 6063-T6, Daño acumulado, Fatiga.

El presente trabajo se realizó con el objetivo de evaluar el efecto del daño acumulado sobre el comportamiento a la fatiga del aluminio AA-6063-T6 recubierto con un depósito autocatalítico. Para tal fin se realizaron ensayos de fatiga al aire en condiciones de flexión rotativa sobre especímenes de fatiga sin entalla dimensionados según norma ASTM E606. Los ensayos de fatiga fueron efectuados a cuatro niveles de esfuerzos distintos que representan diferentes fracciones del esfuerzo de fluencia del material, para así determinar el comportamiento a la fatiga; estos resultados permitieron la elaboración la curva de Wöhler característica del material, y basándose en esta, fueron posteriormente realizados ensayos de daño acumulado en cuatro niveles de esfuerzo, los cuales se realizaron en seis bloques de esfuerzos. Para analizar los datos obtenidos en los ensayos de daño, se graficaron los valores de Daño vs Bloque de ensayo. Los valores de Daño fueron obtenidos a través de las ecuaciones presentadas por dos teorías de daño utilizadas, a saber, la teoría lineal de daño propuesta por Miner y una forma modificada de la regla sugerida por Marco-Starkey (el modelo fue desarrollado por Musial-White). Los resultados revelaron que la teoría de Miner presenta un ajuste satisfactorio a línea que representaría el daño real, por lo que sigue siendo un modelo válido para la prevención del daño; así como también para los ensayos realizados se puede expresar o predecir el comportamiento a través de la regla propuesta por Miner, con un mejor ajuste, que los ensayos donde solamente se utilizan dos niveles de esfuerzo por bloque. Por último la teoría de Musial-White sobrestima el daño presente en el material, lo cual indica que esta teoría es una opción más conservadora que la propuesta por Miner.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.

El deterioro progresivo que ocurre en los materiales o componentes sometidos a cargas cíclicas, bien conocido como fatiga, es el responsable de alrededor del 90% de todas las fallas que se generan en elementos de máquinas y estructuras en servicio. Es por ello que este fenómeno se ha vuelto progresivamente más importante como un motivo de desarrollo tecnológico ya que gran cantidad de equipos y máquinas como: automóviles, aviones, compresores, bombas, turbinas, etc., se encuentran sometidas a cargas repetitivas o vibraciones.

El estudio convencional de la fatiga se realiza sometiendo a especímenes a ensayos con valores de amplitud de esfuerzo constante. No obstante, en una gran variedad de condiciones de servicio los componentes o piezas están sometidos a esfuerzos en donde las cargas no poseen una amplitud constante, es decir el daño progresivo del material se produce a diferentes niveles de esfuerzos cíclicos cada uno de los cuales produce un daño sobre el material. El deterioro de los materiales bajo estas condiciones de aplicación de cargas es conocido como “Daño acumulado por fatiga” o simplemente “Daño acumulado”.

El objetivo de las teorías y modelos de daño de los materiales sometidos a cargas cíclicas es obtener una aproximación racional de la vida de un elemento estructural. Este problema de predicción de vida, motivó el estudio de fenómenos de daño acumulado y de mecanismos que este mismo implica. Fue entonces cuando Miner⁽²⁸⁾ en 1945, basado en el concepto de Palmgren⁽³⁰⁾ postuló el primer modelo matemático al respecto “La Ley de daño acumulado lineal”. Luego en 1948, Richart y Newmark introdujeron un nuevo concepto de las curvas daño para remediar las deficiencias de la LDR de Miner⁽²⁸⁾. Basados en este concepto Marco y Starkey⁽³¹⁾ propusieron el

primer modelo no lineal de daño acumulado que tomaba en cuenta la dependencia de los esfuerzos aplicados. Además de estos, se han desarrollado innumerables modelos, aunque, no existe un modelo que englobe a todos los materiales y factores que intervienen en el daño. Muchos modelos tan solo consideran unos pocos factores fenomenológicos y su aplicabilidad varía caso a caso. Es por ello que ninguno ha podido superar la simplicidad y aplicabilidad del modelo propuesto por Miner⁽²⁸⁾ en 1945. Razón por la cual sigue siendo aún el modelo matemático más utilizado a nivel industrial para la predicción de vida de componentes sometidos a condiciones de daño acumulado por fatiga.

En la presente investigación se ha planteado desarrollar un estudio del comportamiento al daño acumulado por fatiga de una aleación de aluminio 6063 en condición T6, con un depósito autocatalítico de Ni-P, en condición de flexión rotativa, con la finalidad de proporcionar datos actualizados que permitan evaluar el verdadero comportamiento de este material frente a las predicciones que arroja la LDR, además de su comparación con los datos obtenidos del modelo propuesto por Musial⁽³²⁾ basado en la teoría no lineal de Marco- Starkey⁽³¹⁾.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO

1. La aleación de aluminio AA-6063

1.1 Características de las aleaciones de aluminio AA-6063.

Las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx tienen como principales elementos al Magnesio y al Silicio. Estas aleaciones se caracterizan por poseer una resistencia mecánica moderada, excelente resistencia a la corrosión, buena formabilidad y maquinabilidad.

Según la Aluminum Association, los intervalos de composición química de la aleación de aluminio AA-6063 son los presentados en la siguiente tabla:

Tabla II.1

*Intervalos de composición química de la aleación de aluminio AA-6063
(%peso)*

AA	Al	Si	Mg	Fe Max	Cu Max	Mn Max	Cr Max	Ti Max	Zn max
6063	98,9	0,2-0,6	0,45-0,9	0,35	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1

La aleación de aluminio AA-6063 pertenece al grupo de las aleaciones tratables térmicamente y la precipitación de la fase Mg_2Si va a depender del tratamiento térmico aplicado a la aleación. Se considera a la fase Mg_2Si como el

compuesto endurecedor de la aleación de aluminio AA-6063. Por lo tanto, incrementando su contenido aumenta su resistencia, pero disminuye la ductilidad en esta aleación⁽¹⁾.

1.2 Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AA-6063 para diferentes tratamientos térmicos.

Tabla II.2

Propiedades mecánicas en función del tratamiento térmico para la aleación de aluminio AA-6063

Tratamiento Térmico	Dureza (Brinell) Carga:500 Kg. Bola: 10 mm	Propiedades Mecánicas				
		S _y (0.2%) (MPa)	S _{uts} (MPa)	Resistencia a la fatiga		Elong. (%) Long: 5 cm Esp: 1,6 mm
				S (MPa)	N (10 ⁶)	
T0	25	50	90	55	500	-
T1	42	90	150	70	500	20
T4	46	90	170	-	-	22
T5	60	145	185	70	500	12
T6	73	215	240	70	500	12

T0: estado recocido.

T1: temple a la salida de la prensa y envejecimiento natural hasta una condición sustancialmente estable

T4: tratamiento térmico de solubilización, temple y envejecimiento natural hasta una condición sustancialmente estable

T5: temple a la salida de la prensa y envejecimiento artificial

T6: tratamiento térmico de solubilización, temple y envejecimiento artificial

1.3 Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.

El tratamiento térmico es desarrollado en este tipo de aleaciones para reducir la movilidad de las dislocaciones dispersas en una matriz. El endurecimiento por precipitación ocurre en la estructura cuando una aleación que, a elevada temperatura, está en fase simple, pero a través de un enfriamiento se hace precipitar otra fase en la matriz con una distribución, tamaño y semi-coherencia con respecto a la matriz ⁽²⁾.

El tratamiento térmico T6 se puede dividir en dos partes:

- a) Solubilización: en las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx, dado que la solubilidad de Mg y Si en aluminio aumenta con la temperatura, un tratamiento de solubilización (por encima de los 500°C y tiempos comprendidos entre ½ y 1 hora), permite poner la máxima cantidad de aleantes en solución ⁽³⁾.

La solubilización seguida de un enfriamiento rápido (temple) retiene a los aleantes (Mg y Si) en solución a temperatura ambiente ⁽³⁾.

- b) Envejecimiento: después de templar, se alcanza el precipitado mediante un recalentamiento de la aleación por debajo de la línea solvus para una temperatura y tiempo adecuados. Durante este tiempo los precipitados nuclean en regiones localizadas ⁽²⁾.

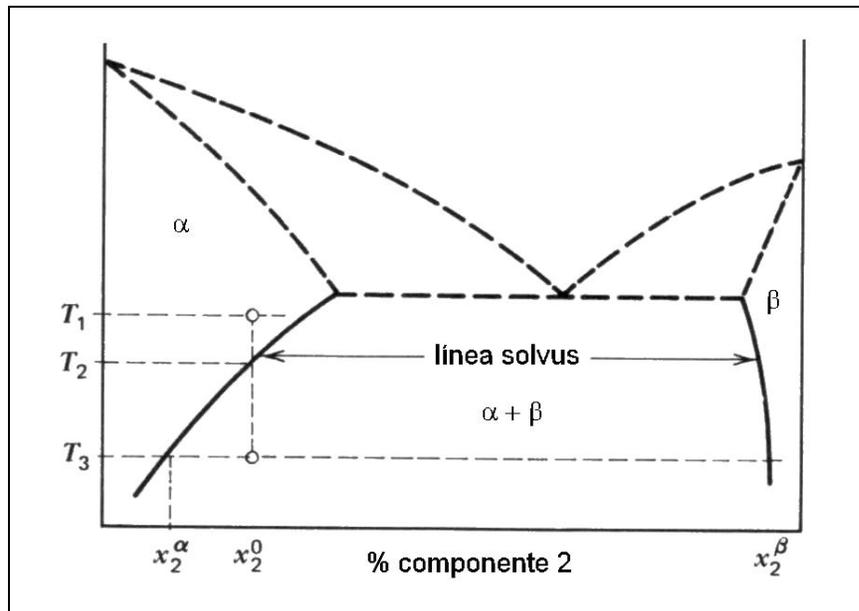


Fig. II.1 Diagrama de Fases esquemático

Después de unas horas la aleación alcanza una condición semi-estacionaria, pero la precipitación y el endurecimiento continúan durante varios meses. A este proceso se le denomina envejecimiento natural ⁽³⁾. En el caso particular de la aleación de aluminio 6063 el envejecimiento artificial se realiza a 175-177°C con un mínimo de 8 horas.

1.4 Zonas libres de precipitado.

Como se comentó anteriormente la nucleación es localizada, es por ello que durante el envejecimiento el Mg₂Si precipita a lo largo del grano entero, mientras en el límite de grano se forma una zona libre de precipitados, esta zona es perfecta para que una grieta formada por la fatiga se propague. Hay dos razones principales para la formación de esta zona:

- a) Difusión del Magnesio en el límite de grano causando la formación de grandes precipitados en el límite de grano.
- b) Difusión de vacancias en el límite de grano y la formación de una zona agotada de vacancias cerca de un límite de grano. Para el arranque del proceso de precipitación es esencial un exceso de vacancias en la red cristalina del aluminio que permita el proceso de difusión el cual garantice la formación de los precipitados.

1.5 Aplicación de las aleaciones de aluminio.

Una de las principales características de las aleaciones de aluminio es su bajo peso específico, lo que lo hace de gran utilidad en la fabricación de aleaciones ligeras, utilizadas en las construcciones aeronáuticas y automotrices. Su elevada conductividad calorífica lo hace útil para la fabricación de intercambiadores de calor. Su elevada conductividad eléctrica lo hace útil para la fabricación de conductores eléctricos en forma de cables armados con acero galvanizado. Su maleabilidad lo hace el material perfecto para la producción de láminas de aluminio, y su resistencia a la corrosión, lo hace indispensable en la fabricación de depósitos para ácido acético.

La aleaciones de aluminio de la serie 6xxx son empleadas en la manufactura de muebles, ventanas, barandas, perfiles tubulares, intercambiadores de calor y en aplicaciones industriales donde la resistencia mecánica requerida sea moderada, básicamente aplicaciones estructurales.

1.6 Características mecánicas.

Las propiedades mecánicas que presenta el aluminio son una moderada resistencia mecánica, gran ductilidad y maleabilidad, características que facilitan su

forjado y laminado. También presenta un punto de fusión relativamente bajo, y un punto de ebullición alto, lo que facilita su fusión y moldeo.

Tabla II.3
Propiedades de la aleación de aluminio AA 6063-T6

PROPIEDADES MECANICAS		Comentarios
Resistencia al corte (MPa)	150	
Porcentaje de elongación (%)	12	
Relación de Poisson	0.33	
Módulo de corte (GPa)	25.8	
Módulo de elasticidad (GPa)	69	
PROPIEDADES FÍSICAS		
Densidad (GMC)	2.7	
Dureza Vickers	83	
PROPIEDADES TÉRMICAS		
Punto de fusión (°C)	616	Estado sólido
Punto de fusión (°C)	654	Estado líquido
Punto de ebullición (°C)	2450	
Conductividad térmica (W/mK)	201	
Capacidad calorífica (J/g°C)	0.9	
PROPIEDADES ELÉCTRICAS		
Resistividad eléctrica (Ohm·cm)	0.0000033	

2. Depósitos Autocatalíticos “ELECTROLESS” Ni-P

2.1 Principios químicos ⁽⁴⁾

El proceso de “electroless” se caracteriza por ser un proceso autocatalítico de deposición de níquel, en donde no se requiere una fuente de energía eléctrica del tipo clásico para lograr la deposición de metales desde un baño electrolítico, puesto que los electrones necesarios para la reacción electroquímica los aporta un compuesto que se encuentra inmerso dentro de la misma solución. . Para realizar esta técnica de deposición es necesaria la inmersión del componente a recubrir en una solución de iones de Ni, los cuales van a ser reducidos en la superficie. Este proceso de reducción de iones de Ni continúa progresivamente sobre la superficie recubierta por la acción catalítica del depósito.

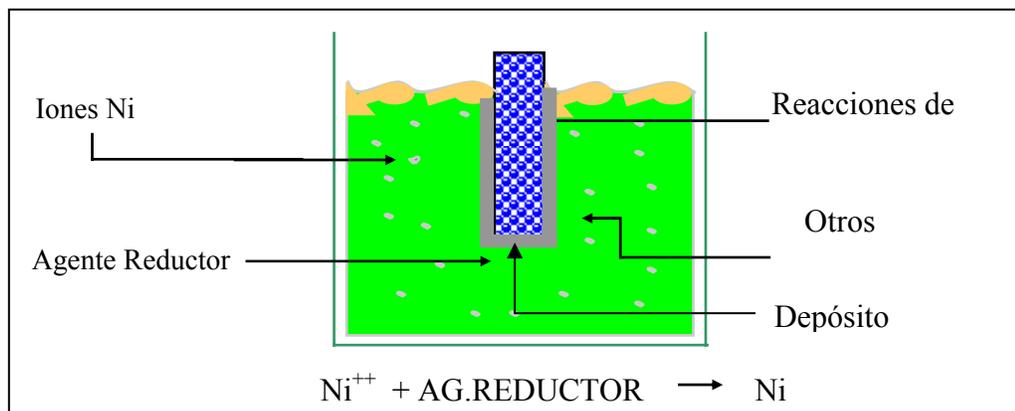


Figura II.2 Representación esquemática del proceso de deposición por medio de la técnica “electroless” Ni.

Las etapas características del proceso de “electroless” son ⁽⁴⁾:

- Difusión de las especies reactantes a la superficie
- Adsorción de los reactantes en la superficie
- Reacción química en la superficie
- Desorción de los productos de reacción desde la superficie
- Difusión de los productos al resto de la solución

Estas etapas ocurren de manera consecutiva y la etapa de menor velocidad será la etapa controlante del proceso de deposición.

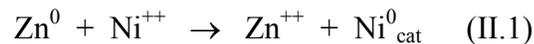
2.2 Requisitos superficiales para la deposición

La limpieza superficial varía dependiendo de cual sea el material a recubrir. Para el caso específico del aluminio son generalmente preparados por medio de limpiadores alcalinos, para luego ser atacado con soluciones ácidas o alcalinas, seguidos por una desoxidación o acondicionamiento de la superficie (generalmente efectuada por medio de inmersión en soluciones de ácido nítrico concentrado) y para finalizar aplicar un tratamiento de zincado. Los limpiadores de alcalinidad media generan un ataque ligero en la superficie del aluminio y a su vez producen una excelente remoción de los contaminantes orgánicos presentes en la superficie del material, por el contrario los de alcalinidad alta producen un ataque severo en el material, para este caso el aluminio, interfiriendo en la apariencia y adhesión del depósito ⁽⁴⁾.

El aluminio al ser sumergido en medios acuosos u oxidantes produce en su superficie una capa de óxido, que podría generar problemas en la adhesión del depósito de Ni-P. Es por ello que es necesario realizar un tratamiento de zincado mencionado anteriormente, el cual consiste en la deposición de Zn por medio de la

inmersión de la superficie a ser recubierta en una solución con iones de óxido de Zinc.

La capa de Zn, en este caso, al entrar en contacto con la solución produce una reacción de desplazamiento, generando como producto de la misma, níquel catalítico de acuerdo a la siguiente reacción general:



2.3 El baño para la aplicación del depósito de NI-P

La solución de electroless níquel está constituida típicamente por: fuente de níquel, agente reductor, agentes acomplejantes, estabilizadores–inhibidores, reguladores de pH, energía y agitación.

2.3.1. Fuente para el aporte de Níquel

La principal fuente de níquel es el uso de sales como el Sulfato de níquel, y en segundo plano otras como el cloruro de níquel y el acetato de níquel, utilizadas con menor frecuencia ya que para el primer caso el anión cloruro puede ejercer una acción adversa cuando los materiales a recubrir son sustratos de aluminio y aleaciones ferrosas ⁽⁴⁾.

2.3.2. Agentes reductores

Para la reducción química de los iones de níquel presentes en la solución, pueden emplearse agentes a base de:

- fósforo: ampliamente empleado el hipofosfito de sodio
- boro: borohidruros de Na o bien, los boruros de amina
- nitrógeno: hidrazina.

2.3.2.1. El uso de Hipofosfito de Sodio como agente reductor de los iones de Ni.

La deposición de níquel por medio del hipofosfito es generalmente representada por la siguiente ecuación general:



Esta reducción produce aleaciones de níquel y fósforo, pero en estas reacciones no se toma en cuenta la cantidad de fósforo en la aleación, es por ello que se desarrollaron varias propuestas de mecanismos de reacción con el fin de explicar el contenido de fósforo en los depósitos, entre otros, podemos citar a Brenner y a Riddell ⁽⁴⁾ como pioneros, y a Hersch ⁽⁴⁾.

El primer mecanismo propuesto fue postulado por Brenner y Riddell ⁽⁴⁾ el cual propone al hidrógeno atómico (producido por la reacción del agua con el hipofosfito) como el agente principal de reducción de níquel.

El segundo mecanismo conocido como mecanismo de transferencia del hidruro, fue postulado por primera vez por Hersch ⁽⁴⁾, el cual alegó que el hipofosfito actúa como donador de iones hidruro (H^-).

2.3.3. Agentes Acomplejantes.

Los agentes acomplejantes son añadidos a las soluciones con el fin de regular o controlar la cantidad de níquel libre durante el proceso de deposición. De esta manera se previene la descomposición del baño, la cual podría presentarse por efecto de la precipitación de sales o compuestos de níquel. Estos agentes también son capaces de controlar la reacción de deposición de níquel, de manera que ésta ocurra

únicamente sobre la superficie catalítica. Entre otros podríamos enunciar como acomplejantes los ácidos orgánicos y sus sales.

Las propiedades químicas de los iones de níquel en soluciones acuosas son alteradas cuando se encuentran combinados con agentes acomplejantes. Entre las propiedades características de los iones de níquel disueltos que pueden ser afectadas se encuentra el color, el potencial reductor y la solubilidad ⁽⁴⁾.

2.3.4. Estabilizadores – Inhibidores

Las soluciones de deposición por “electroless” níquel en muchos casos tienden a degradarse y por ende es necesario el uso de estos agentes.

La descomposición del baño se inicia por lo general debido a la presencia de partículas sólidas coloidales en el baño. Estas partículas pueden resultar de la introducción a la solución de material externo, o pueden ser generadas como producto de la acumulación de ortofosfito (HPO_3^-) en cantidades superiores a su límite de solubilidad. Independientemente de la fuente de estas partículas, el área superficial de las mismas cataliza la reacción, conduciendo a una reacción en cadena de autoaceleración y descomposición.

La adición de inhibidores puede generar tanto efectos beneficiosos como dañinos sobre el baño y el depósito producido. En pequeñas cantidades, algunos inhibidores incrementan la velocidad de deposición y/o el brillo de los depósitos. Otros, especialmente metales o compuestos con sulfuro, incrementan los esfuerzos residuales, porosidad y reducen su ductilidad, por lo que disminuyen la capacidad del recubrimiento a resistir la corrosión y el desgaste ⁽⁵⁾.

2.3.5. “Buffers” y reguladores de pH

Se puede apreciar que durante el proceso de deposición ocurren fenómenos que implican la formación de H^+ , variando así los valores de pH. Esta disminución del pH de la solución produce cambios en las concentraciones de los elementos depositados, así como variaciones en las propiedades del producto final. Para el control de estas variaciones de pH se emplean buffers los cuales son sustancias que neutralizan las soluciones, tanto ácidas como básicas, sin producir cambios apreciables en el pH de la solución.

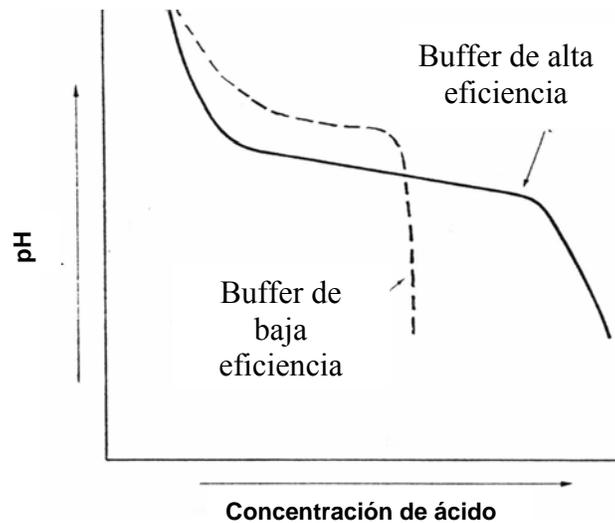


Figura II.3 Eficiencia de los “buffers”.

Para tiempos prolongados de deposición no basta solamente con la presencia de buffers para mantener constantes los valores de pH, es por ello que se añaden a estos agentes reguladores para controlar y neutralizar el exceso de H^+ en la solución. Estos agentes reguladores son los componentes alcalinos (hidróxidos) y soluciones de amonio ⁽⁵⁾.

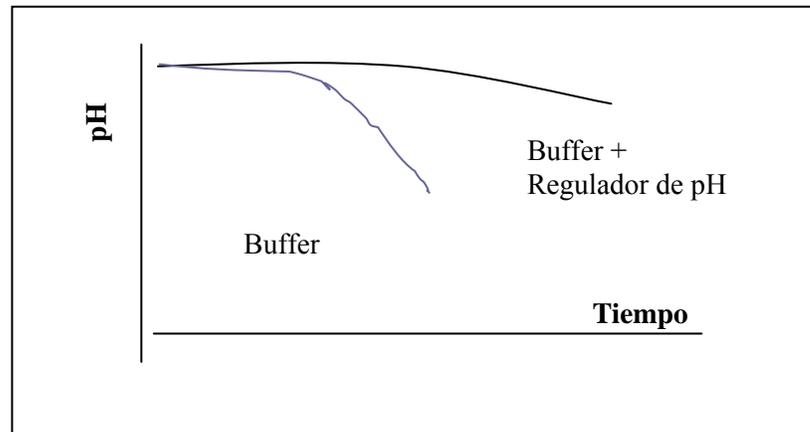


Figura II.4 Efecto de los reguladores de pH en la solución de “electroless” níquel

2.3.6. - Aceleradores

El uso de agentes acomplejantes en la solución de “electroless” níquel genera disminuciones considerables en la velocidad de deposición, generando un proceso no rentable a escala industrial. Para contrarrestar el efecto de los acomplejantes, se introducen en la solución de deposición pequeñas cantidades de aditivos orgánicos denominados aceleradores. Según las investigaciones, se cree que los aceleradores actúan en el enlace de los átomos de hidrógeno y fósforo en la molécula de hipofosfito (reductor con fósforo), permitiendo que el hidrógeno sea removido más fácilmente y adsorbido sobre la superficie catalítica ⁽⁵⁾.

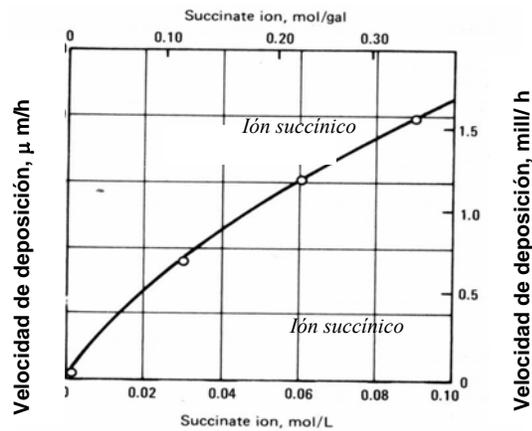


Figura II.5 Efecto del ácido succínico en la velocidad de deposición

2.3.7. Requerimientos de Energía

La activación de las reacciones de deposición, es realizada por medio del suministro de energía térmica (calor). La manera más común empleada para medir la cantidad de energía, contenida en un baño de “electroless”, es mediante la obtención de los valores de temperatura de la solución. La velocidad de deposición es usualmente muy lenta a temperaturas por debajo de 65°C , pero aumenta rápidamente con el incremento de la temperatura. Para el caso de las soluciones reducidas con hipofosfito de sodio varía la composición de los depósitos de níquel fósforo de acuerdo con la variación de la temperatura, cuando ésta aumenta, disminuye el fósforo, y el caso contrario cuando la temperatura disminuye, el fósforo se incrementa⁽⁵⁾.

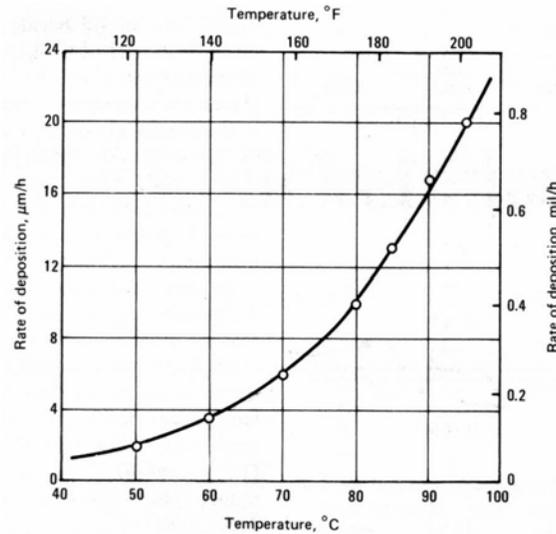


Figura II.6 Efecto de la temperatura de la solución en la velocidad de deposición. Evaluación realizada a valores de pH entre 3 y 5

2.3.8 Agitación

Se ha observado que la agitación generada por las corrientes convectivas, por el efecto del incremento de la temperatura, resulta beneficioso tanto para el transporte de reactantes a la superficie a recubrir, como para la remoción de los productos de reacción de la zona de deposición. De esta manera la eficiencia en el transporte de las especies del baño está vinculado con la agitación de la solución.

Los niveles de temperatura del baño, sin embargo, no pueden sobrepasar por lo general, los 100°C, con el objeto de brindar la agitación y remoción deseada de los productos de reacción, por esta razón, es necesario adicionar al baño, componentes o corrientes de aire externas que permitan una agitación adecuada de la solución.

La manera más comúnmente empleada para producir la agitación de soluciones de “electroless”, es mediante la inyección de aire (por medio de bombeo),

recirculación de la solución del baño o por el movimiento de las partes a ser recubiertas. Es importante destacar que para la agitación con aire es necesario emplear una fuente de aire limpio y de baja presión, tal como es el caso de inyectores centrífugos ⁽⁵⁾.

2.4. Características de los depósitos

2.4.1. Estructura

El “electroless” níquel en la condición como depositado es considerado una aleación supersaturada metaestable. El diagrama de fases de equilibrio del sistema Ni-P, mostrado en la figura II.7 ⁽⁶⁾, no exhibe solubilidad sólida del fósforo en el níquel a temperatura ambiente.

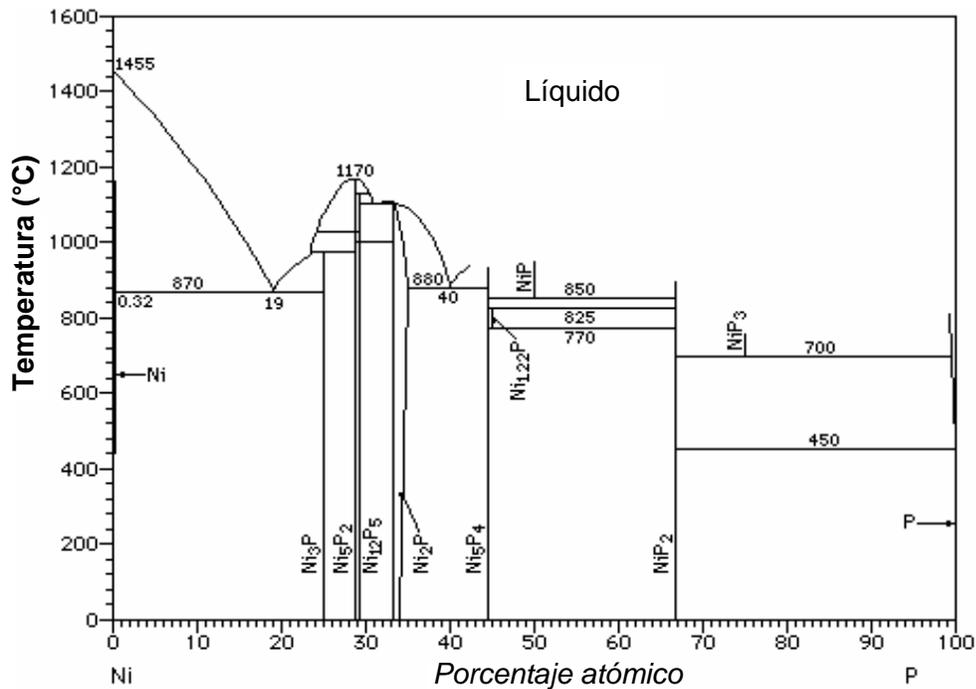


Fig. II.7 Diagrama de fases de equilibrio Ni-P ⁽⁶⁾.

Bajo condiciones de equilibrio, por lo tanto, estas aleaciones consisten esencialmente de níquel puro y el compuesto intermetálico Ni₃P. Sin embargo, las condiciones existentes durante el baño, no permiten la formación de compuestos intermetálicos.

En principio se podría decir que para algunos autores, los depósitos de “electroless” níquel de baja aleación (<7 % P) son considerados “microcristalinos” debido a que consisten de granos muy pequeños (de 2 a 6 nm). Depósitos con mayores contenidos de fósforo (>7 %P) son considerados amorfos ⁽⁷⁾. La técnica más ampliamente empleada para distinguir entre un material amorfo y uno cristalino, es la de Difracción de Rayos X (D.R.X).

Todos los estudios de depósitos de electroless de Ni-P coinciden que los mismos presentan estructuras cristalinas extremadamente finas o estados amorfos, basados en estudios realizados a través de la técnicas de difracción de rayos X. Estas estructuras micro-cristalinas son muy pequeñas, encontrándose para los valores del parámetro de red magnitudes comprendidas entre 5 nm a 50 Å ⁽⁸⁾.

Matsuoka y colaboradores ⁽⁸⁾ trabajaron con depósitos con contenidos de fósforo entre 3 y 7 %, encontrando cristales con parámetros de red con dimensiones comprendidas entre 1,4 y 11,9 nm. De acuerdo a Otswald ⁽⁹⁾ el límite entre una estructura microcristalina y el estado amorfo para estos depósitos se encuentra alrededor del 15% (At%). Esto también ha sido confirmado por Kreye et al ⁽¹⁰⁾ y Tyagi et al ⁽¹¹⁾, en los mismos adicionalmente confirmaron que los depósitos con un contenido de fósforo mayor al 19% (At%) son definitivamente amorfos, estas investigaciones fueron realizadas verificando los estados tanto por difracción de electrones como por difracción de rayos X. No obstante de acuerdo a Tyagi ⁽¹¹⁾ la transición ocurre alrededor del 17% (At%), afirmación que respaldan adicionalmente los trabajos presentados por Yamasaki ⁽¹²⁾ y Agarwala ⁽¹³⁾.

2.4.2. Microestructura del depósito de Ni-P

Para el análisis de las características microestructurales de los depósitos de electroless Ni-P, tales como tamaño de grano, inclusiones, o inhomogeneidades tales como poros o grietas, es necesario realizar una preparación metalográfica adecuada para su posterior observación por medio de un microscopio óptico. Los cortes son realizados generalmente en dirección perpendicular al plano del depósito. El ataque es usualmente efectuado por inmersión de las muestras recubiertas en reactivos químicos. Entre los reactivos empleados para este tipo de ataque se tienen ⁽¹⁴⁾:

- Mezcla en proporción 1:1 de ácido nítrico y acético por 1 o 2 segundos
- Solución con 30 ml de H₂O₂ y 10 ml de H₂SO₄.

Luego del ataque, las muestras deben ser enjuagadas y secadas para su posterior inspección al microscopio. La microestructura de una sección transversal pulida y atacada, analizada por medio de microscopía óptica, por lo general muestra una estructura laminar o de bandas con varias micras de espesor. Esta estructura ha sido atribuida a variaciones composicionales a lo largo del espesor del depósito. La causa de esta variación ha sido explicada en términos de fluctuaciones periódicas en el pH de la solución adyacente a la superficie del depósito. Estas fluctuaciones, las cuales resultan en variaciones en el contenido de fósforo, se presume que son causadas por la evolución de hidrógeno, la cual incrementa los valores de pH. La agitación del baño posteriormente disminuye los valores de pH al mezclar la solución de deposición adyacente al depósito con el volumen restante del baño ⁽¹⁵⁾.

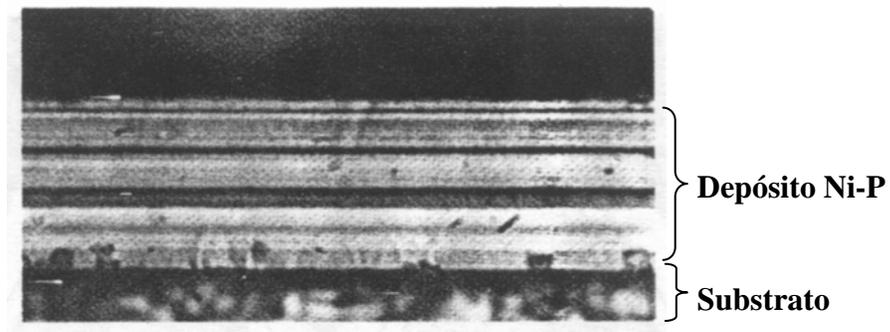


Figura II.8 Sección transversal de un depósito Ni-P atacado con H_2O_2 / ácido sulfúrico. Magnificación $x1200$ ^[26].

De acuerdo con Graham ⁽¹⁵⁾ y colaboradores, existe una diferencia entre las estructuras de los depósitos producidos a partir de baños ácidos y alcalinos. Aquellos depósitos con bajo contenido de fósforo producidos a partir de un medio alcalino, tienen un mayor número de bandas.

Otras de las características de gran importancia a nivel microestructural que presentan los depósitos de electroless Ni-P, es su alta uniformidad a lo largo de la superficie de los componentes recubiertos y su capacidad de reproducir la topografía de los especímenes.

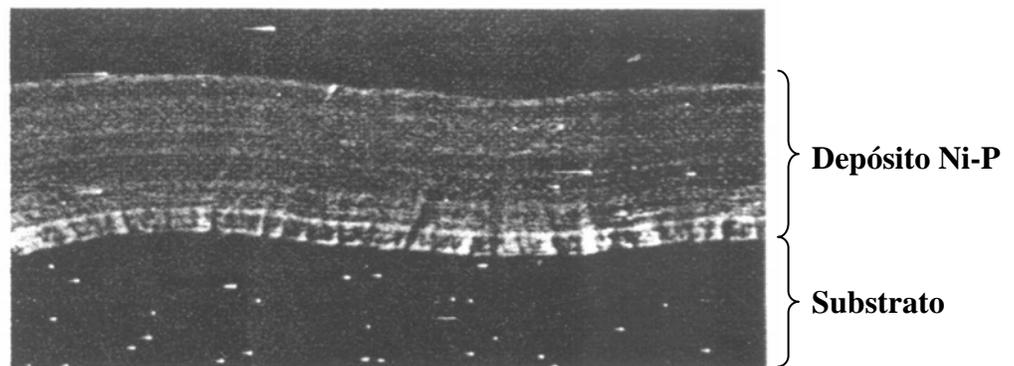


Figura II.9 Sección transversal de un depósito Ni-P de 30 μm atacado con H_2O_2 / ácido sulfúrico Magnificación $x600$ ^[26].

2.5. Propiedades Mecánicas.

Aunando en los aspectos relacionados con la estructura atómica y la microestructura de los materiales electro depositados y depósitos autocatalíticos, son importantes en la determinación de sus propiedades, Hinterman ⁽¹⁶⁾ presentó la relación que existe entre las propiedades del depósito su estructura y las condiciones de deposición. Las condiciones de deposición (composición del baño, pH, temperatura, agitación, etc.) determinan la estructura del depósito y esta a su vez tienen un marcado efecto sobre las propiedades del depósito. Como se ha indicado anteriormente la fuente de níquel en el depósito proviene bien sea de compuestos con Fósforo o Boro, para ambos casos se tiene una cantidad importante de compuestos intermetálicos tales como: Ni_2P , Ni_5P_2 , Ni_3P , NiB , Ni_3B_2 , y Ni_2B_3 . lo que hace muy probable la presencia de estos precipitados si no se tiene un marcado control de la composición y temperatura del baño.

2.5.1 Propiedades en tracción

La resistencia a la tracción de los depósitos de “electroless” níquel depende del contenido de fósforo presente en la aleación. Para depósitos con bajo contenido de fósforo en la condición como depositado, se han encontrado valores de resistencia tracción entre 150 y 700 MPa, y para depósitos con contenidos de fósforo entre 7 y 12% se han reportado valores que se ubican entre 800 y 1000 MPa.

Tabla II.4

Propiedades en tracción de acuerdo con el porcentaje de P del recubrimiento.

Composición %P	Módulo de elasticidad	Resistencia tensil	Elongación %
	<i>GPa</i>	<i>MPa</i>	
1 – 3	50 – 60	150 – 200	< 1
5 – 7	62 – 66	420 – 700	< 1
7 – 9	50 – 60	800 – 1100	1
10 – 12	50 – 70	650 – 900	1

2.5.2 Dureza

La dureza de los depósitos de Ni-P, sin tratamiento térmico, se encuentra entre los 500 y 700 HV medidas con una carga de 100g ⁽⁴⁾. Tales valores son aproximadamente equivalentes a un intervalo de 48 a 52 HR_C.

En 1974 Riedel y colaboradores ⁽⁴⁾ evaluaron ciertos factores en la medida de dureza de los recubrimientos, y reportaron diferencias entre la dureza medida a un recubrimiento y la dureza medida de un recubrimiento depositado sobre un sustrato. Según esta investigación, la dureza del sustrato influye en los valores encontrados de un conjunto sustrato recubrimiento, por lo que de esta manera, el valor de dureza resultante es una combinación entre la dureza del depósito y la del sustrato.

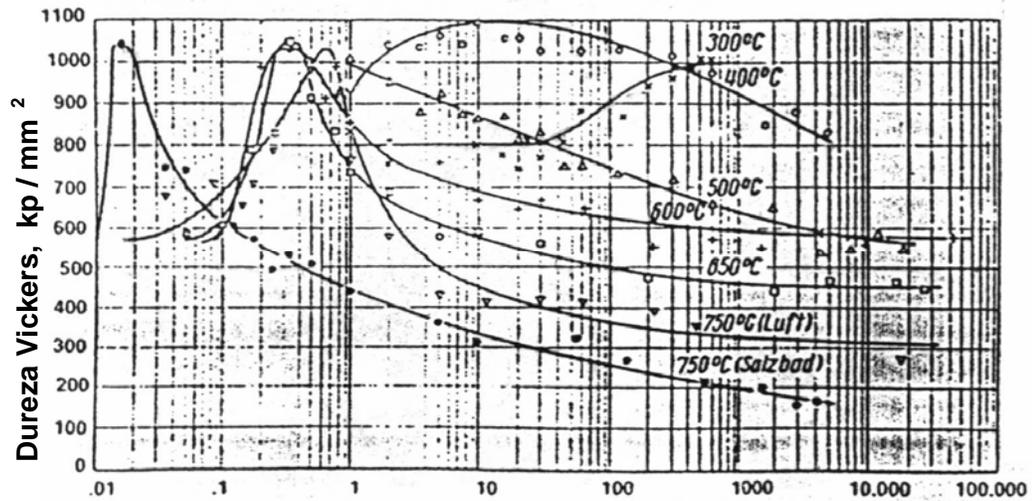


Figura II.10 Efecto del tiempo y la temperatura de envejecimiento sobre la dureza de un depósito Ni-P

Es importante destacar que, los valores de dureza de los depósitos de “electroless” Ni-P, pueden ser modificados en gran medida por medio de la aplicación de tratamientos térmicos a temperaturas superiores a los 200°C. Durante estos tratamientos se produce la cristalización de la estructura amorfa inicial del depósito. Específicamente, según diferentes investigadores, el incremento en los valores de dureza se debe a la aparición del compuesto Ni_3P .

Durante la formación de compuestos intermetálicos pueden ocurrir transformaciones, las cuales pueden resultar en el endurecimiento por precipitación.

2.5.3. Esfuerzos Residuales en los depósitos “electroless” Ni-P

Los esfuerzos residuales desarrollados en los depósitos “electroless” Ni-P no son generados por efecto de la aplicación de fuerzas externas; sino más bien, debido a ciertos factores que influyen durante el proceso de deposición, así como diferencias físicas existentes entre el sustrato y el recubrimiento.

Es bien conocido que los esfuerzos residuales pueden clasificarse como extrínsecos e intrínsecos. Los esfuerzos extrínsecos se deben principalmente a la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica entre el depósito Ni-P y el sustrato. A medida que se produce la deposición por “electroless” a elevadas temperaturas se generan diferencias en la contracción cuando las partes recubiertas son enfriadas hasta temperatura ambiente. Si no ocurre pérdida en la adhesión, se desarrollan esfuerzos residuales en compresión en el componente con mayor coeficiente de expansión térmica respecto al “electroless” Ni. El “electroless” níquel experimenta una contracción de alrededor de 0,1% al enfriarse desde 90°C. Depósitos sobre bronce y aluminio, los cuales poseen coeficientes de expansión térmica mayor que el del “electroless” Ni están en estado compresivo. Depósitos sobre berilio y titanio, los cuales poseen coeficientes menores, están en estado de tensión.

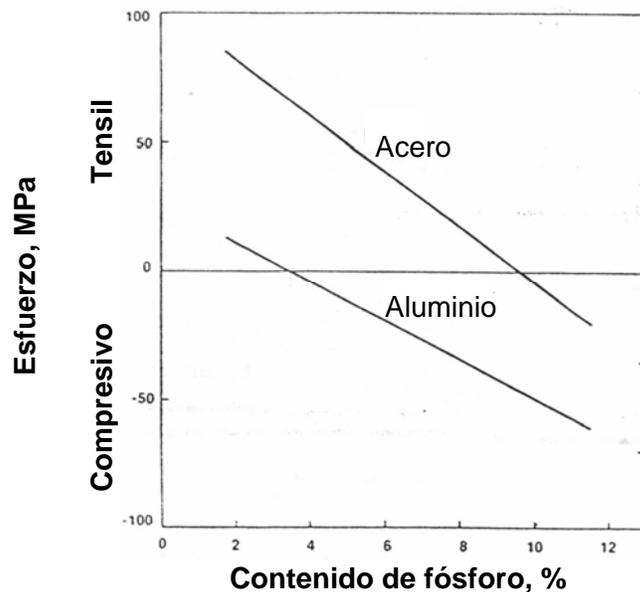


Figura II.11 Efecto del contenido de fósforo sobre los esfuerzos internos de depósitos Ni-P sobre sustratos de acero y aluminio.

Los esfuerzos intrínsecos, por otro lado, están relacionados con el proceso de deposición. En general, el “electroless” níquel no se deposita inicialmente como capas extendidas de átomos, sino como partículas discretas aisladas. La formación y subsecuente unión de estas partículas parece ser el mecanismo de crecimiento de estos depósitos más que su crecimiento lateral en capas. Cuando partículas aisladas del depósito son unidas debido a fenómenos de tensión superficial, antes que el espacio de separación entre ellas sea recubierto por metal depositado, se desarrollan esfuerzos en tensión. Un reordenamiento atómico (cambios en el espaciamiento interatómico) puede ocurrir en la capa superficial a medida que se produce el proceso de deposición o bien, por efecto de tratamientos térmicos posteriores de recocido. Si el espaciamiento interatómico disminuye, se generan esfuerzos en tensión. Se pueden producir esfuerzos compresivos en el depósito cuando se codepositan gases tales como el hidrógeno, debido a que éste al difundir y alojarse en microcavidades es capaz de expandirse ⁽⁴⁾.

Diferentes estudios, tales como los de Duncan, Fields *et al.* y Tulsi han mostrado que los esfuerzos internos, sean estos compresivos o en tensión, así como su magnitud, están relacionados con el contenido de fósforo en el depósito, y con el sustrato ⁽⁴⁾.

Se ha establecido una relación lineal entre los esfuerzos residuales y el pH de la solución de deposición ⁽⁴⁾. Para valores de pH iguales a 4, donde se producen depósitos de alto fósforo, se han reportado esfuerzos de 50 MPa, mientras que para valores de pH de 4,6 los esfuerzos pasan a ser en tracción, alcanzando un valor cercano a 110 MPa, cuando el pH se aproxima a 6. En sustratos de aluminio, los esfuerzos son generalmente compresivos, aún a valores de alrededor de 4% wt P se pueden generar esfuerzos compresivos en el depósito Ni-P.

La adición de quelatos u otros agentes a la solución de deposición, pueden cambiar significativamente los esfuerzos intrínsecos. Así mismo los tratamientos térmicos de recocido incrementan los esfuerzos residuales en tracción y disminuyen los esfuerzos compresivos.

2.5.4.- Comportamiento a la fatiga en especímenes materiales recubiertos con depósitos autocatalíticos de Ni-P

Antes de iniciar las discusiones en relación al comportamiento a la fatiga de conjuntos substratos recubrimientos que involucren el Ni-P como depósito, sería conveniente destacar algunos elementos de interés en relación al desempeño en fatiga del electroless de Ni-P por separado.

Kazuki Takashima y colaboradores⁽¹⁷⁾ estudiaron el comportamiento a la fatiga de aleaciones de Ni-P, específicamente estudiaron el crecimiento de grietas por fatiga en micro-especímenes fabricados a partir de depósitos de electroless de Ni-P. Estos investigadores trabajaron con depósitos autocatalíticos de Ni-P con 11,5% wt de P de aproximadamente 79 micrómetros de espesor, utilizando como sustrato una aleación Al-Mg-Si de la serie 6xxx. En principio los especímenes fueron maquinados por electro erosión y una vez obtenidas las probetas se procedió a disolver el sustrato en una solución de NaOH. La configuración final de los especímenes consiste en pequeñas placas con una cavidad, en la cual a partir de uno de sus bordes internos se extiende un delgado prisma, sin que el mismo alcance el borde opuesto generándose una configuración similar a una viga en voladizo, la cual a una pequeña distancia del extremo empotrado, nuevamente se electro erosiona una entalla en v. Luego los especímenes son montados en un equipo diseñado para aplicar cargas repetidas en el extremo libre de prisma, con una frecuencia de 100Hz y una relación de esfuerzo de 0,1, 0,3 y 0,5. Es importante destacar que a pesar de suponerse una

condición amorfa en el depósito, fue posible la observación de estriaciones de fatiga en la superficie de fractura, permitiendo estas, estimar la velocidad de propagación, a través de la lectura directa del espaciado entre estriaciones. Estos investigadores proponen entre otras cosas que la velocidad de propagación de la grieta era influenciada por la relación de esfuerzos, en donde se presenta una tendencia a incrementar la velocidad, en la medida que aumenta la relación de esfuerzos y el espesor del prisma, dicha influencia la asocian a las dimensiones de las regiones en donde prevalece el estado de deformación plana. Al observar la superficies de fractura de los especímenes ensayados fue posible diferenciar claramente los labios de corte, morfología que corresponde a una región dominada por un estado de esfuerzo plano y una región de crecimiento por fatiga, dominada por un estado de deformación plana ⁽¹⁷⁾; estos investigadores sugieren que las dimensiones de esta región depende del espesor del prisma y por ende este juega un papel fundamental en el comportamiento a la fatiga de los especímenes evaluados, lo anteriormente expuesto sugiere un comportamiento similar al de los materiales cristalinos y no a lo esperado en sólidos amorfos, por lo que tal vez dichos autores no consideraron la posibilidad de estar en presencia de un sistema de aleación nanocristalina.

Ahora bien, entrando en materia de papel que juegan este tipo de depósitos sobre materiales estructurales en su comportamiento a la fatiga, existe en la literatura un gran número de opiniones algunas de ellas en contraposición, dentro de los trabajos que podríamos citar tenemos el desarrollado por Prieto *et al.* ⁽¹⁸⁾ sobre la influencia del electroless Ni-P sobre la resistencia a la fatiga de la aleación de Aluminio AA 7075-T6. Estos investigadores trabajaron con un recubrimiento con un contenido de Fósforo de alrededor de 18,44% At., determinado a través de una técnica espectroscopia convencional SNMS, el espesor del depósito fue de 37,4 μm , con una dureza de 4,3 GPa. Encontrando aumentos en la resistencia a la fatiga y fatiga corrosión, con respecto al metal base, en el orden de 71 y 55% respectivamente. En ambos casos atribuyen este incremento en la resistencia a la presencia de esfuerzos residuales en compresión.

Adicionalmente de los resultados obtenidos del análisis fractográfico de la superficie de fractura de las muestras ensayadas, puede notarse la presencia de múltiples puntos de inicio de grieta, tanto para el caso de fatiga al aire como en fatiga corrosión, se observa que dichos puntos de nucleación de las grietas se presentan en las superficies libres de la probeta y están comúnmente asociados a la presencia de pequeños nódulos en la superficie.

Finalmente se presentan los resultados obtenidos utilizando depósitos similares sobre aleaciones de mayor resistencia mecánica, en este sentido Chitty y colaboradores ⁽¹⁹⁾, trabajaron con recubrimientos de Ni-P con contenidos de Fósforo de alrededor del 10% wt. con espesores de aproximadamente 20 micrometros, depositados sobre aceros estructurales del tipo AISI 1045, estos investigadores realizaron ensayos de fatiga con $R = -1$, el intervalo de esfuerzo utilizado fue de 221 MPa. y 331 MPa. En este estudio se determinó que la presencia del recubrimiento en principio, aumenta la resistencia a la fatiga en todas las condiciones estudiadas, tanto para especímenes evaluados *como depositados* y muestras *tratadas térmicamente*, no obstante se encontró que comparando los especímenes tratados térmicamente con los no tratados, se encuentra una leve disminución en la resistencia a la fatiga corrosión, lo cual fue atribuido básicamente a la precipitación de la fase **Ni₃P** y no a una posible modificación del estado de esfuerzo residuales, en todo caso es de destacar que estos investigadores al igual que otros en la literatura especializada, entienden o estudian la influencia en la vida a la fatiga de estos depósitos en términos de cómo estos afectan la condición de esfuerzos residuales en el conjunto, y a su vez estos esfuerzos pudiesen ser considerados, como una forma de alteración del ciclo de esfuerzo nominal.

3. Fatiga en las aleaciones de aluminio.

La fatiga es un proceso de deterioro progresivo que ocurre en los materiales o componentes sometidos a cargas cíclicas (esfuerzos y deformaciones fluctuantes) que pueden resultar en grietas o fractura después de un número suficiente de fluctuaciones, a niveles de esfuerzos, incluso por debajo del límite de fluencia estático del material.

La fatiga es la responsable de alrededor del 90% de todas las fallas que se generan en elementos de máquina y estructuras en servicio. Ella ocurre sin dar indicio previo de alguna deformación visible y las grietas producidas son generalmente finas y permanecen indetectables, pero al alcanzar un tamaño macroscópico, son capaces de difundirse y causar la fractura completa del material en un período de tiempo muy corto, por lo que la predicción del comportamiento a la fatiga no puede ser considerada como un estudio opcional.

Para conocer el fenómeno de la falla por fatiga, se deben conocer los tipos de esfuerzos fluctuantes a los que puede estar sometido un elemento de máquina.

3.1. Cargas variables o fluctuantes presentes en fatiga.

Como podemos apreciar en lo anteriormente expuesto para que se produzca una falla por fatiga es imprescindible la presencia de una condición dinámica de aplicación de esfuerzo. Existen tres condiciones fundamentales de aplicación de esfuerzo fluctuantes que producen fallas por fatiga que pueden apreciarse en la Figura II.12 y son a saber:

- a) Esfuerzo alternante con inversión completa: el esfuerzo máximo y el esfuerzo mínimo son de igual magnitud pero de signo contrario. Por convenio se

considera que el esfuerzo de tracción es positivo y el de compresión es negativo

- b) Esfuerzo fluctuante a tensión repetido: es aquél que varia entre dos valores distintos de cero, tanto para la zona positiva como para la negativa.
- c) Esfuerzos irregulares o aleatorios: son aquellos donde los esfuerzos no siguen ningún tipo de función o patrón establecido.

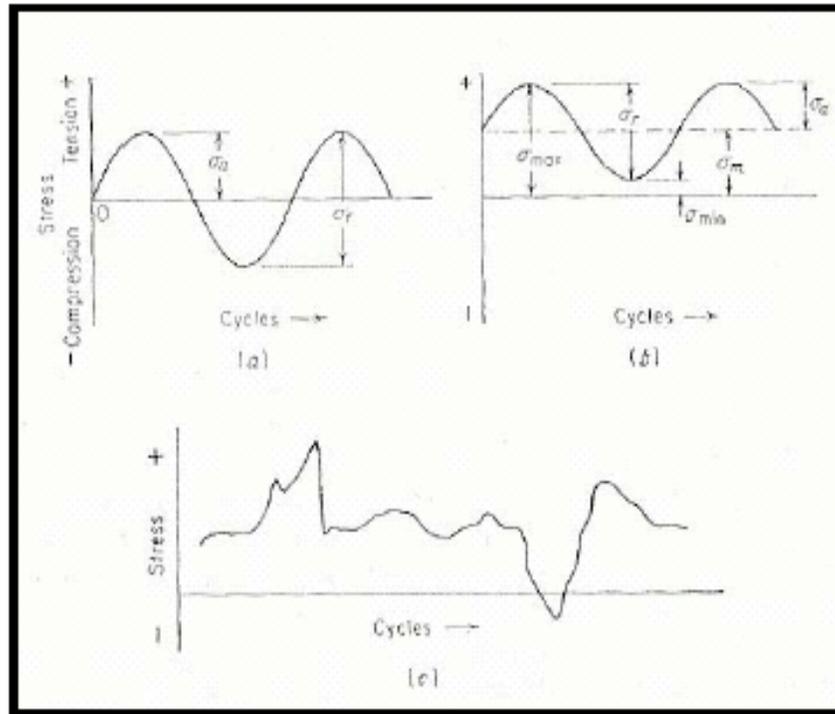


Fig. II.12 Esfuerzos cíclicos de fatiga.

De aquí se pueden definir algunos parámetros que permiten analizar los ciclos en tensión

Esfuerzo mínimo: $\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a$ (Ec. II.3)

Esfuerzo máximo: $\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a$ (Ec. II.4)

Esfuerzo medio: $\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$ (Ec. II.5)

$$\text{Esfuerzo alternante: } \sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{Ec. II.6})$$

Otras de las relaciones que se utilizan para describir los esfuerzos fluctuantes son:

$$\text{Relaciones de esfuerzos: } R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (\text{Ec. II.7}) \quad \text{y} \quad A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (\text{Ec. II.8})$$

La relación R puede variar del rango de -1 hasta 1. A medida que el valor de R se aproxima a 1, el intervalo de esfuerzos tiende a cero, y la carga se convierte en una constante⁽²⁰⁾.

3.2 Aspectos estructurales de la fatiga.

3.2.1 Etapas del Proceso.

Las fracturas por fatiga son causadas por la acción simultánea de esfuerzos cíclicos, magnitud de estos esfuerzos en tensión y la deformación plástica, si alguno de estos tres no está presente, el agrietamiento por fatiga no se iniciará y propagará⁽²¹⁾.

El inicio y propagación de las grietas de fatiga está en las regiones donde hay mayor deformación acumulada, y la mayoría de los materiales de ingeniería contienen defectos que actúan como regiones de concentración de esfuerzos que intensifican la deformación. La mayoría de las grietas de fatiga se inician y crecen a partir de defectos estructurales (nucleación de la grieta).

Bajo la acción de la carga cíclica, una zona plástica (o región de deformación) se desarrolla en la punta del defecto. Esta zona de alta deformación se convierte en un sitio de inicio para una grieta de fatiga. La grieta se propaga bajo el esfuerzo aplicado

a través del material hasta que resulta la fractura completa. A escala microscópica, la característica más importante de un proceso de fatiga es la nucleación de una o más grietas bajo la influencia de esfuerzos de inversión completa que exceden el esfuerzo de fluencia localmente, seguido por el desarrollo de grietas en bandas de deslizamiento persistente o en los límites de grano ⁽²²⁾.

3.2.2 Características Fractográficas.

La superficie de fractura que resulta de una falla por fatiga tiene una apariencia característica que puede ser dividida en tres zonas que caracterizan la evolución de las etapas progresivas (Fig. II.14):

- *Etapa I:* Es la iniciación de las grietas y su propagación por el plano de deslizamiento de la fractura, extendiéndose desde la superficie hacia el centro a aproximadamente 45° del esfuerzo axial. En esta etapa, la grieta no se extiende por más de 2 a 5 granos alrededor del origen. En algunos casos, dependiendo del material, el ambiente y nivel de esfuerzo, la fractura de la etapa I puede que no sea perceptible ⁽²³⁾.
- *Etapa II:* debido a las cargas cíclicas se produce el inicio de la propagación de la grieta. En esta etapa se produce un cambio de dirección en el crecimiento de la grieta, que va desde los 45° hasta los 90° con respecto al eje de los esfuerzos aplicados al sistema. La superficie de fractura durante el crecimiento de la etapa II está caracterizado por la presencia de estriaciones y marcas de playa que pueden ser relacionadas, en su densidad y ancho, con el nivel del esfuerzo aplicado. La superficie de fractura producida durante el crecimiento en la etapa II es relativamente lisa ⁽²⁴⁾.

- *Etapa III:* Ocurre durante el último ciclo de esfuerzo cuando la sección transversal no puede soportar la carga aplicada. La fractura final, la cual es el resultado de una sobre carga, puede ser frágil, dúctil, o una combinación de ambas, dependiendo básicamente de la naturaleza del material ⁽²³⁾.

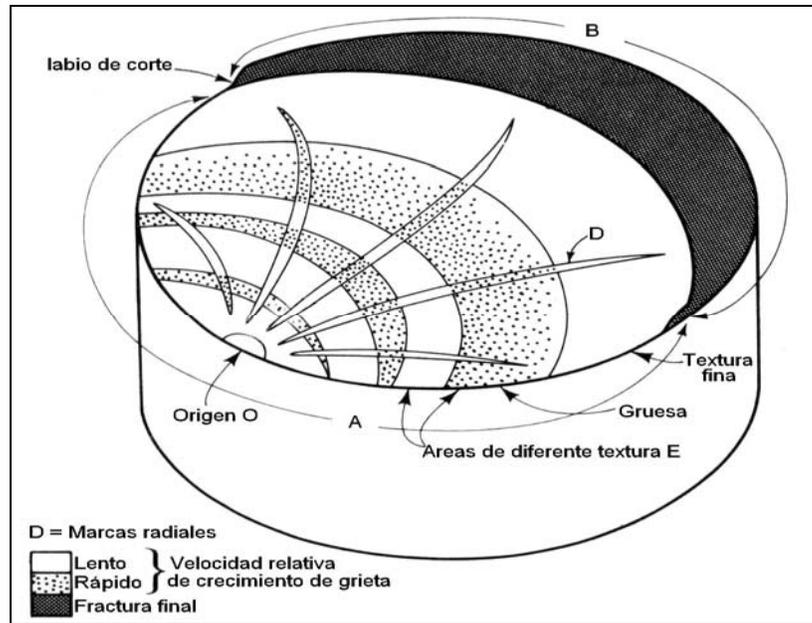


Fig. II.13. Características de la superficie de falla típica de un metal dúctil sometido a carga cíclica alternante

La característica más resaltante que generalmente se halla en las superficies de fractura por fatiga son las marcas de playa, las cuales están centradas alrededor de un punto en común que corresponde al origen de la grieta de fatiga. Estas marcas resultan de cambios en la magnitud de la carga o la frecuencia ⁽²³⁾.

La zona final de una superficie de fractura por fatiga es frecuentemente fibrosa, pareciéndose a la superficie de fractura de probetas de un ensayo de impacto o de tenacidad de fractura del mismo material. El tamaño y la forma de la zona de fractura final dependen de la magnitud, dirección y modo de carga ⁽²³⁾.

En el examen por microscopía electrónica de las superficies de fractura por fatiga, los rasgos más prominentes hallados, son líneas paralelas finamente espaciadas, llamadas estriaciones de fatiga. Las estriaciones de fatiga están orientadas perpendicularmente a la dirección microscópica de propagación de la grieta y, con una carga uniforme, generalmente se incrementa el espaciamiento cuando estas progresan desde el origen de fatiga. Cada estriación es el resultado de un único ciclo de fatiga, pero cada ciclo de esfuerzo no produce necesariamente una estriación; el espaciamiento de la estriación depende significativamente del nivel de carga aplicado⁽²³⁾.

3.3. Diagramas de fatiga de Wöhler o curvas S-N:

La resistencia a la fatiga se define como el valor máximo de esfuerzo alternante o fluctuante que resistirá un material durante un número de ciclos determinado antes de fallar. Este comportamiento se estudia sometiendo un gran número de probetas, con dimensiones estándar, a esfuerzos iguales hasta que falle. Estos ensayos se repiten para diferentes valores de esfuerzo.

Los resultados obtenidos en estos ensayos, valor del esfuerzo aplicado y número de ciclos de falla respectivo, se grafican colocando a los esfuerzos en el eje de las ordenadas y el logaritmo del número de ciclos a falla en el eje de las abscisas, esta representación se denomina curva S-N. Cuando la curva es determinada en condiciones de flexión rotativa es llamada también curva de Wöhler.

La figura II.14 muestra los dos tipos de comportamiento más comunes, en donde se puede apreciar que a medida que el esfuerzo fluctuante decrece el número de ciclos a falla aumenta. La curva A, que representa a los metales ferrosos, posee una región horizontal bien definida por debajo de la cual nunca ocurrirá la falla por fatiga teóricamente, inclusive a valores de ciclos muy altos, a este valor de esfuerzo

se le conoce como límite a la fatiga. Para el caso de la curva B, que corresponde a materiales no ferrosos, como las aleaciones de aluminio, no existe un límite de resistencia a la fatiga real definido. Para estas aleaciones se toma como límite de resistencia a la fatiga como el esfuerzo por debajo del cual no ocurre la falla por fatiga para un número de ciclos determinado.

Basquin demostró que si se utiliza escala logarítmica para ambos ejes coordinados la curva S-Log(N) puede ser linealizada, y la amplitud de esfuerzo puede ser representada en función de la resistencia a la fatiga por la siguiente ecuación ⁽²⁵⁾:

$$S_a = S_f^r (2Nf)^b \quad (\text{Ec. II.9})$$

En donde S_a es la amplitud de esfuerzo, S_f^r el coeficiente de resistencia a la fatiga, N el número de ciclos a falla y b el exponente de resistencia de fatiga. S_f^r y b son propiedades características del material.

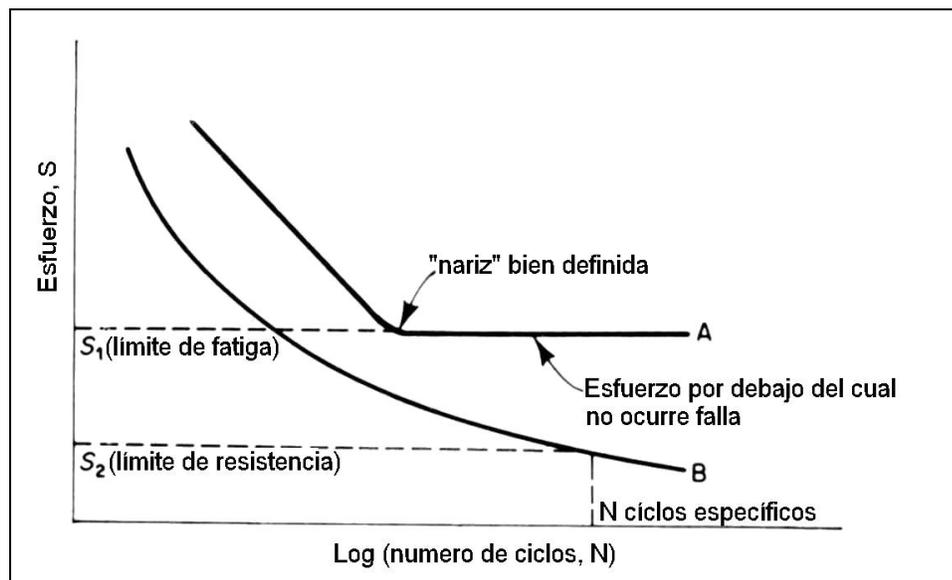


Fig II.14 Curvas S-N. (A) metal ferroso, (B) metales no ferrosos

Es importante resaltar que en el comportamiento del acero con respecto a la fatiga muestra un límite a la fatiga muy definido, el cual se encuentra entre 10^5 y 10^7 ciclos. En cambio para los materiales no ferrosos como las aleaciones de aluminio, no hay límite de resistencia a la fatiga preciso, caso en el cual se toma el valor de 10^8 ciclos. Cuando se requiere ensayar un material sin límite a la fatiga, la curva de resistencia a la fatiga se describe aplicando solamente el modelo de Basquin.

3.4. Factores que afectan la vida a la fatiga

CONDICIONES SUPERFICIALES: la resistencia a la fatiga de un material va a depender directamente del acabado superficial que la pieza posea, ya que la presencia de cualquier entalla u otro tipo de discontinuidad son puntos de origen de grietas de falla, debido a que estas cambian su distribución de esfuerzos, produciendo que los mismos sean mayores en ese punto, siendo ésta, un área con mayor potencial para la nucleación de la grietas de fatiga. Es por ello que las probetas de fatiga deben de estar perfectamente pulidas para disminuir la rugosidad de las mismas.

DEPOSICIÓN DE RECUBRIMENTOS: así como el caso anterior, la deposición de recubrimientos afecta la superficie del material base, influyendo en el límite a la fatiga.

TAMAÑO DE LA PIEZA: al aumentar el tamaño de la pieza, aumenta la probabilidad de que presenten imperfecciones y/o discontinuidades que produzcan nucleaciones de grietas en la misma, aumentando a su vez la posibilidad de que la pieza falle por fatiga.

TAMAÑO DEL GRANO: un material con un tamaño de grano fino presentan mayor resistencia a la fatiga que un material con un tamaño de grano grueso, ya que existe mayor cantidad de bordes de grano, lo que produce un aumento de la resistencia a la

fatiga del material producto de la dificultad que presentará cualquier dislocación para moverse.

CARGA: flexión, torsión y carga axial son las cargas a las cuales se puede someter un elemento de máquina, siendo la más desfavorable la carga por torsión.

TEMPERATURA: pruebas experimentales indican que el límite de resistencia a la fatiga disminuye si la temperatura es superior a los 150°C, estos datos son para el caso de los aceros. Por ello se puede decir que el límite a la fatiga se ve afectada por la temperatura de operación del elemento de máquina.

ESFUERZOS RESIDUALES SUPERFICIALES: algunas operaciones como el pulido o laminado en frío, entre otras, generan esfuerzos residuales en la superficie del material afectando la resistencia a la fatiga. Si estos esfuerzos son de compresión la resistencia a la fatiga aumenta y si son de tensión disminuye.

Además de estos defectos y factores que afectan la vida a la fatiga del material existen otras causas de dispersión de los resultados como lo son:

- Tolerancias dimensionales de fabricación.
- Montaje de las probetas, defectos de centrado y balanceo.

Para mantener estable un valor de dispersión de los resultados de ensayos de larga duración, se deben de mantener lo más controlados posible los factores descritos anteriormente.

4. Aspectos fenomenológicos del Daño

El daño en los materiales es un proceso físico progresivo mediante el cual los mismos fallan. El concepto de daño es el estudio, a través de variables mecánicas, de los mecanismos involucrados en el deterioro de los materiales cuando éstos están sometidos a cargas. La acumulación de microesfuerzos en la vecindad de defectos o interfaces y la ruptura de enlaces, generan un daño en el material a nivel de microescala. El crecimiento y coalescencia de microgrietas o defectos volumétricos, las cuales juntas inician una grieta, se forman a nivel de mesoescala del elemento de volumen representativo. El crecimiento de grietas es a nivel de macroescala. Las dos primeras etapas, pueden ser estudiadas por variables principales de daño de la mecánica de medios continuos, definidos a nivel de mesoescala. Usualmente, la tercera etapa es estudiada utilizando mecanismos de fractura con variables definidas a nivel de macroescala⁽²⁶⁾.

Cuando se estudia materiales de ingeniería como metales y sus aleaciones, polímeros y compuestos, cerámicos, rocas, concreto, y madera, es sorprendente ver como tales materiales, los cuales poseen estructuras físicas diferentes, son similares en su comportamiento mecánico cualitativo. Todos presentan comportamiento elástico, cediendo algunos en forma plástica o irreversible, anisotropía inducida por deformación, lazos de histéresis cíclica, daño por cargas monotónicas o por fatiga, y crecimiento de grieta bajo cargas estáticas y dinámicas. Esto significa que las propiedades mesoscópicas comunes pueden ser explicadas por pocos mecanismos de energía, que son similares para todos los materiales. Esta es la razón principal por la cual es posible explicar el comportamiento del material exitosamente, con la mecánica de medios continuos y por los procesos termodinámicos o irreversibles, los cuales modelan los materiales sin referencias detalladas de la complejidad de sus estructuras físicas.

La naturaleza física del estado sólido y el daño se puede representar por dos relaciones, definidas por la elasticidad y la plasticidad y/o deformaciones irreversibles. La primera es relacionada con los átomos y la segunda con los deslizamientos⁽²⁶⁾.

Todos los materiales están compuestos por átomos, los cuales son mantenidos juntos por enlaces generados de la interacción de campos eléctricos. Por su naturaleza, la elasticidad está directamente relacionada con los movimientos relativos de los átomos. El estudio físico de las propiedades de una red atómica induce a la teoría de la elasticidad, pero una manera más fácil es la de escribir, directamente las ecuaciones constitutivas matemáticas al nivel de mesoescala, usando la propiedad de la reversibilidad de deformación, lo cual implica una relación uno a uno, y eventualmente incorporado a las propiedades de linealidad e isotropía.

Cuando ocurre la decohesión, es el comienzo del proceso de daño. Por ejemplo, los metales están organizados en cristales o granos: un arreglo regular de átomos. Si un esfuerzo cortante es aplicado, las dislocaciones pueden ser movidas por el desplazamiento de los enlaces, creando así una deformación plástica por un deslizamiento sin alguna decohesión.

Si la dislocación es parada por un microdefecto o una concentración de microesfuerzos, se crea una pequeña zona en donde otra dislocación puede ser detenida. Este segundo proceso no puede ocurrir sin un daño por decohesión. Varias dislocaciones represadas pueden nuclear una microgrieta. Otros mecanismos de daño en metales son desenlaces intergranulares y decohesiones entre inclusiones y la matriz. Todos estos mecanismos crean microdeformaciones plásticas, pero no siempre podemos definir el daño de esta manera. Es bien conocido que en⁽²⁶⁾:

- Polímeros, el daño ocurre por el rompimiento de enlaces que existen entre largas cadenas de moléculas.
- En materiales compuestos el daño es la decohesión entre las fibras y la matriz de polímeros.
- En cerámicas es principalmente la microdecohesión entre las inclusiones y la matriz.
- En concreto, el primer mecanismo de daño también es una decohesión entre agregados y el cemento, con la influencia compleja del agua.
- En madera, el punto débil donde el daño ocurre, es en el enlace de las celdas celulares.

Por otro lado, la plasticidad está directamente relacionada a los deslizamientos. En los metales, los deslizamientos ocurren por el movimiento de las dislocaciones o por el desplazamiento de las dislocaciones y bandas de deformación. En ningún caso se induce algún cambio de volumen apreciable.

En otros materiales, las deformaciones irreversibles, pueden ocurrir por diferentes mecanismos:

- Reordenamiento de las moléculas en los polímeros.
- Las microgrietas en cerámicas, donde la gran resistencia de la red no permite el movimiento de las dislocaciones.
- Desplazamientos a lo largo de las superficies de decohesiones en el concreto.
- Redisposición de las celdas en la madera.

Ellas pueden inducir cambio de volumen⁽²⁶⁾.

En todos los casos, el daño influye en las deformaciones plásticas o irreversibles sólo causado por el decremento del área elemental de resistencia, así

como también de la disminución del número de enlaces. El daño no influye directamente en el mecanismo de deslizamiento en sí⁽²⁶⁾.

Los diferentes fenómenos de deformación, así como el daño, están definidos en una escala en particular, como se describe a continuación:

- La elasticidad tiene lugar a nivel atómico.
- La plasticidad es regida por los desplazamientos al nivel de cristales o moléculas.
- El daño es decohesión a nivel de átomos, y al nivel de mesoescala, está representado por la iniciación de la grieta.

La mecánica del medio continuo trata con cantidades definidas desde un punto de vista matemático. Desde el punto de vista físico, estas cantidades representan promedios de ciertos volúmenes. El “elemento de volumen representativo”, debe ser lo suficientemente pequeño para suavizar los altos gradientes de cualquier variable, pero bastante grandes para representar un promedio del microproceso. De propuestas experimentales y análisis numéricos, es útil considerar las magnitudes del elemento de volumen representativo, el cual es la escala de mesomecanismos⁽²⁶⁾:

- Metales y cerámicas: $(0,1\text{mm})^3$
- Polímeros y más compuestos: $(1\text{mm})^3$
- Madera: $(10\text{mm})^3$
- Concreto: $(100\text{mm})^3$

Los micromecanismos ayudan mucho en el modelaje del comportamiento de daño, en conclusión se puede definir de acuerdo a las siguientes escalas en función de la magnitud del fenómeno⁽²⁶⁾:

- La microescala es aquella usada para considerar deformaciones y daño.
- La mesoescala es en donde se escriben las ecuaciones constitutivas para el análisis de mecanismos.
- La macroescala es la que caracteriza a las estructuras de ingeniería.

Aunque el daño a la microescala es regido por mecanismos generales de decohesión, a nivel de mesoescala se puede manifestar, así mismo, de varias maneras dependiendo de la naturaleza de los materiales, el tipo de carga y la temperatura.

La primera manifestación de daño es denominada Daño frágil. Esto ocurre, cuando una grieta, en la mesoescala, es iniciada sin una gran cantidad de deformaciones plásticas. Sólo para dar un orden de magnitud, la relación de deformaciones plásticas y elásticas está por debajo de la unidad, $\varepsilon_p/\varepsilon_e < 1$. Esto significa que los requerimientos de fuerzas para producir movimientos de átomos están por debajo de las fuerzas que pueden producir deslizamientos pero son más grandes que las fuerzas de decohesión. El grado de localización es alto⁽²⁶⁾.

Por otro lado, el daño es llamado dúctil cuando ocurre simultáneamente con las deformaciones plásticas más grandes. Esto resulta de la nucleación de cavidades debido a decohesiones entre inclusiones y la matriz, seguido de su crecimiento y su coalescencia a través del fenómeno de la inestabilidad plástica. Como consecuencia, el grado de localización del daño dúctil, es comparable con la deformación plástica⁽²⁶⁾.

Otra de las manifestaciones existentes, es la llamada Daño por fluencia lenta “creep”. Cuando un material es sometido a cargas a temperaturas relativamente elevadas, por ejemplo: una temperatura $1/3$ por debajo de la temperatura de fusión absoluta, la deformación plástica implica viscosidad; es decir que el material puede deformarse a un esfuerzo constante. Cuando el esfuerzo es lo suficientemente grande, existen decohesiones intergranulares las cuales producen daño y un incremento de la tasa de deformación a través del período del “creep” terciario. Como en el daño dúctil, los gradientes de daño por “creep” son similares a los gradientes de deformación visco-plásticos.

La forma de presentación de daño también va a depender del nivel de esfuerzos aplicado. Cuando un material es sometido a ciclos de cargas con valores de esfuerzos o deformaciones altos (bajo ciclos), el daño se desarrolla junto con la deformación plástica cíclica luego de un período de incubación, que precede a las fases de nucleación y propagación de microgrietas.⁽²⁶⁾

Cuando un material es sometido a cargas con valores menores de esfuerzo (alto ciclos), la deformación plástica a nivel de mesoescala permanece pequeña y es a menudo despreciable. Pueden ser altas en ciertos puntos a este nivel donde el agrietamiento transgranular ocurre sólo en unos planos y más aún en la superficie del espécimen, por el mecanismo de intrusión-extrusión⁽²⁶⁾.

5. Teorías de degradación y predicción del tiempo de vida.

Como se comentó anteriormente, la evolución de la fatiga consiste en la generación localizada de microgrietas (nucleación de grietas) que crecen (etapa de crecimiento) hasta producir la falla de la pieza (ruptura final). Existen modelos aplicados de predicción de vida para los materiales que tratan de medir el tiempo de vida de las dos primeras etapas, que normalmente son tratadas de manera independiente. Los modelos usados en la fase de nucleación se basan esencialmente en la teoría de las deformaciones plásticas locales, mientras que los aplicados durante la fase de propagación lo hacen mediante conceptos de mecánica de fractura⁽²⁷⁾.

La complejidad de los sucesos de fatiga ha llevado al desarrollo de innumerables modelos de degradación, aunque desafortunadamente no existe ninguno que sea universalmente aceptado. Por lo tanto, no existe un modelo que englobe a todos los materiales y factores que intervienen en la fatiga; como por ejemplo la dependencia del nivel de carga, los múltiples estados de degradación, la evolución no lineal del daño, los efectos de la secuencia de carga, los ciclos de pequeña amplitud inferiores al límite de fatiga y los efectos de la tensión media. Muchos modelos de degradación tan solo consideran unos pocos factores fenomenológicos y su aplicabilidad varía caso a caso.

El objetivo de las teorías y modelos de degradación de los materiales sometidos a cargas cíclicas es obtener una aproximación racional de la vida de un elemento estructural. Para estimar la vida útil de un componente estructural es suficiente con la predicción de la disminución de su resistencia o bien de su rigidez. Por lo tanto, la vida estructural puede ser definida en términos de una pérdida de estas dos características a lo largo del tiempo. Cuando, a lo largo del servicio del componente, cualquiera de ellas disminuya colocándose por debajo de unos valores admisibles se habrá llegado al fin de su vida útil⁽²⁷⁾.

En general se podría afirmar que todo método de predicción de vida para un material engloba: i) una observación experimental del proceso de acumulación de la degradación y la definición de una medida de daño, ii) la formulación de un modelo de acumulación de daño en términos de la medida de daño y la caracterización experimental de los parámetros del modelo utilizando experimentos simples, iii) el desarrollo de un procedimiento de adición de degradación basado en la métrica de daño para predecir la vida bajo cargas de fatiga generales y iv) la verificación experimental de las predicciones de vida⁽²⁷⁾.

Los modelos dirigidos a estimar la esperanza de vida de un componente en condiciones de servicio pueden dividirse en dos grandes categorías según a qué nivel estructural se estudien los sucesos de daño y degradación. Así, existe una gran diferencia de enfoque entre los modelos macroscópicos, y los modelos mecanicistas, basados estos últimos en los sucesos micromecánicos entre las distintas fases del componente. Existen otras posibilidades intermedias, como los modelos basados en teorías de homogenización, también conocidos como modelos a doble escala.

En la actualidad los modelos fenomenológicos macromecánicos, son mucho más utilizados a pesar de requerir un volumen importante de datos experimentales. Esta preponderancia es debida a la complejidad de los modelos mecanicistas. Estos últimos requieren un profundo conocimiento de la interacción de los mecanismos del daño que progresa durante la vida a fatiga del material y de su dependencia con el nivel de carga y las demás condiciones de servicio, conocimiento que hoy aún no se tiene de forma generalizada⁽²⁷⁾.

5.1 Modelos de fatiga macromecánicos.

A lo largo de estos últimos años se han desarrollado numerosas aproximaciones al fenómeno de la fatiga desde enfoques muy diversos a través de aproximaciones macromecánicas. Estos enfoques macromecánicos engloban desde los sencillos métodos de seguimiento de la evolución de las curvas S-N para elaborar un criterio de fractura válido para la fatiga hasta las aproximaciones basadas en el daño en la mecánica de medios continuos (CDM). La mayoría de modelos se basan en el estudio experimental o analítico de la evolución de alguna medida de daño macroscópica desde sus respectivos valores estáticos ya sea la disminución monótonica de la resistencia residual, la evolución de la rigidez, el crecimiento o densidad de grietas, etc⁽²⁷⁾.

5.1.1 Teorías de fatiga fundamentalmente empíricas.

El comportamiento a fatiga del material ha de ser caracterizado para ganar confiabilidad en la duración del material y para justificar su aplicación estructural. Para ello se utilizan los modelos de naturaleza empírica que permiten aproximaciones del comportamiento de un componente basándose en el análisis de resultados experimentales de elementos sometidos a cargas cíclicas. Este tipo de enfoque permite su análisis sin la necesidad de conocer el fenómeno físico que provoca la degradación. Aparecen, pues, en la bibliografía, muchos enfoques clásicos derivados de la fatiga en los metales (seguimiento de las curvas S-N, propagación de una grieta dominante y concentración de esfuerzos) y otros enfoques más particulares y más específicos del proceso real de fractura por fatiga en los componentes. Aún así la mayoría de estos modelos se basan en parámetros empíricos obtenidos en ensayos de piezas sencillas sometidas a tensiones uniaxiales. Por lo tanto su capacidad de predicción de falla por fatiga en situaciones reales sigue siendo muy limitada⁽²⁷⁾.

Las teorías de fatiga empíricas son usadas para caracterizar la fatiga a partir de las curvas de comportamiento del material en el plano S-N y generalizar su aplicación a estados de carga más complejos. La selección de una teoría empírica particular depende de la naturaleza de los datos de la curva S-N y de la experiencia del usuario. Como ya se ha comentado estos modelos parten, en general, de la determinación experimental S-N uniaxiales. A partir de los resultados obtenidos en estos experimentos con cargas de amplitud constantes es posible trazar las curvas S-N de los valores medios de vida de material para cada nivel de carga. Para la regresión de los valores medios existen diferentes expresiones características: lineales en el plano logarítmico ($\log S$ - $\log N$), lineales en el plano semilogarítmico (S - $\log N$), bilineales en el plano semilogarítmico, etc.

5.1.1.1 Generalización de los criterios de falla a fatiga a amplitud de esfuerzo constante

Las ecuaciones que proporcionan la evolución de las curvas S-N están limitadas a cargas cíclicas uniaxiales, lo cual raramente ocurre en piezas de servicio. La extensión de estas teorías para el caso de cargas multiaxiales ha sido propuesta a lo largo de los últimos años por un gran número de autores. Estas formulaciones son prácticamente una generalización de los criterios de resistencia estática en el caso de que existan cargas cíclicas.

5.1.1.2 Concentradores de Esfuerzos.

Este método permite determinar la vida o la resistencia residual de un material a partir de la comparación del esfuerzo en los distintos puntos del material con una función de la falla por fatiga. El esfuerzo en un determinado punto se obtiene a partir de un análisis lineal de tensiones, por ejemplo, mediante el método de los elementos finitos. La función a falla, suele obtenerse a partir del ajuste de una curva S-N a los

datos experimentales (Wang, 1983). Esta experimentación no es genérica y suele estar relacionada a un determinado tipo de discontinuidad en el material: entalla, agujero, etc⁽²⁷⁾.

5.1.2 Teorías de fatiga de degradación de la resistencia residual

Dado que la degradación progresiva que aparece en una pieza sometida a fatiga afecta a sus propiedades mecánicas desde el punto de vista estructural, es importante conocer la evolución de la rigidez y de la resistencia residual a lo largo de la vida de la pieza. Esta información no queda reflejada en las curvas de vida S-N. Cada carga cíclica genera para cada material una distinta evolución de estas dos características. Su evolución a lo largo de la aplicación de carga es siempre decreciente. Sólo se puede observar un incremento en circunstancias muy particulares (endurecimiento cíclico).

La resistencia residual (S_R) indica la capacidad de absorber cargas estáticas que tiene el material en un determinado estado de degradación. En cuanto a su evolución en función del número de ciclos es generalmente decreciente y continua. En tensiones de amplitud constantes presenta valores superiores a la curva S-N y se cruza con ella en el número de ciclos esperado de vida del material (N_f).

Dado que la resistencia residual es monotónicamente decreciente su derivada se puede describir de forma general como una función que toma valores siempre negativos⁽²⁷⁾:

$$\frac{dS_R}{dN} = -f(\sigma, R, S_R, N) \quad (\text{II.10})$$

donde σ es la tensión aplicada en un instante dado, R es la relación de esfuerzos y $f(\sigma, R, S_R, N)$ es una función a determinar según la evolución de la degradación en el material que se esté estudiando. Esta expresión debe ser integrada tomando en consideración que $S_R|_{N=0} = S_u$, donde S_u es la resistencia estática. Con ello reobtiene una expresión de la forma

$$S_R = S_u - G(\sigma, R, S_R, N) \quad (\text{II.11})$$

sabiendo, por las curvas S-N que la condición de fallo es $S_R|_{N=N_f} = \sigma$ donde N_f es el número de ciclos a la ruptura, se obtiene una expresión del límite de resistencia de la forma:

$$S_R = \sigma = S_u - G(\sigma, R, S_R, N_f) \quad (\text{II.12})$$

por lo tanto, la evolución de la resistencia residual, en general, es una función que como máximo alcanza el valor de la resistencia estática y que puede llevar a decrecer hasta el valor de la tensión máxima actual lo que produce a rotura del material. Si se conoce su ley de evolución es posible predecir la vida a fatiga del componente.

Sin embargo, las teorías de degradación por fatiga basadas en el seguimiento de la evolución de la resistencia residual tienen dos debilidades. La primera es que para la obtención de la resistencia se necesita un ensayo destructivo, lo que obliga a realizar una gran cantidad de experimentos para obtener su evolución. La segunda es que la resistencia residual cambia muy lentamente hasta que el material se encuentra cerca del punto de rotura donde su variación se acelera rápidamente, lo que hace difícil observar la degradación a fatiga para ciertas configuraciones de material a partir de esta medida⁽²⁷⁾.

Se han desarrollado diversas tentativas para superar las carencias de las teorías basadas en la degradación de la resistencia residual. Estas tentativas necesitan de una [Escuela de Ingeniería Mecánica](#)

formulación basada en una métrica de daño fatiga alternativa que, por una parte se pueda obtener a través de medidas obtenidas de ensayos no destructivos y que, por otra parte, presenta grandes variaciones en el valor a lo largo de la vida a fatiga.

5.1.3 Teorías de fatiga basadas en la mecánica de la fractura.

Es bien conocido que existen estudios de fatiga basados en la mecánica de fractura donde se trata el fenómeno como un problema de crecimiento de grieta. De este modo aparecieron los trabajos de Irwin (1957), que relacionan los fenómenos de fatiga en metales con la fractura a través de los factores de intensidad de esfuerzos. Estos trabajos fueron de los primeros en sugerir que el aumento de la longitud en la grieta dependía del intervalo de fluctuación del factor de intensidad de esfuerzos. Más tarde Paris (1962-1963) propone una relación matemática entre los ciclos y la longitud de la grieta, donde es necesario determinar experimentalmente los parámetros a través de los cuales se puede estimar el tamaño de la grieta. La expresión de crecimiento de la grieta para amplitud constante es⁽²⁷⁾:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta k)^m \quad (\text{II.13})$$

donde a es el tamaño de la grieta, ΔK es el intervalo del factor de intensidad y C y m son constantes del material. Existen también aproximaciones más elaboradas que incluyen modelos que involucran otros parámetros como por ejemplo la relación de esfuerzos, y el valor de K_{ic} para el material estudiado.

5.2. Variable de daño o degradación a fatiga.

Muchos investigadores definen una variable de daño (D) como medida de la progresión de la degradación a fatiga del material. La variable D es un indicativo de la degradación del material y disminuye monótonicamente durante el tiempo de vida si la tensión es de amplitud constante. Esta variable de daño se suele identificar a través de una propiedad del elemento siendo la resistencia residual y la rigidez residual las más frecuentes⁽²⁷⁾.

En el caso de amplitud de esfuerzo constante en una formulación general, el ritmo al que crece esta variable de daño depende del nivel de esfuerzo (σ), de la relación de esfuerzos (R), y del daño acumulado hasta ese instante⁽²⁷⁾:

$$\frac{dD}{dN} = f(D, \sigma, R) \quad (\text{II.14})$$

La variable de daño asociada a un proceso de degradación por fatiga puede dar a una confusión enorme, ya que distintos autores en el estudio de la degradación de los materiales, asocian esta variable a distintos significados físicos.

5.2.1 Variable de daño como índice de degradación a fatiga.

De los trabajos iniciales en metales en un enfoque clásico, por ejemplo como el de acumulación de daño de Miner⁽²⁸⁾ (1945), se ha asociado la variable de degradación a fatiga (D) a la resistencia residual. En estos estudios D se puede definir como un índice de degradación a fatiga acotado entre 0 y 1. Cuando toma el valor 0 indica que no existe degradación del material. Un valor igual a la unidad indica que ocurre la falla del material.

El nivel de tensiones coincide con la curva S-N cuando $D=1$ sólo si el estado de tensiones sobre el material ha sido de características estacionarias durante toda la historia de cargas. De forma matemática puede expresarse este índice de degradación como el cociente entre la disminución de resistencia que ha sufrido el material y la diferencia entre la resistencia inicial y la tensión instantánea, tal como se muestra en la siguiente expresión⁽²⁷⁾:

$$D = \frac{S_u - S_R}{S_u - S} \quad (\text{II.15})$$

5.2.2 Variable de daño como índice de degradación de la rigidez

Por otro lado, existen multitud de trabajos, sobretodo los relacionados con los modelos de daño formulados en mecánica de medios continuos, donde el significado de la variable daño es muy distinta. En este tipo de investigaciones la variable de daño es indicativa del índice de degradación de la rigidez del material. De este modo este índice toma el valor 0 cuando el material tiene la rigidez inicial y toma el valor de la unidad cuando este se ha degradado totalmente. Así puede expresarse matemáticamente en el caso unidimensional como el cociente entre la rigidez actual (E) y la rigidez inicial (E_0). Esta definición para la variable de daño $D = \frac{E}{E_0}$, fue introducida por Kachanov (1958-1986) como una magnitud de naturaleza escalar. Más adelante se generalizó este concepto describiendo el daño como una magnitud tensorial. En fatiga de elementos, también numerosos investigadores han utilizado esta definición de la degradación asociada a la resistencia residual (Hwang-Han 1986). Aún así, la resistencia residual es la propiedad más frecuentemente asociada a la variable de daño, en parte por su sensibilidad al deterioro microestructural⁽²⁷⁾.

5.3. Modelos de degradación a fatiga para cargas no estacionarias.

Los modelos anteriores suelen estar formulados para tensiones cíclicas de amplitud constante y tensión media constante. En cambio, en las piezas en servicio es muy común que las tensiones sobre un punto tengan características variables. Estas variaciones en la tensión pueden aparecer por distintos motivos, pueden ser debidas a que las cargas sean de características variables o aleatorias.

El efecto sobre la degradación de los distintos niveles de tensiones se caracteriza mediante el concepto de acumulación de daño o de degradación. El concepto subyacente a los modelos de daño acumulado consiste en que cuando el esfuerzo cambia de un nivel a otro, el estado de daño permanece momentáneamente constante, dado que el estado de daño define la situación del material en un momento de su vida a fatiga. De esta forma la degradación por fatiga sólo se va incrementando con la aplicación de nuevas cargas cíclicas hasta llevar el material a su fractura final⁽²⁷⁾.

Fatemi y Yang⁽²⁹⁾ (1998) clasifican las teorías de daño acumulado a la fatiga desarrolladas a lo largo de los últimos años en distintas categorías: i) evolución lineal del daño (LDR) y adición lineal de este; ii) curva de daño no lineal y aproximaciones por dos etapas lineales; y iii) modificaciones de la curva de vida para considerar la interacción del nivel de carga. También indican que existen otros métodos como las aproximaciones basadas en conceptos de crecimiento de grieta y los modelos basados en la mecánica de los medios continuos.

5.3.1 Acumulación lineal de la degradación

El ejemplo más sencillo y clásico de modelo de daño acumulado es el de degradación lineal conocido como reglas de Palmgren-Miner. Hace más de 80 años

que Palmgren⁽³⁰⁾ (1924) sugirió este concepto y Miner⁽²⁸⁾ (1945) fue el primero que expreso este concepto en forma matemática

$$D = \sum_i D_i = \sum_i \frac{n_i}{N_{fi}} \quad (\text{II.16})$$

donde D es el daño acumulado, y n_i y N_{fi} son, respectivamente los ciclos de aplicación de carga y los ciclos hasta la falla en un nivel de cargas de amplitud constante. La rotura ocurrirá en el momento en que el daño acumulado sea igual a la unidad.

Este criterio clásico no permite tener en cuenta el efecto que producen sobre la degradación el orden en la aplicación de las cargas y, además, suele producir resultados demasiado optimistas. Es bien conocido, por ejemplo, que los materiales compuestos que son sometidos primero a estados de compresión y después de tensión, presentan un daño mayor que si la secuencia de carga siguiera un orden inverso⁽²⁷⁾.

5.3.2 Curvas de daño no lineal

Se han desarrollado multitud de formulaciones de acumulación no lineal de daño a fatiga que tienen en cuenta el efecto de secuencia u orden de aplicación de carga. Uno de los primeros modelos que permite tener en cuenta este efecto es el de Marco-Starkey⁽³¹⁾ (1954) el cual puede expresarse como:

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_{fi}} + D_{i-1}^{\gamma_i} \right)^{\gamma_i} \quad (\text{II.17})$$

$$D = \sum_i D_i \quad (\text{II.18})$$

donde γ_i es una función de la aplicación del esfuerzo y , cuando $i=0$, $D_o=0$ representando el estado inicial, sin daño. Este modelo, que puede considerarse un refinamiento del de Palmgren⁽³⁰⁾- Miner⁽²⁸⁾ contempla el efecto del daño causado durante la historia de carga sobre el cálculo del daño para el siguiente nivel de esfuerzo. Sin embargo, en el presente estudio se optó por utilizar una modificación de la regla de Miner⁽²⁸⁾ que consiste en aplicar un exponente empírico a cada sumando de la relación de ciclos para que la acumulación no sea lineal y más acorde con la experimentación. A esta expresión se la llama regla de Miner⁽²⁸⁾ modificada que suele formularse como:

$$D = \sum_i \left(\frac{n_i}{N_{fi}} \right)^c \quad (\text{II.19})$$

o bien como

$$D = \sum_i A \left(\frac{n_i}{N_{fi}} \right) + \sum_i B \left(\frac{n_i}{N_{fi}} \right)^c \quad (\text{II.20})$$

donde A, B y C son parámetros de ajustes experimentales. En particular en la presente investigación se adoptó el modelo propuesto por Musial White⁽³²⁾ el cual se modela a través de la siguiente ecuación

$$D = \sum_i \left(\frac{n_i}{N_{fi}} \right)^v \quad (\text{II.21})$$

donde v es un parámetro ajustado y n_i y N_{fi} son los ciclos aplicados y los ciclos a fallas respectivamente, para el valor de esfuerzo i . Según los valores presentados por

estos investigadores el valor del parámetro ν varia entre 0.265 y 1, tomando como valor intermedio 0.74, el cual fue seleccionado para el análisis.

Existe otros artículos de revisión que presentan multitud de aproximaciones no lineales de acumulación del daño a fatiga (Hwang-Han 1986 y Kaminski 2002). Todas ellas ofrecen formulaciones donde aparecen constantes que se obtienen a partir de los resultados experimentales. Las aproximaciones mediante dos etapas lineales fueron desarrolladas para metales donde los procesos de daño pueden ser divididos en dos etapas bien diferenciadas, la de nucleación de las grietas y la de la propagación de estas aplicando acumulación de daño en cada una de las etapas⁽²⁷⁾.

5.3.3 Modificación de la curva S-N

Las aproximaciones por modificaciones de la curva S-N son dependientes del nivel de carga y pueden, por lo tanto, considerar efectos de la secuencia de cargas. A través del estudio de las curvas de isodaño en el plano S-N se puede observar como la curva S-N va tomando distintas evoluciones según los distintos niveles de tensión. Entre los numerosos trabajos se encuentran lo de Subramanyan 1976 y el de Hashin y Rotem en 1978.

5.4 Modelos micromecánicos de naturaleza mecanicista.

El principal problema de los modelos macromecánicos reside en que la medida de daño escogida (normalmente una variable escalar) no representa fielmente el estado de degradación del compuesto. De hecho, para poder representar fielmente los distintos mecanismos de daño dominantes sería necesario todo un conjunto de variables o medidas de daño que estuvieran relacionadas, cada una de ellas, con un modo de degradación, con su propio ritmo de crecimiento y con un nivel umbral de

activación adecuada, según su estado de carga. Por lo tanto, a pesar de que en un componente el número de sucesos elementales de falla a nivel microscópico es reducido, un modelo completo que describa la acumulación, interacción y propagación del daño hasta la rotura del material, aparece como una tarea compleja en extremo y todavía lejos de alcanzar⁽²⁷⁾.

En un material que se degrada a fatiga debe estar activo algún mecanismo de daño que progrese con el número de ciclos. Tal mecanismo da lugar a una acumulación irreversible de daño.

5.5. Daño y fatiga en el contexto de la mecánica de los medios continuos.

Mediante estas formulaciones es posible modelar el proceso de daño o de degradación de un material en un medio continuo. En estos modelos se considera que el daño responde a procesos irreversibles que suelen estar asociado a la aparición de microgrietas a lo largo del volumen del material. Los primeros estudios sobre mecánica del daño corresponden a Kachanov (1958) quien aplicó una variable continua de daño para elaborar un modelo de falla por “creep” en los metales. Estas teorías fueron extendidas a finales de los años 70, permitiendo unificar el daño o degradación causado por distintos fenómenos: ciclos térmicos, “creep”, y fatiga por cargas cíclicas. Un modelo formulado dentro de la mecánica de los medios continuos permite solucionar una serie de carencias que tienen los basados en mecánica de la fractura. La mecánica de los medios continuos permite también tener en cuenta los efectos combinados de otros factores como la temperatura y los estados de tensiones multiaxiales complejos que aparecen cuando la pieza está sometida a distintos niveles de amplitud de carga. Por lo tanto, este enfoque permite integrar fácilmente el modelo constitutivo de un elemento la degradación por la acción de las cargas fluctuantes⁽²⁷⁾.

Desarrollando modelos para fatiga de metales e interesado en buscar mas generalidad a su formulación, Chaboche (1974 y 1987) presenta un trabajo que incorpora el fenómeno de la fatiga a la teoría de daño de la mecánica de los medios continuos. Con esta variable se propone establecer una relación entre el daño y el número de ciclos, este tipo de formulación salida a problemas complicados donde aparecen efectos plásticos producidos por una elevada magnitud de la carga, combinadas con efectos cíclicos que también producen plasticidad.

5.5.1 Modelo CDM de Ladevèze

Este modelo esta basado en el método estado local expresado mediante variables de estado y sus parámetros termodinámicos asociados. El mismo postula que el estado termodinámico de un medio material en un punto e instante dados esta completamente definido mediante el conocimiento de un cierto número de variables de estado en ese instante, las cuales dependen solamente del punto considerado. Puesto que la definición del estado no involucra las derivadas temporales de estas variables, esta hipótesis implica que cualquier evolución debe ser considerada como una sucesión de estados de equilibrio⁽²⁷⁾.

Según esta teoría la respuesta mecánica en un cierto instante, puede ser expresada según la degradación de su módulo de rigidez y según las deformaciones producidas por daño y/o plasticidad de la matriz. Esta teoría contempla las diferencias entre estados de tensión y compresión. Los mecanismos de daño a nivel micromecánico no están definidos explícitamente, por lo que la evolución del daño se basa en la observación experimental del comportamiento del material. Por ello, la misma puede clasificarse de fenomenológica.

CAPÍTULO III

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

1. Material Base

El material para ensayo fue suministrado en forma de barras de 12.7 mm de diámetro. Las mismas estaban constituidas de una aleación de aluminio del tipo AA 6063-T6, con una composición química como la descrita en la *Tabla II.1 (Intervalos de composición química de la aleación de aluminio AA-6063 (%peso))*

2. Maquinado y Preparación superficial de las probetas.

Para la realización de los ensayos fue necesario el corte y maquinado de las probetas según la norma ASTM E606. Este fue realizado en tornos de control numérico. Como consecuencia de las operaciones de maquinado, las probetas de ensayo poseen gran cantidad de marcas circunferenciales que pueden traducirse en concentradores de esfuerzos, actuar como una entalla y precipitar la fractura de la probeta. Sí el objetivo de la investigación no es el estudio de especímenes bajo estas condiciones superficiales, es recomendable la preparación superficial de los mismos, como una manera de minimizar la influencia de la condición superficial sobre la vida a fatiga de la probeta. Debido a esto todas las probetas fueron preparadas superficialmente en la zona calibrada antes de ser ensayadas, por medio del lijado y pulido realizado en un torno de baja velocidad, en forma paralela al eje longitudinal de las mismas para lograr un lijado diagonal.

En lo referente a las dimensiones de las probetas para ambos ensayos, fatiga y daño, de acuerdo a lo especificado en la norma antes mencionada, se establecieron los siguientes valores, el diámetro de los hombros de las muestras es de 12,7 mm

aproximadamente y de 101,6 mm de longitud. Las dimensiones de la sección calibrada son las siguientes: diámetro menor de la sección de ensayo (d_0) alrededor de 6,35 mm y el radio continuo de la sección de ensayo (R) igual a 58,74 mm.

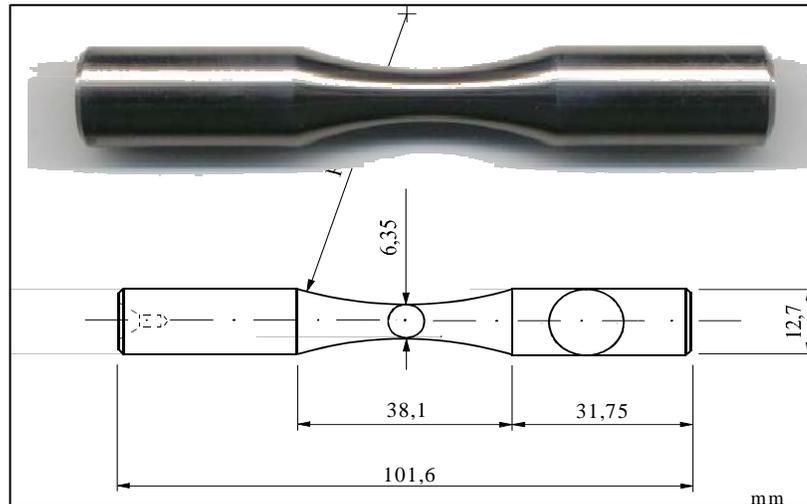


Fig. III.1- Dimensiones de las probetas de Fatiga.

Además se determinó el número mínimo de probetas a utilizar en los ensayos de fatiga, de acuerdo a la norma ASTM E-739 siendo este de 12 a 24 probetas.

3. Deposición del recubrimiento.

Luego del maquinado y preparación superficial de las probetas, se procedió a su envío a la empresa *Reliable Plating Inc.*, para ser recubiertas con un depósito autocatalítico de Ni-P. Dicho recubrimiento se obtuvo mediante un baño ácido, esperándose obtener un espesor alrededor de 45 micrómetros y un contenido de fósforo de 14% (wt%) en peso aproximadamente.

4. Ensayos de Dureza.

Previo a la realización de los ensayos de daño, las muestras cilíndricas fueron evaluadas transversalmente para determinar la dureza del sustrato, para tal fin se evalúa la dureza en dos condiciones, a saber, una el material base sin recubrimiento y luego de ser sometido al proceso de deposición, utilizando para ello un equipo de microindentación estática marca Leco, con un penetrador Vickers. Se realizó un barrido de cargas de: 25, 50, 100, 200, 300, 500 y 1000g. Este equipo posee una pletina motorizada, gobernada por un computador equipado con un software para el cálculo de la propiedad, se diseñaron plantillas para reproducir los 20 indentaciones por carga, garantizando que cada punto de evaluación estuviese lo suficientemente separado para no alterar o influenciar la lectura siguiente, tal distancia se estimó en 300 micrómetros de acuerdo a lo reportado en investigaciones previas. Una vez realizados los ensayos se procedieron a graficar los valores de Dureza vs Inverso de la diagonal promedio, para así poder observar si el proceso de deposición provocó algún cambio en las propiedades mecánicas del sustrato.

5. Ensayos de Fatiga.

Los ensayos de fatiga fueron realizados en su totalidad en un equipo de flexión rotativa Fatigue Dynamics modelo RBF – 200 (figura III.2) perteneciente al Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales U.C.V.



Figura III.2 Equipo Fatigue Dynamics modelo RBF – 200

Este equipo induce sobre la probeta una condición de flexión rotativa. Para lograr tal condición la probeta es sujeta por uno de sus extremos al eje de rotación fijo del equipo, mientras el otro extremo de la probeta es fijado a un brazo de carga cónico, por medio del cual se aplica la carga con la ayuda de una regleta metálica directamente conectada al brazo de carga, sobre la cual se desplaza una pesa calibrada para generar diferentes magnitudes de momento flector sobre la probeta de acuerdo con la carga que se desee aplicar a la misma.

Se realizaron 24 ensayos a cuatro niveles distintos de esfuerzo (50, 63, 77 y 90% del esfuerzo de fluencia determinado recientemente por Piñeiro et al⁽³²⁾ presentado en JIFI2004 Noviembre), los cuales son 96, 120, 147 y 172 MPa. Por lo tanto para cada nivel de esfuerzo se ensayaron 6 probetas.

El nivel de esfuerzo aplicado sobre la probeta es por consiguiente una función del momento flector que se genere en la regleta metálica del equipo y podría expresarse de la siguiente manera:

$$S = \frac{Mx C}{I} \Rightarrow M = \frac{Sx I}{C} \quad (\text{III.1})$$

Donde:

M es el momento flector dado en Nm

S es el esfuerzo aplicado dado en MPa

I es el momento e inercia dado en mm^4

$C=D/2$, es la distancia desde el eje neutro de carga hasta la superficie de la probeta dado en mm

D es el diámetro de la probeta dado en mm.

Sabiendo que para una barra de sección transversal circular se tiene que:

$$I = \frac{\pi D^4}{64} \quad (\text{III.2})$$

Sustituyendo se tiene que:

$$M = \frac{Sx\pi D^3}{32} \quad (\text{III.3})$$

De esta manera luego de colocar el momento flector en el equipo correspondiente al esfuerzo a aplicar sobre la probeta, se da inicio al ensayo en el cual se le induce como se dijo anteriormente una condición de flexión rotativa a la probeta hasta producirse la falla de la misma, momento en el cual el equipo se detiene automáticamente y con ayuda de un dispositivo contador adaptado al equipo, se conoce el número de ciclos de carga aplicados por el mismo hasta la fractura de la probeta (Nf). Es importante destacar que el equipo Fatigue Dynamics modelo RBF – 200 controla también la frecuencia de aplicación de la carga sobre la probeta, mediante un mando que nos permite variar las revoluciones de la probeta en el equipo desde 500 hasta 10.000 r.p.m según la frecuencia en que se desee trabajar. En nuestro caso la totalidad de los ensayos fueron realizados a una frecuencia alrededor de 32 Hz (3000 r.p.m.).

5.1 Construcción de la Curva Wöhler del Material.

Para representar los datos de los ensayos de fatiga de una forma ordenada y al mismo tiempo con una rápida visualización de los resultados, se representaron los datos obtenidos en la pruebas de fatiga en una gráfica denominada curva de Wöhler, en cual se colocaron los esfuerzos alternantes (S) en el eje de las ordenadas, y el número de ciclos de falla (N) en el eje de las abscisas.

Para mayor comodidad, la curva de Whöler se representó en escala doble logarítmica, colocando el logaritmo decimal de los esfuerzos alternantes ($\log S$) en el eje de las ordenadas, y el logaritmo decimal del número de ciclos a falla ($\log N$) en el eje de las abscisas, transformando de esta manera la curva en una línea recta, la cual se representa bajo una ecuación tipo Basquin:

$$S_a = Sf(N)^b \quad (\text{III.4})$$

Donde: S_a es la resistencia a la fatiga del material
 Sf es el coeficiente de resistencia a la fatiga
 N es el número de ciclos
 b es el exponente de Basquin

Los parámetros de la ecuación de Basquin fueron determinados mediante el método de regresión lineal recomendado por la norma ASTM E-739.

6. Ensayos de Daño Acumulado en cuatro niveles de Esfuerzo.

Luego de evaluadas la Resistencia a la fatiga del material, fueron diseñados los ensayos de daño acumulado en cuatro niveles de esfuerzos, a saber, 96, 120, 147 y

172 MPa, los cuales fueron los utilizados para los ensayos de fatiga. Se realizaron ensayos de daño acumulado en seis bloques de esfuerzos. Estos bloques constan de combinaciones aleatorias de los cuatro niveles de esfuerzos antes mencionados. Para cada ensayo se consumió una fracción de vida del material (X_c) de 0.25 para cada uno de los tres primeros niveles de esfuerzos y luego se llevó la probeta a falla al último nivel de esfuerzo. Para cada bloque se ensayaron tres probetas, dando un total de 18 probetas.

Tabla. III.1. Bloques de esfuerzo

Bloque	S(Mpa)	Bloque	S(Mpa)
1	96	4	147
	120		96
	147		120
	172		172
Bloque	S(Mpa)	Bloque	S(Mpa)
2	172	5	120
	147		96
	120		147
	96		172
Bloque	S(Mpa)	Bloque	S(Mpa)
3	96	6	120
	147		147
	120		96
	172		172

6.1 Construcción de las curvas de daño.

Para analizar los datos obtenidos en los ensayos de daño, se procedió a graficar los valores de Daño vs Bloque de ensayo. Los valores de Daño fueron obtenidos a través de las ecuaciones presentadas por dos teorías de daño utilizadas, a saber, la teoría lineal de daño propuesta por Miner⁽²⁸⁾ y una forma modificación de la regla sugerida por Marco Starkey⁽³¹⁾.

La teoría de Miner⁽²⁸⁾ se expresa por medio de la regla de Miner⁽²⁸⁾ por la siguiente ecuación:

$$D = \sum r_i = \sum \frac{n_i}{N_{fi}} \quad (\text{III.5})$$

donde: D = Daño

n_i = Ciclos aplicados para el valor de esfuerzo i

N_{fi} = Ciclos de falla para el valor de esfuerzo i .

La ecuación que representa a la regla no lineal, versión modificada de la propuesta por Marco Starkey, cuyo modelo fue desarrollado por Musial-White⁽³²⁾, viene dada por:

$$D = \sum r_i^v = \sum \left(\frac{n_i}{N_{fi}} \right)^v \quad (\text{III.6})$$

donde: D = Daño

n_i = Ciclos aplicados para el valor de esfuerzo i

N_{fi} = Ciclos de falla para el valor de esfuerzo i .

v = parámetro de ajuste experimental, cuyo valor varía entre 0,265 y 1. El valor utilizado fue de 0,74 de acuerdo a lo sugerido por estos autores.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y ANÁLISIS

1. Ensayos de Dureza.

Previo a la realización de los ensayos de daño, se procedió a verificar que el proceso de deposición del Ni-P no modificó de forma alguna las propiedades mecánicas inherentes al substrato, para tal fin se evalúa la dureza del substrato, en dos condiciones, a saber, una el material base sin recubrimiento y luego de ser sometido al proceso de deposición, utilizando para ello un equipo de microindentación estática. Se realizó un barrido de cargas desde 25 a 1000 gramos. Una vez realizados los ensayos de indentación, se graficaron los valores de dureza obtenidos vs el inverso del tamaño de huella. En las tablas IV.1-2 se muestran los valores obtenidos de dichos ensayos.

Tabla IV.1.-. Ensayos de Dureza sobre la Aleación de Aluminio 6063-T6 recubierta.

Muestra	Carga	D1	D2	Dprom	1/Dprom	Dureza	Dureza
						vickers	(GPa)
6063-T6 + Ni-P	25	23,5382	24,0419	23,790	0,042	81,41	0,80
	50	32,960	33,275	33,118	0,030	84,02	0,82
	100	46,245	46,864	46,555	0,021	85,04	0,83
	200	65,848	65,958	65,903	0,015	84,87	0,83
	300	81,083	82,509	81,796	0,012	82,64	0,81
	500	105,524	106,690	106,107	0,009	81,85	0,80
	1000	148,737	149,720	149,229	0,007	82,76	0,81

Tabla IV.2.-. Ensayos de Dureza sobre la Aleación de Aluminio 6063-T6 sin recubrir.

Muestra	Carga	D1	D2	Dprom	1/Dprom	Dureza	Dureza
						vickers	(GPa)
6063-T6	25	24,56	25,87	25,215	0,0396	84,05	0,823
	50	32,98	32,24	32,66	0,03061	85,69	0,839
	100	48,03	48,21	48,12	0,02078	83,26	0,8159
	200	68,45	66,89	67,67	0,01477	82,72	0,8106
	300	82,25	83,01	82,63	0,01210	81,16	0,7953
	500	107,46	105,78	106,62	0,00937	81,16	0,7953
	1000	149,34	148,72	149,03	0,00671	80,97	0,7935

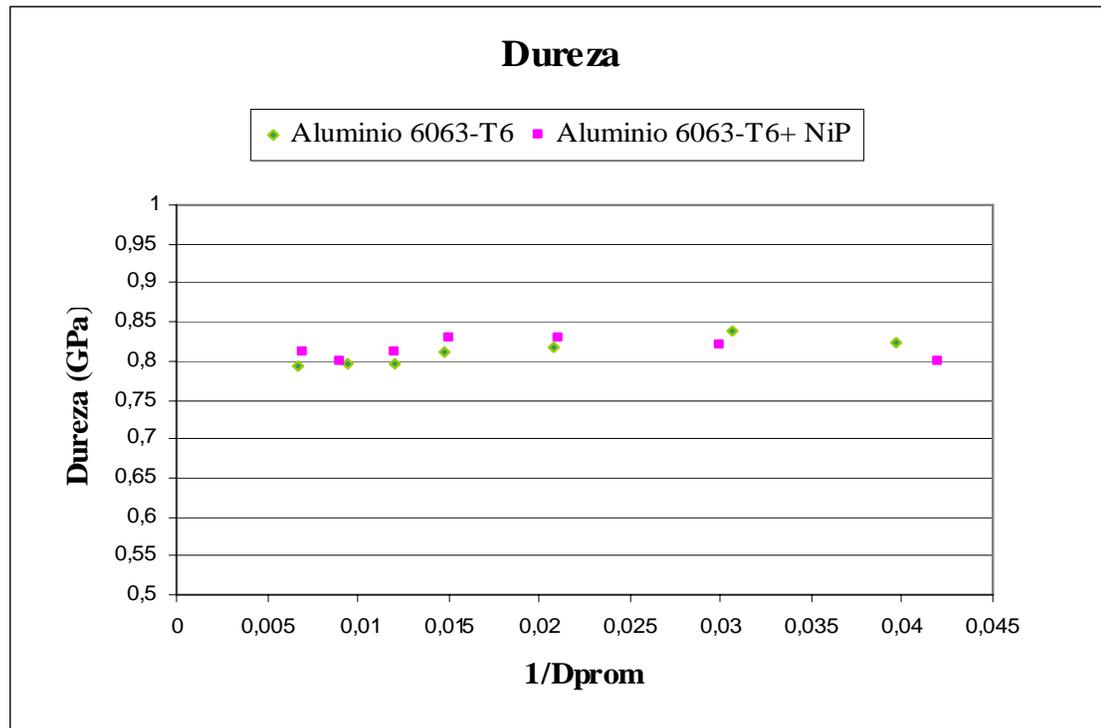


Figura IV.1 .Dureza vs Inverso del tamaño de huella.

Como se puede observar en la figura IV.1, los valores de dureza en las dos condiciones estudiadas (material base sin recubrimiento y luego de ser sometido al proceso de deposición) muestran un comportamiento similar para cada carga aplicada, oscilando dichos valores entre 0,79 y 0,83GPa. En la curva, se revela que existe poca influencia de la carga aplicada en el valor de la propiedad, por lo menos para el intervalo de cargas utilizadas en la presente investigación, por lo que podría ser valido expresar un valor promedio de la dureza, para esta aleación en las dos condiciones. Adicionalmente, estos resultados muestran que el proceso de deposición del recubrimiento de Ni-P no ocasionó variaciones en el valor de dicha propiedad y permite inferir que en general, las propiedades estáticas no han sido alteradas, y entonces cualquier alteración en el comportamiento de fatiga de los especímenes aquí evaluados, sería consecuencia del aporte directo del recubrimiento a la propiedad del conjunto.

2.- ENSAYOS DE FATIGA.

En las tablas IV. 3, se presentan los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga en muestra recubiertas, en la tabla se exponen los valores de los diámetros, momento flector, ciclos a falla, promedios por nivel de esfuerzo y desviación estándar para todas las probetas ensayadas. Estos datos revelan un comportamiento acorde con lo reportado en la literatura, para las aleaciones metálicas en general y la presencia del recubrimiento no aporta ningún cambio en esta tendencia.

Para el análisis de los datos obtenidos de los ensayos de fatiga en general, es importante iniciar esta discusión, evaluando el comportamiento observado para los valores de la desviación estándar, reportados para cada nivel de esfuerzo y condición de ensayo, los cuales revelan que a medida que disminuye el esfuerzo alternante aplicado, dicha desviación incrementa de manera significativa, al menos para el caso de fatiga al aire, comportamiento ya ampliamente discutido en otras investigaciones

Tabla IV.3.- Resultados de los ensayos de fatiga al aire de AA 6063-T6 con recubrimiento

Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,57	23,7	96	555.600	1	6,59	35,6	147	52.700
2	6,59	23,9		423.700	2	6,48	34,8		41.500
3	6,49	22,8		463.100	3	6,58	36,4		46700
4	6,54	23,4		647.900	4	6,49	35,0		48.500
5	6,48	22,7		403.200	5	6,55	35,9		40.300
6	6,53	23,3		479.000	6	6,56	36,1		46.100
Promedio				495.417	Promedio				45.967
Desviación estándar				91.471	Desviación estándar				4.569
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,49	28,5	120	179.900	1	6,57	42,4	172	10.500
2	6,57	29,6		120.400	2	6,57	42,4		38.000
3	6,52	28,9		118.000	3	6,6	43,0		16.500
4	6,36	26,9		206.300	4	6,58	42,6		24.600
5	6,61	30,2		136.000	5	6,58	42,6		15.900
6	6,56	29,5		118.100	6	6,47	40,5		18.800
Promedio				146.450	Promedio				20.717
Desviación estándar				37.688	Desviación estándar				9.621

previas⁽³³⁾, en donde se atribuye esta tendencia, a la influencia que ejerce para niveles de esfuerzos relativamente bajos, el evento de nucleación de la grieta como mecanismo controlante del fenómeno de falla por fatiga. Esto, introduce en los datos una componente importante de carácter probabilística, la cual se ve reflejada en una alta desviación estándar en los datos de ciclos de vida. Por el contrario, en los

especímenes evaluados a niveles elevados de esfuerzo alternante, esta influencia se ve considerablemente disminuida, pasando a ser controlado el proceso de falla, por el esfuerzo alternante aplicado⁽³³⁾.

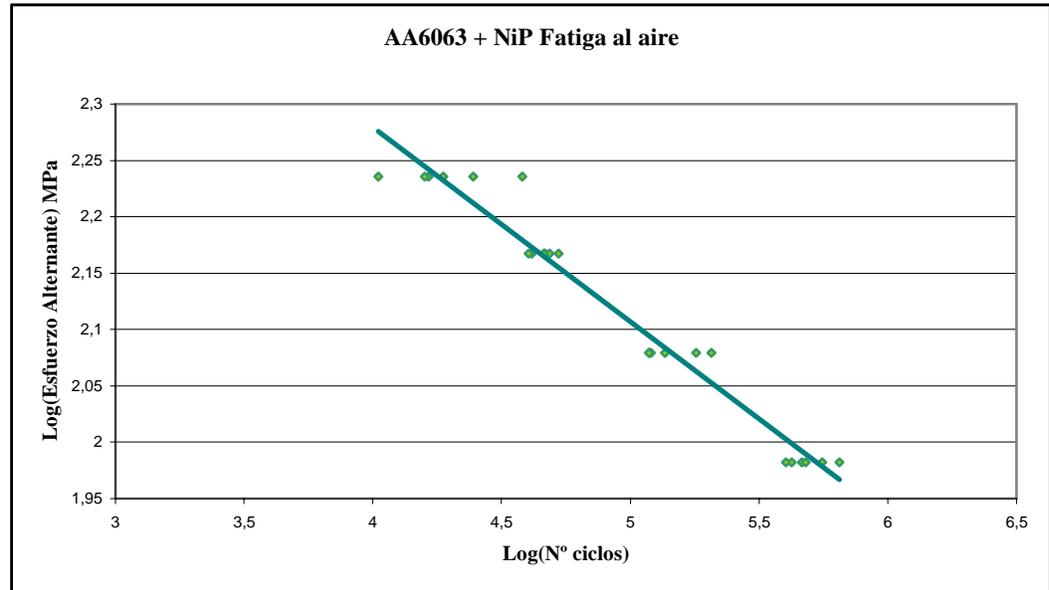


Fig. IV.2. Curvas S-N para condiciones de Fatiga al Aire

A continuación se presenta la tabla resumen, en donde se reportan los valores de los parámetros involucrados en las expresiones tipo Basquin.

Tabla IV.4 Parámetros de la ecuación de Basquin para la aleación de aluminio

AA6063-T6+Ni-P en fatiga al aire

Obtención de la ecuación de Basquin AA6063-T6+Ni-P			
Datos de la curva		Parametros ec. Basquin	
Pendiente=	-0,1727	b=	-0,1727
Interseccion (eje Y)	2,9702	Sf=	933,7
		Ecuación de Basquin	
R2=	0,9609	$S_a=933,70N^{-0,1727}$	

En la Fig. IV.2 se muestra la curva $S-N$ de las probetas con recubrimiento ensayadas en escala logarítmica. Los datos aquí obtenidos representan el punto de partida para la evaluación a través de los distintos modelos de daño, ya que de las curvas de $S-N$ obtendremos los valores de ciclos a la fractura para cada nivel seleccionado en los ensayos de daño descritos en el capítulo anterior. En la tabla que se presenta a continuación se indican dichos valores de falla en función del nivel de esfuerzo aplicado.

Tabla IV. 5 Valores de vida a la fatiga para cada nivel de esfuerzo evaluado

Esfuerzo en MPa.	96	120	147	172
Nf	495.417	146.450	45.967	20.717

3. Ensayos de Daño.

Tal como fue descrito en la metodología experimental, con la finalidad de estudiar el daño acumulado en el material durante los ensayos de fatiga, se realizaron ensayos a cuatro niveles de esfuerzo en seis bloques; en la tabla IV.6 se presentan los resultados obtenidos de los ensayos de daño para cuatro niveles de esfuerzo, en dicha tabla se especifican el bloque de esfuerzos aplicado, el momento flector aplicado (M), el diámetro de la probeta (D), el número de ciclos ensayado para cada nivel de esfuerzo (N) y el número total de ciclos .

Tabla IV.6.- Resultados de los ensayos de daño acumulado.

BLOQUE 1									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
96		22,9	123800		22,7	123800		23,9	123800
120		28,6	36600		28,4	36600		29,8	36600
147	6,5	35,1	11500	6,48	34,8	11500	6,59	36,6	11500
172		41,1	4600		40,7	5700		42,8	1600
		ciclos totales	176500		ciclos totales	177600		ciclos totales	173500
BLOQUE 2									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
172		40,1	5200		38,5	5200		43,2	5200
147		34,3	11500		32,9	11500		36,9	11500
120	6,45	28	2500	6,36	26,8	13100	6,61	30,1	1900
96		22,4	0		21,5	0		24,1	0
		ciclos totales	19200		ciclos totales	29800		ciclos totales	18600
BLOQUE 3									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
96		23,1	123800		22,8	123800		23,4	123800
147		35,4	11500		34,9	11500		35,9	11500
120	6,52	28,9	36600	6,49	28,5	36600	6,55	29,3	36600
172		41,4	14300		40,9	12900		42	9700
		ciclos totales	186200		ciclos totales	184800		ciclos totales	181600
BLOQUE 4									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
147		35,7	11500		35,6	11500		36,7	11500
96		23,3	123800		23,2	123800		24	123800
120	6,54	29,2	36600	6,53	29	36600	6,6	30	36600
172		41,8	3100		41,6	2500		43	6300
		ciclos totales	175200		ciclos totales	174400		ciclos totales	178200

BLOQUE 5									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
120		28,4	36600		29,2	36600		29,8	36600
96		22,7	123800		23,3	123800		23,9	123800
147	6,48	34,8	11500	6,54	35,7	11500	6,59	36,6	11500
172		40,7	2000		41,8	3700		42,8	1100
		ciclos totales	173900		ciclos totales	175600		ciclos totales	173000
BLOQUE 6									
	1			2			3		
S(Mpa)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)	D(mm)	M(Lbf.in)	N(ciclos)
120		29,3	36600		28,2	36600		29,7	36600
147		35,9	11500		34,6	11500		36,4	11500
96	6,55	23,4	123800	6,47	22,6	123800	6,58	23,8	123800
172		42,3	6500		40,5	4200		42,6	6100
		ciclos totales	178400		ciclos totales	176100		ciclos totales	178000

Al finalizar los ensayo (6 bloques), se procedió a determinar los valores de daño acumulado según dos teorías de daño, la primera, la propuesta por Miner⁽²⁸⁾ y en segundo lugar se utilizó una regla no lineal propuesta por Musial-White⁽³²⁾, ambas han sido descritas en el capítulo anterior. Para cada bloque de esfuerzos, los resultados se presentan en la tabla IV.7

Tabla IV.7 Valores de daño acumulado

BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,5	0,97202449	1,40381664
1	6,48	1,02512098	1,46027707
	6,59	0,82721588	1,22575283
BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,45	0,51825174	0,76741903
2	6,36	0,59063139	0,88579042
	6,61	0,51415478	0,75837865
BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,52	1,440239	1,83554318
3	6,49	1,37266165	1,77974492
	6,55	1,21819913	1,64578401
BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,54	0,89962018	1,32065308
4	6,53	0,87065846	1,2845692
	6,6	1,0540827	1,48985999
BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,48	0,84652369	1,25273849
5	6,54	0,92858191	1,35495368
	6,59	0,80308111	1,18935664
BLOQUE	D(mm)	Miner	Musial-White
	6,55	1,06373661	1,49955568
6	6,47	0,95271668	1,38243893
	6,58	1,0444288	1,48008392

se observa que existen un comportamiento irregular para uno de los bloques, alejándose un poco del comportamiento, o la tendencia del resto de los ensayos, es preciso destacar que este bloque de esfuerzo, se inicia con el nivel de esfuerzo más alto, alcanzándose la fractura prematuramente, en relación a la vida predicha por la curva S-N.

Una vez obtenidos los valores de daño por las dos teorías estudiadas, se procedió a determinar el comportamiento del material ante el daño acumulado; para tal fin se realizó un gráfico comparativo (figura IV.3) entre las dos teorías estudiadas, en donde se graficaron los valores de daño vs. bloque de esfuerzo. *La línea horizontal de color blanco representa el daño real.* Aquí se puede apreciar que el comportamiento del material al ser evaluado de acuerdo con la teoría de *Miner*⁽²⁸⁾ se observa un ajuste satisfactorio a la línea que representaría el daño real (unidad), encontrándose valores tanto por encima como por debajo de dicha línea, también

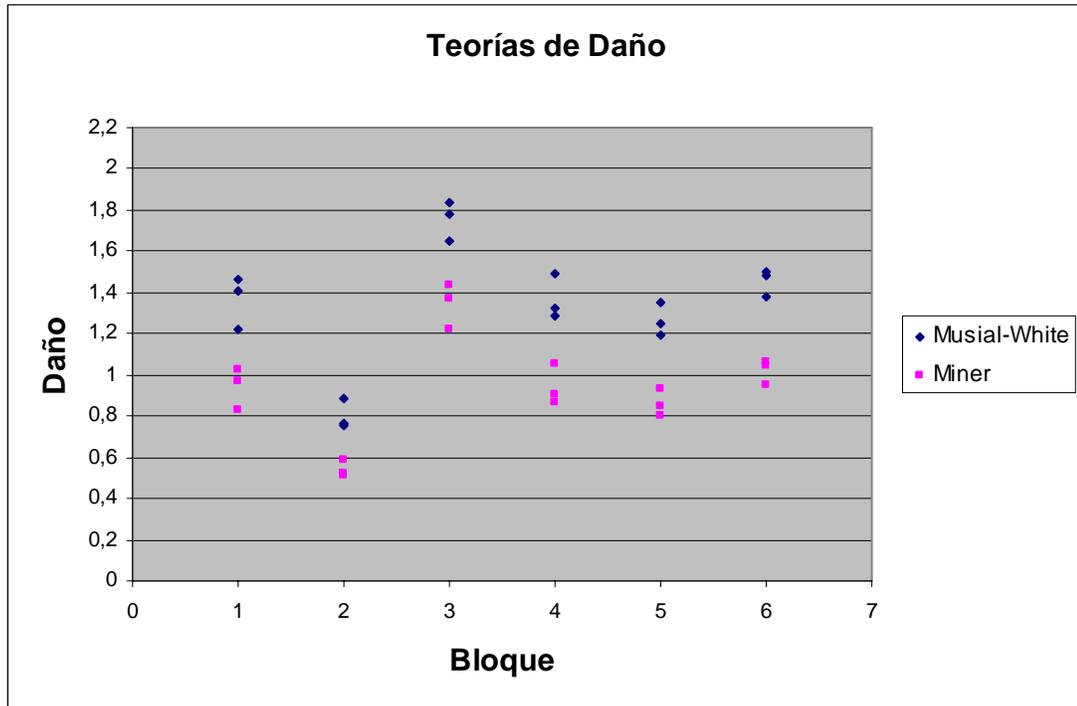


Figura IV.3. Daño vs. Bloque de esfuerzo

Al comparar los resultados obtenidos con investigaciones previas, se evidencia que los ensayos realizados con cuatro niveles de esfuerzo por bloque, se puede expresar o predecir el comportamiento a través de la regla propuesta por Miner⁽²⁸⁾, con un mejor ajuste, que los ensayos donde solamente se utilizan dos niveles de esfuerzo por bloque, los cuales según los resultados reportados por Ramos⁽³⁴⁾ en su investigación, difiere significativamente de lo señalado por Miner⁽²⁸⁾ en un alto porcentaje.

Por otra parte, al observar los resultados del comportamiento del material según la teoría de Musial-White⁽³²⁾ se puede decir que en la gran mayoría de los bloques de esfuerzos, el daño acumulado supera la unidad, esto implica que la teoría de Musial-White⁽³²⁾ sobreestima el daño presente en el material. Los valores de daño calculados en base a esta teoría se mantienen en una banda comprendida entre 1,2 y

1,85, lo que hace de esta teoría, una opción más conservadora que la propuesta por Miner⁽²⁸⁾, no obstante la regla lineal de daño acumulado sigue siendo la más utilizada en el campo práctico y siguen realizándose estudios tendientes a mejorar estos modelos y que los mismos se basen en aspectos fenomenológicos y no simples valores de ajuste numérico en una ecuación o modelo matemático.

Al observar los resultados, el bloque de esfuerzo número 2 se aleja significativamente de los resultados obtenidos en los demás bloques, tanto para Miner⁽²⁸⁾ como para Musial-White⁽³²⁾, esto podría ser explicado en términos de que la aplicación de un esfuerzo inicial de 172MPa correspondiente al 90% del esfuerzo de fluencia produce un daño severo en el material, que genera una disminución significativa de la vida útil. Al observar las dos teorías para este bloque, vemos que Musial-White⁽³²⁾ se acerca más a la unidad que al modelar a través de Miner⁽²⁸⁾, esto se puede deber a que Musial-White⁽³²⁾ toma en cuenta la secuencia de aplicación de los esfuerzos.

Finalmente, observando detenidamente la figura IV.3 y la secuencia de aplicación de los esfuerzos para cada bloque, se observa que a excepción de los resultados de los ensayos del segundo bloque, los resultados obtenidos no se encuentra una tendencia sistemática o patrón que sugiera alguna relación funcional entre los valores de daño y la secuencia de aplicación de la carga.

CAPITULO V

CONCLUSIONES

Existe poca influencia de la carga aplicada en el valor de la Dureza, por lo menos para el intervalo de cargas utilizadas en la presente investigación.

El proceso de deposición del recubrimiento de Ni-P no ocasionó variaciones en el valor de la Dureza del sustrato.

La teoría de Miner presenta un ajuste satisfactorio a la línea que representaría el daño real, por lo que sigue siendo un modelo válido para la predicción de daño.

Para los ensayos realizados con cuatro niveles de esfuerzo por bloque, se puede expresar o predecir el comportamiento a través de la regla propuesta por Miner, con un mejor ajuste, que los ensayos donde solamente se utilizan dos niveles de esfuerzo por bloque

La teoría de Musial-White sobreestima el daño presente en el material. Lo cual indica que esta teoría, es una opción más conservadora que la propuesta por Miner.

Los resultados obtenidos no permiten establecer una tendencia sistemática o patrón que sugiera alguna relación funcional entre los valores de daño y la secuencia de aplicación de la carga.

RECOMENDACIONES.

Realizar estudios análogos, aplicando para ello modelos similares al propuesto por Marco-Starkey, en donde se considere explícitamente la secuencia de aplicación de carga y se considere adicionalmente el daño previo generado en cada ciclo de carga constante, dicha relación podría adoptar la siguiente forma:

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_{fi}} + D_{i-1}^{\frac{\gamma_i-1}{\gamma_i}} \right)^{\gamma_i}$$

$$D = \sum_i D_i$$

Realizar estudios similares tomando como criterio de daño los índices de degradación expresados matemáticamente como el cociente entre la disminución de la resistencia que ha sufrido el material y la diferencia entre la resistencia inicial y el esfuerzo instantáneo tal como se muestra en la siguiente expresión:

$$D = \frac{S_u - S_R}{S_u - S}$$

BIBLIOGRAFÍA

- (1) MONTIEL, D. (2001). “Estudio de la precipitación en una aleación comercial de AL-6063 mediante medidas de resistividad eléctrica”, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencias de los Materiales. UCV. Caracas.
- (2) ASM HANDBOOK. (1985). “Heat treating”, Volume 4, 9th edition.
- (3) DAROQUI, F. (1986) “Aleación 6063”. Proyecto especial Procesos Metalúrgicos OEA-COORDIPLAN-UCV-IUPEG.
- (4) RIEDEL, Wolfgang. (1991). “Electroless Nickel Plating”. ASM International Metals Park. Ohio.
- (5) BELLEMARE, Richard. “Electroless Nickel: Deposit Properties, Specifications and Applications”. OMG FIDELITY Inc.
- (6) HANSEN, M. (1965). “Constitution of binary Alloys”. Mc. Graw-Hill. New York.
- (7) WELL, Rolf and PARKER, Konrad. (1990). “Electroless Plating: Fundamentals and Applications”. American Electroplaters and Surface Finishers Society. Cap. 4. Orlando, Florida.
- (8) MATSUOKA, M et al. (1989). “Plating and surface Finishing”. Pag. 54-58.
- (9) OSTWALD, R. (1985). Metalloberflache, 35. Pag. 222-223.

- (10) KREYE, H et al. (1986). “Galvanotechik, 77”. Pag. 561-567.
- (11) TYAGI, S. (1985). “Metalkunde”. Pag. 492-495.
- (12) YAMASAKI, H et al. (1986). “Scripta Met. 15”. Pag. 177.
- (13) AGARWALA, R. (1988). “Metalkunde, 79. Pag. 472-475.
- (14) ELZE, J. and Riedeli, W. (1969). Handbuch der Galvanotechnik. Munich.
- (15) GRAHAM, A. et al. (1963). Electrchem Soc. Pag. 404.
- (16) HINTERMANN, H. (1969). Schweizer Archiv. Pag. 217-226.
- (17) KAZUKI, T. et al. (2001). “Fatigue Crack Growth Behaviour of Micro-Specimens Prepared from an Electroless Plated Ni-P Amorphous Alloy Thin Film”. Then Japan Institute of Materials. Pag. 68-73.
- (18) PRIETO, A. et al. (2002). Influencia de un deposito de Ni-P sobre el comportamiento a la fatiga de una aleación de aluminio AA 7075-T6. “Memorias de las Jornadas de Investigación Facultad de Ingeniería UCV”.
- (19) CHITTY, J. et al. (1997). “Influence of electroless Ni-P deposits on the corrosion-fatigue properties of an AISI 1045 steel”. Thin Solids Films.
- (20) SHIGLEY, J. (2001). “Diseño en ingeniería mecánica”. 5ta. edición. Editorial Mc Graw-Hill, México Pág. 303-350.
- (21) ASM Handbook. (1985). “Mechanical Testing”. Volume 8. 9th edition.

- (22) ASM Handbook. (1985). “Failure Analysis and Prevention”. Volume 11. 9th edition.
- (23) HONEYCOMBE, R. (1975). “The Plastic Deformation of Metals”. London.
- (24) FORSYTH, P. (1969). “The Physical Basis of Metal Fatigue”. American Elsevier Publishing Company, Inc. New York.
- (25) CAZAUD, R. (1957). “La fatiga de los metales”. Ediciones Aguilar. Madrid.
- (26) LEMAITRE, J. (1992). “A course on damage mechanics”. Berlin. Pag. 4-10.
- (27) MAYUGO J.A. (2003) “Estudio constitutivo de materiales compuestos laminados sometidos a cargas cíclicas” Universitat Politècnica de Catalunya. Barcelona, España.
- (28) MINER, M. (1945). “Cumulative damage in fatigue”. Journal of applied mechanics. Vol. 12, No. 3. A-159-A164.
- (29) FATEMI, A. y YANG, L. (1997). “Cumulative fatigue damage and life predictions theories”. Pag. 2-7.
- (30) PAMLGREM, A. (1924). “Die lebensdauer von Kugellagern. Berlin. 68. Pag. 339-341.
- (31) MARCO, S. y STARKEY, W. (1954). “A concept of fatigue damage”. ASME Transactions. 76. 627.

- (32) MUSIAL W.D. y D.L. White (2004) “The Effect of Load Phase Angle on Wind Turbine Blade Fatigue Damage”; Reno, Nevada.
- (33) PIÑEIRO, A. (2004) Estudio del comportamiento a la fatiga corrosión de una aleación de aluminio 6063-T6 con un recubrimiento autocatalítico de Ni-P. “Memorias de las Jornadas de Investigación Facultad de Ingeniería UCV”.
- (34) RAMOS, A. (2004) “Efecto del daño acumulado en el comportamiento a la fatiga del acero SAE 4340 templado y revenido”. Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencias de los materiales,UCV. Caracas.