

**T R A B A J O   E S P E C I A L   D E   G R A D O**

**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA  
Y FATIGA CORROSIÓN DE UNA ALEACIÓN  
COMERCIAL DE ALUMINIO RECUBIERTA  
POR TERMOROCIADO VÍA HVOF**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela  
Por los Brs. Gedler C., Gabriel E  
y Paredes V., Luis E.  
para optar al título  
de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2.003

**T R A B A J O   E S P E C I A L   D E   G R A D O**

**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA  
Y FATIGA CORROSIÓN DE UNA ALEACIÓN  
COMERCIAL DE ALUMINIO RECUBIERTA  
POR TERMOROCIADO VÍA HVOF**

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

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela  
Por los Brs. Gedler C., Gabriel E  
y Paredes V., Luis E.  
para optar al título  
de Ingeniero Mecánico


Caracas, 2.003

Caracas, diciembre del 2.003

Los abajo firmantes, miembros del jurado designado por el consejo de la escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo especial de Grado, presentado por los Bachilleres Gabriel E. Gedler C. y Luis E. Paredes V., titulado:

**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA  
Y FATIGA CORROSIÓN DE UNA ALEACIÓN  
COMERCIAL DE ALUMINIO RECUBIERTA  
POR TERMOROCIADO VÍA HVOF**

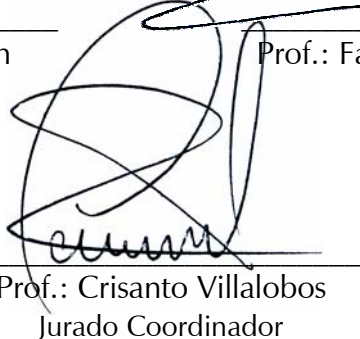
Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el plan de estudios conducente al título de Ingeniero Mecánico, y sin que ello signifique que se hacen solidarios con las ideas expuestas por el autor.



Prof.: Otman Falcón  
Jurado



Prof.: Fausto Carpentiero  
Jurado



Prof.: Crisanto Villalobos  
Jurado Coordinador

## D E D I C A T O R I A

A mi madre que la amo,  
se lo debo todo a ella.

Gabriel Gedler

## A G R A D E C I M I E N T O S

A mi madre por la manera en que me formó, por darme su apoyo incondicional, se lo debo todo a ella.

A mi Universidad Central de Venezuela por haberme dado la instrucción para ser un profesional ejemplar y un individuo integral.

A mi amigo Luis Paredes por su amistad y todo el apoyo a lo largo de gran parte de la carrera.

Al profesor y amigo Crisanto Villalobos por el apoyo brindado durante el período de estudios en la Escuela de Ingeniería Mecánica.

A mi padrino Martín García por todo el apoyo prestado durante mis estudios.

A mis amigos.

Al FONACIT por el financiamiento concedido para esta investigación a través del proyecto S12000000640.

Gabriel Gedler

## A G R A D E C I M I E N T O S

*¡A mis padres, hermanas, cuñados y sobrina!*

*a la Universidad Central de Venezuela,*

*al Fonacit,*

*a nuestro tutor,*

*a los laboratorios y personal de la escuela de Metalurgia,*

*a los profesores de la escuela de Mecánica*

*y amigos.*

*LUIS PAREDES V.*

# ÍNDICE GENERAL

Índice de tablas .....	pp
Índice de figuras .....	ix
Resumen .....	x
CAPÍTULO	
I INTRODUCCIÓN .....	1
II MARCO TEÓRICO	
II.1. Características del aluminio 6063 .....	3
II.2. Aleación .....	3
II.3. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063 para diferentes tratamientos térmicos.....	4
II.4. Aplicación .....	4
II.5. Características mecánicas .....	5
II.6. Fatiga de los metales .....	6
II.7. Esfuerzos cíclicos presentes en la fatiga .....	7
II.8. Curvas de whöler .....	9
II.9. Características estructurales de la fatiga .....	11
II.10. Propagación de grietas en fatiga .....	15
II.11. Términos de fatiga .....	21
II.12. Factores que afectan la vida a la fatiga .....	22
II.13. Falla por corrosión – fatiga .....	24
II.13.1. Generalidades .....	24
II.13.2. Definición de corrosión .....	25
II.13.3. Clasificación de la corrosión .....	25
II.14. Fenómeno de fatiga corrosión .....	26
II.15 Variables que afectan la fatiga corrosión .....	27
II.16. Efecto de algunos tratamientos superficiales sobre el comportamiento a la fatiga y fatiga corrosión .....	30
II.17. Generalidades sobre procesos de modificación de superficies .....	34
II.18. Técnicas de deposición .....	34

II.19. Termo rociado .....	35
II.19.1. Generalidades del proceso .....	35
II.19.2. Aplicaciones .....	37
II.19.3. Ventajas del termorociado .....	38
II.19.4. Proceso de termorociado .....	38
II.19.5. Métodos del termorociado .....	40
II.19.6. Procesos HVOF (High Velocity Oxygen-Fuel) .....	41
II.19.7. Proceso dentro de una pistola HVOF .....	41
II.19.8. Procesos Involucrados en la formación de la llama. ....	43
II.19.9. Aspectos termodinámicos y cinéticos del proceso de termorociado HVOF .....	44
II.19.10. Variables que afectan la calidad del recubrimiento .....	46
II.19.10.1. Efecto de la distancia del rociado. ....	46
II.19.10.2. Relación oxígeno/combustible y la presión de la cámara .....	49
II.19.10.3. La morfología y procesamiento de los polvos .....	50
II.19.11. Carburos cementados para aplicaciones mecánicas .....	51
II.19.12. Aleaciones de carburo de tungsteno-cobalto-cromo .....	51
II.19.13. Comparación de los procesos de termorociado más usados .....	53

### III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

III.1. Diagrama general .....	54
III.2. Maquinado y preparación de las probetas.....	55
III.3. Deposición de los recubrimientos .....	57
III.4. Ensayos de tracción .....	57
III.5. Obtención y corrección de los datos .....	58
III.6. Proceso de termorociado vía HVOF .....	60
III.7. Ensayos de fatiga corrosión .....	61
III.8. Construcción de la curva de whöler .....	63
III.9. Determinación de la ecuación de basquin .....	63
III.10. Medición del tamaño de grano .....	64
III.10.1. Determinación del número de intersecciones con los límites de grano .....	65
III.10.2. Estudioio fractográfico (MEB)	



III.10.3. Preparación de las muestras para la microscopía electrónica de barrido (MEB) .....	66
III.10.4 Caracterización del conjunto .....	67
III.10.4.1. Microindentación estática .....	67
III.11. Descripción de los equipos .....	68
III.11.1. Máquina de Tracción .....	68
III.11.2. Máquina de Fatiga .....	68
III.11.3. Cortadora de Disco Abrasivo .....	69
III.11.4. Máquinas de Pulido .....	69
III.11.4.1. Máquina de pulido mecánico .....	69
III.11.4.2. Máquina de pulido por vibración .....	69
III.11.6. Cortadora de Precisión .....	69
III.11.7. Equipo de Microindentación Estática .....	70
III.11.8. Microscopio electrónico de barrido .....	70
IV RESULTADOS Y ANÁLISIS	
IV.1. Caracterización del sustrato .....	71
IV.2. Caracterización del recubrimiento .....	72
IV.2.1. Espesor y características generales del recubrimiento ...	72
IV.2.2. Morfología de los microconstituyentes .....	73
IV.2.3. Resultados de dureza .....	75
IV.3. Ensayos de tracción .....	78
IV.4. Variación del esfuerzo de fluencia y esfuerzo a la tracción del material recubierto respecto al material base .....	78
IV.5. Curvas de Esfuerzo real vs. Deformación real .....	79
IV.6. Ensayo de Fatiga al aire .....	79
IV.7. Obtención de los parámetros de la ecuación de basquin .	81
IV.8. Estudio fractográfico .....	83
IV.8.1. Estudio fractográfico para fatiga al aire .....	84
IV.8.2. Estudio fractográfico para fatiga corrosión .....	89
V CONCLUSIONES .....	95
Recomendaciones .....	98
Referencias .....	99

ÍNDICE DE TABLAS

TABLA	pp
1 Límites e intervalos de los elementos de la aleación de aluminio 6063 .....	4
2 Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063 para algunos tratamientos térmicos .....	4
3 Propiedades de la aleación de aluminio 6063 T6 .....	5
4 Características básicas del proceso HVOF que conllevan a una mejor calidad del recubrimiento y las causas que las generan .....	43
5 Comparación entre procesos de termorociado .....	53
6 Dureza vickers para el WC-10%Co-4%Cr .....	76
7 Dureza vickers para el recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr .....	76
8 Ley de Meyer para el recubrimiento de WC-Co-Cr .....	77
9 Resultados del ensayo de tracción para el aluminio 6063 T6 en condición de entrega y recubierto .....	78
10 Variación del esfuerzo de fluencia y de tracción del material recubierto on rescto al material base .....	78
11 Resultados del ensayo de fatiga al aire del aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr. ....	80
12 Resultados del ensayo de fatiga corrosión del aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr .....	80
13 Obtención de la ecuación de basquin para Fatiga al aire del aluminio recubierto.....	81
14 Obtención de la ecuación de basquin para Fatiga corrosión del aluminio recubierto .....	81

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA	pp
1 Esfuerzos típicos de ciclos de fatiga. (a) Esfuerzos alternos (inversión); (b) Esfuerzos repetidos; (c) Ciclos de esfuerzos irregulares .....	8
2 Curvas típicas de fatiga (Curvas de Whöler) para metales férricos y no férricos .....	9
3 Curva S-N, donde los ejes están dados por el logaritmos del esfuerzo versus el logaritmo del número de ciclos a falla .....	10
4 Conceptos de W. A. Wood sobre la microdeformación que conduce a la formación de grietas de fatiga. ....	13
5 Diferentes texturas generadas en la superficie de fractura por el avance de la grieta .....	14
6 Tipos de fractura y de avance de grieta más comunes en los procesos de fatiga .....	15
7 Proceso de despunte plástico para el crecimiento de la grieta de la etapa II .....	17
8 Estriaciones de fatiga en cobre trabajado en frío .....	18
9 Comportamiento del crecimiento de grieta por fatiga .....	21
10. Efecto del tamaño de grano en la velocidad de crecimiento de la grieta de un Al-5.7Zn-2.5Mg en vacío y en solución de 3.5% de NaCl .....	28
11 Efecto de la relación de carga sobre la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga corrosión de un acero MF-80 HSLA en una solución de 3.5% NaCl .....	29
12 Efecto de la temperatura sobre el crecimiento de la grieta en fatiga-corrosión .....	30
13 Esquema gráfico de impacto de una partícula durante el proceso de termorociado .....	39
14 Esquema del proceso de consolidación del Termorociado .....	39
15 Descripción de las pistolas para HVOF .....	42
16 Curvas de temperatura Vs longitud del cañón para distintos diámetros de partículas de WC-Co .....	45

17-a Variación de la temperatura promedio de las partículas de WC-12%-Co con diferente morfología durante el termorociado por HVOF .....	48
17-b Variación de la temperatura promedio de las partículas de WC-12%-Co, con diferentes diámetros durante el termorociado por HVOF .....	48
18 Variación de la velocidad de las partículas de WC-Co-Cr, a diferentes distancias de rocío por HVOF para una relación de flujo de combustible (propileno)-Oxígeno y velocidad en la superficie constantes .....	52
19 Variación de la velocidad de las partículas de WC-Co-Cr, a diferentes flujos de gas para una distancia de rocío y relación de mezcla oxígeno-combustible (propileno) constantes .....	52
20 Dimensiones de las probetas de tracción .....	57
21 Dimensiones de la probetas de Fatiga .....	57
22 Probetas Cilíndricas .....	57
23 Máquina de flexión rotativa con cámara de corrosión .....	61
24 Microindentación estática del conjunto sustrato recubrimiento .....	67
25 Máquina de tracción .....	68
26 Máquina de flexión rotativa .....	68
27 Cortadora de disco abrasivo .....	69
28 Máquina de Pulido mecánico .....	69
29 Máquina de Pulido por vibración .....	69
30 Microdurómetro .....	70
31 Sección longitudinal central del aluminio 6063 T6 .....	71
32 Sección longitudinal central del conjunto sustrato recubrimiento ...	71
33 Sección longitudinal cercana al borde del aluminio 6063 T6 .....	72
34 Sección longitudinal cercana al borde del conjunto sustrato recubrimiento .....	72
35 Medición del espesor del recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr .....	72
36 Sección longitudinal del labio de despegue .....	73
37 Clasificación de los elementos constituyentes .....	74
38 Detalle de sección transversal del recubrimiento .....	75
39 Curvas de dureza Vickers para el aluminio 6063 T6 con y sin recubrimiento .....	76

40 Curva de Dureza Vs. Carga aplicado al recubrimiento de WC-Co-Cr .....	77
41 Curva de Carga aplicada Vs. Diagonal Promedio .....	77
42 Esfuerzo real vs. Deformación real para el aluminio 6063 T6 .....	79
43 Esfuerzo real vs. Deformación real para el aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr .....	79
44 Curvas de Whöler .....	81
45 Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al aire a un esfuerzo de 118 MPa .....	84
46 Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al aire a un esfuerzo de 178 MPa .....	85
47 Detalle de la fig 37 .....	85
48 Propagación de grieta paralela a la intercara .....	86
49 Detalle de la Fig. 37 de un avance de grieta .....	86
50 Detalle de la Fig. 38 de un avance de grieta .....	87
51 Detalle de la Fig. 42 del avance intergranular de la grieta .....	87
52 Grieta primaria paralela a la superficie de fractura .....	88
53 Detalle de la figura 52 .....	88
54 Ampliación de la figura 53 con un aumento de 3500X .....	88
55 Daño en la superficie del recubrimiento producto del medio corrosivo .....	89
56 Ampliación de nucleación y avance de grieta .....	89
57 Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al corrosión a un esfuerzo de 118 MPa .....	90
58 Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al corrosión a un esfuerzo de 178 MPa .....	90
59 Grieta secundaria sobre superficie con recubrimiento desprendido .....	91
60 Superficie con recubrimiento desprendido de la fig 57 .....	91
61 Detalle de la Fig. 58 Separación del recubrimiento .....	92
62 Sección longitudinal sometida a fatiga al aire, 16.295.700 ciclos a falla a un esfuerzo de 118 Mpa .....	93
63 Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa .....	93
64 Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa, 500x .....	93
65 Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa, 2000x .....	93
66 a) Grieta paralela a la superficie de fractura (50X), b) Detalle de la figura 53-b a un aumento de 300X y c) Aumento de 1000X de la figura 53-a .....	94

**Gedler C., Gabriel E. y Paredes V., Luis E.**

**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA  
Y FATIGA CORROSIÓN DE UNA ALEACIÓN  
COMERCIAL DE ALUMINIO RECUBIERTA  
POR TERMO ROCIADO VÍA HVOF**

Tutor Académico: Prof.: Crisanto J. Villalobos G.  
Tesis. Caracas. U.C.V. Facultad de Ingeniería.  
Escuela de Ingeniería Mecánica. 2.003. 95 pp.

Descriptores: Fatiga, Fatiga corrosión, HVOF (High velocity oxy-fuel), WC-Co-Cr.

En el presente trabajo se evaluó el comportamiento a la fatiga al aire y fatiga corrosión a flexión rotativa de un aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr, mediante la técnica de termorociado vía HVOF. Se mecanizaron probetas según las normas ASTM A-370 y ASTM E-606 para ensayos de tracción y de fatiga respectivamente. Se realizaron los ensayos tracción y luego los ensayos de fatiga al aire y con corrosión para las probetas recubiertas. A partir de estos datos se obtuvieron las curvas S-N del material recubierto, obteniéndose de éstas el coeficiente de la ecuación de Basquin, según la norma ASTM E-739. Se evaluaron muestras para determinar la dureza del sustrato con, sin recubrimiento y para el recubrimiento; todas éstas fueron obtenidas mediante un Microdurómetro Vickers. De los resultados obtenidos se tiene que para el sustrato con recubrimiento, la dureza no se vio alterada con respecto a la del sustrato en condición de entrega, lo cual indica que la aplicación de la película no provoca ningún efecto sobre la microestructura del material base, además se determinó para el recubrimiento la Ley de Meyer, obteniéndose un valor de 1,56 para  $n'$  y 89,66 para K. Los resultados de los ensayos de tracción muestran que no hay una modificación significativa en el esfuerzo a la tracción y la fluencia. En los ensayos de fatiga al aire y con corrosión se encontraron significativos aumentos en la resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio recubierto comparándola con el sustrato sin recubrir, para un nivel correspondiente al 63% del esfuerzo de tracción, se tiene que el incremento de la vida a la fatiga fue de 2 órdenes de magnitud y para el 77 y 90%, el incremento fue de 1 orden de magnitud.

# CAPÍTULO I

## INTRODUCCIÓN

Con el avance de la tecnología y las mayores exigencias sobre los materiales en la industria, se requiere del uso de nuevos materiales, lo cual hace indispensable la búsqueda de combinaciones que permitan obtener de esta mezcla de características, otras propiedades que se tengan mejor adaptación a los requerimientos, tales como la resistencia al desgaste, la estabilidad química, lo cual implica incremento en la resistencia a la corrosión, aumento de la dureza, entre otros.

La búsqueda de la optimización de los materiales a dado lugar a la modificación de sus condiciones superficiales por métodos como el cromo duro, por las buenas propiedades de resistencia al desgaste y a la corrosión que imparte a los materiales, sin embargo, el Cromo hexavalente es un contaminante ambiental en potencia y nocivo para la salud, entonces debido a las nuevas políticas ambientales que se han desarrollado, existen estudios en el campo de la ingeniería de recubrimientos para remplazar al cromo duro por otros procesos menos agresivos al medio como el termorociado, que surge ahora como el principal aspirante a convertirse en su sustituto.

No obstante la búsqueda de las mejoras mencionadas, pueden incidir en el deterioro de otras propiedades mecánicas relacionadas con el comportamiento

global del espécimen, sobre todo, las relacionadas con condiciones de servicio que involucran la existencia de cargas cíclicas.

Por todo esto, el propósito fundamental de este proyecto de investigación, es caracterizar el comportamiento a la fatiga tanto en ambiente corrosivo como al aire de la aleación de aluminio 6063-T6 con un recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr de aproximadamente 250  $\mu\text{m}$  aplicado por termorociado vía HVOF, para comparar los resultados con el comportamiento del material base y determinar si se obtienen mejoras en términos de vida a la fatiga al aire y fatiga con corrosión.

Además se estudiarán las superficies de fractura para así poder observar en detalle el mecanismo de falla del conjunto sustrato recubrimiento, y así comparar el comportamiento de éste en ambos ambientes. También se analizará la microestructura y dureza del sustrato antes y después de ser aplicado el recubrimiento, a fin de determinar cualquier tipo de cambio que ocurra en el material base.



# CAPÍTULO II

## M A R C O T E Ó R I C O

### II.1. Características del aluminio 6063

El aluminio 6063 proveniente de la serie 6xxx, posee como componentes principales el magnesio y el Silicio según la Aluminium Association.

Esta aleación de aluminio tiene la característica más importante de su gran formabilidad, una excelente resistencia a la corrosión bajo tensiones, tanto para condiciones atmosféricas industriales como para agua de mar.

### II.2. Aleación

La aleación 6063 presenta límites de composición química relativamente amplios, tanto en sus elementos principales magnesio y silicio, como en sus elementos secundarios o impurezas.

En la siguiente tabla se detallan los límites máximos o los intervalos de los elementos constituyentes de la aleación, los cuales le transfieren las propiedades tecnológicas del aluminio.

**Tabla 1**

Límites e intervalos de los elementos de la aleación de aluminio 6063

Componente	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
% Peso	98.9	Máx 0.1	Máx 0.1	Máx 0.35	0.45 – 0.9	Máx 0.1	0.2 – 0.6	Máx 0.1	Máx 0.1

### II.3. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063 para diferentes tratamientos térmicos

**Tabla 2**

Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063 para algunos tratamientos térmicos

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 ( $10^6$ )	
<b>T0</b>	25	50	90	55	500	-
<b>T1</b>	42	90	150	70	500	20
<b>T4</b>	46	90	170	-	-	22
<b>T5</b>	60	145	185	70	500	12
<b>T6</b>	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: Templado a la salida de la prensa y luego envejecido natural.

T5: Templado a la salida de la prensa y luego envejecido artificialmente.

T6: Extruido, luego solubilizado y envejecido artificialmente.

### II.4. Aplicación

En la actualidad el avance tecnológico ha obligado a optimizar el uso de los materiales, por ello el estudio de estos se orienta a la búsqueda de

métodos que mejoren o igualen las propiedades mecánicas de aquellos que se han usados comúnmente.

Los aluminios de la serie 6000 Aluminio, magnesio y silicio, son utilizados principalmente en la extrusión de tubos, barras, cables y perfiles abiertos de variadas formas. También pueden conseguirse en secciones arquitectónicas y decorativas, tal como ventanas, escaleras y rejas.

Entre otras aplicaciones se puede encontrar estas aleaciones de aluminio en la industria del transporte, estructuras de remolques, barras de autobuses, defensas Laterales y traseras para vehículos, Minibombas manuales, tubos de Intercambiadores de calor, secciones de parabrisas, y para usos domésticos como envases, muebles y sillas.

## II.5. Características mecánicas

**Tabla 3**  
Propiedades de la aleación de aluminio 6063 T6

PROPIEDADES FÍSICAS	VALORES	COMENTARIOS
Densidad [g/cc]	2.7	
Dureza, Vickers	83	Convertida a partir del valor de dureza Brinell
PROPIEDADES MECÁNICAS	VALORES	COMENTARIOS
Resistencia a la tracción [MPa]	240	
Resistencia a la fluencia [MPa]	215	
Elongación [%]	12	
Modulo de elasticidad [GPa]	69	Promedio de Tension y Compresion. En aleaciones Aluminio, el módulo de elasticidad para compresión es comunmente 2% mayor al modulo de tensión
Relación de Poisson	0.33	
Resistencia a la Fatiga [MPa]	70	500,000,000 Ciclos

Maquinabilidad [%]	50	0-100 escala de aleaciones de Aluminio
Modulo de corte [GPa]	25.8	
Resistencia al corte [MPa]	150	
<b>PROPIEDADES TERMICAS</b>	<b>VALORES</b>	<b>COMENTARIOS</b>
CTE, lineal 20°C, $\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{°C}$	23.4	20-100°C
CTE, lineal 250°C, $\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{°C}$	25.6	Promedio sobre el rango 20-300°C
Capacidad calorífica, $\text{J}/\text{g}\cdot\text{°C}$	0.9	
Conductividad térmica, $\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$	201	
Punto de fusión, °C	616	Solido
Solido, °C	616	
Líquido, °C	654	
<b>PROPIEDADES ELECTICAS</b>	<b>VALORES</b>	<b>COMENTARIOS</b>
Resistividad eléctrica, $\text{Ohm}\cdot\text{cm}$	0.0000033	

## II.6. Fatiga de los metales

Se ha reconocido, a partir de los años 1850, que un metal sometido a esfuerzos repetitivos o fluctuantes fallará; el valor de este esfuerzo está muy por debajo del valor del esfuerzo necesario para que dicho material falle con una sola aplicación. La falla ocurrida bajo condiciones de cargas dinámicas, es llamada falla por fatiga, generalmente ésta ocurre luego de un período de servicio considerable. No ocurre un cambio visible en la estructura del material que indique que fallará por fatiga, de modo que se pueda prevenir o evitar. La fatiga se ha convertido progresivamente en materia de estudio para el diseño de las tecnologías prevaecientes, actualmente al menos un 90% de las causas de falla en servicio, son debidas a la fatiga.

La definición de fatiga dada por la ASTM es: “Progreso de cambio estructural progresivo y localizado que ocurre en un material sometido a

condiciones que producen esfuerzos y deformaciones fluctuantes en algún punto o puntos y el cual puede culminar en grietas o fractura completa después de un número suficiente de fluctuaciones”.

En una escala macroscópica la superficie de fractura es usualmente normal a la dirección del esfuerzo principal de tensión, éstas pueden ser reconocidas generalmente por el aspecto de la superficie, que presenta dos regiones bien diferenciadas, una región lisa, debida al frotamiento que ocurre cuando se propaga la grieta a través de la sección de la pieza, y otra región rugosa, originada por la fractura catastrófica del material debida a la disminución del área efectiva de la sección.

Las causas de la fatiga vienen dadas principalmente por los siguientes factores, si alguna de estos no se presenta, no se produciría el inicio y la propagación de la grieta por fatiga.

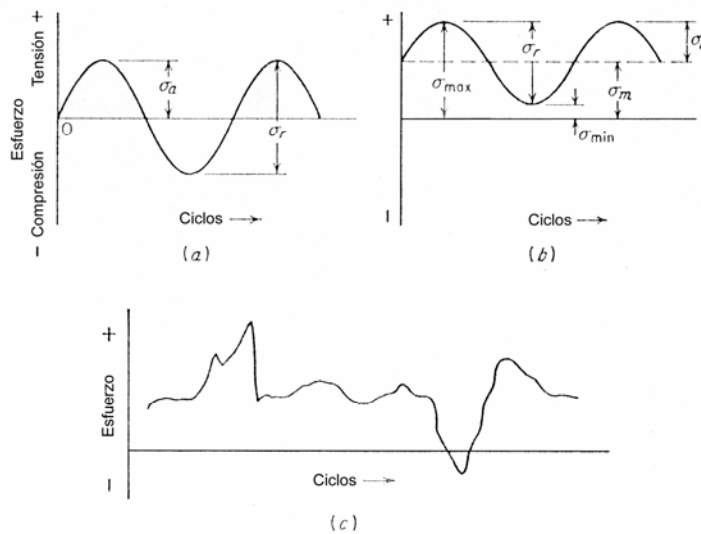
1. La acción simultanea de esfuerzos cíclicos que originan la grieta.
2. La acción de esfuerzos a tracción que adelantan y propagan el crecimiento de la grieta.
3. La presencia de deformación plástica.

Además existen otras variables las cuales tienden a alterar las condiciones para la fatiga, entre las cuales se pueden mencionar los concentradores de esfuerzos, la corrosión, la temperatura, la estructura metalúrgica, los esfuerzos residuales y las cargas combinadas.

### **II.7. Esfuerzos cíclicos presentes en la fatiga**

Es conveniente hacer una visión general de los diferentes tipos de esfuerzos que pueden producir fatiga, estos se ilustran en la **Fig. 1**.

1. **Ciclo de inversión completa o alterna del esfuerzo (Fig. 1.a):** donde el esfuerzo de tracción se considera positivo y el de compresión negativo. El esfuerzo máximo ( $\sigma_{\max}$  ó  $S_{\max}$ ) se considera igual al esfuerzo mínimo ( $\sigma_{\min}$  ó  $S_{\min}$ ) pero de signos contrario y el esfuerzo medio es igual a cero ( $\sigma_m$  ó  $S_m = 0$ ).
2. **Ciclos de esfuerzos de tensión repetidos (Fig. 1.b):** Donde  $S_{\max}$  y  $S_{\min}$ . Son diferentes, ambas pueden estar en la región de tracción o pueden tener  $\sigma$  opuestos.
3. **Ciclo complejo de esfuerzos irregulares o aleatorios (Fig. 1.c):** Donde los esfuerzos no siguen ningún patrón de aplicación.



**Figura 1**  
Esfuerzos típicos de ciclos de fatiga.  
(a) Esfuerzos alternos (inversión);  
(b) Esfuerzos repetidos;  
(c) Ciclos de esfuerzos irregulares

Estos ciclos de esfuerzos están constituidos por dos componentes: un esfuerzo medio o estacionario, y otro alterno o variable; también se debe considerar el intervalo de esfuerzos <sup>[6]</sup>

$$\text{Esfuerzo alterno: } S_a = S_r / 2 \tag{Ec. 2.1}$$

$$\text{Esfuerzo medio: } S_m = (S_{\max} + S_{\min}) / 2 \tag{Ec. 2.2}$$

$$\text{Esfuerzo máximo: } S_{\max} = S_m + S_a \tag{Ec. 2.3}$$

$$\text{Esfuerzo mínimo: } S_{\min} = ( S_{\max} - S_{\min} ) \quad (\text{Ec. 2.4})$$

$$\text{Intervalos de esfuerzos: } S_r = (S_{\max} - S_{\min}) \quad (\text{Ec. 2.5})$$

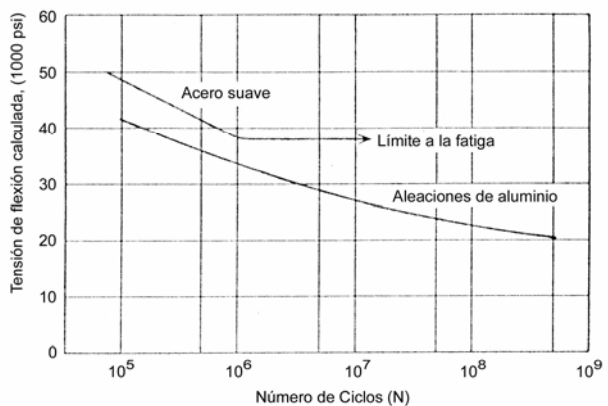
Otras cantidades utilizadas son: la relación de esfuerzos  $R = S_{\min} / S_{\max}$  y  $A = S_a / S_m$ ; en las ecuaciones anteriores, los esfuerzos pueden ser reemplazados por las deformaciones o por el factor de intensidad de esfuerzos.

La relación  $R$  puede variar desde  $-1$  hasta  $+1$ . Por ejemplo, si el esfuerzo se invierte por completo, es decir, si  $S_{\min} = S_{\max}$ , entonces  $R = -1$ . A medida que el valor de  $R$  se aproxima a  $+1$ , el intervalo de esfuerzos  $S_r$  tiende a cero y la carga se convierte en monótona (constante).

## II.8. Curvas de whöler

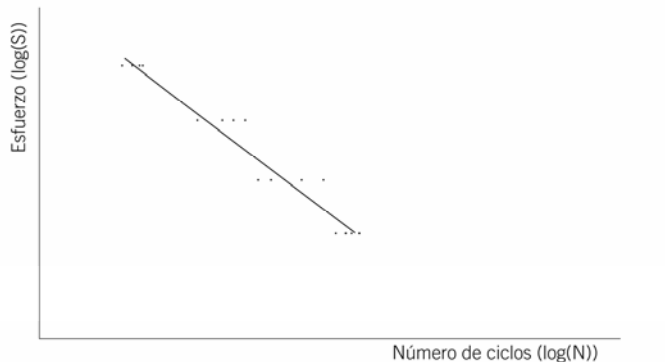
Las curvas de Whöler también conocidas como curvas S-N es un método bastante recomendado para representar ordenadamente todos los datos obtenidos de los ensayos y pruebas de fatiga y al mismo tiempo tener una rápida visualización de los resultados y principales propiedades del material. (Fig. 2.)

**Figura 2**  
Curvas típicas de fatiga  
(Curvas de Whöler)  
para metales férricos y no férricos



La curva S-N también suele ser representada en escala doble logarítmica para mayor comodidad, colocando el logaritmo decimal de los

esfuerzos alternantes ( $\log S$ ) en el eje de las abscisas, contra el logaritmo decimal del número de ciclos a falla ( $\log N$ ), transformando de esta manera la curva en una línea recta (**Fig. 3**), la cual es expresada mediante la ecuación sugerida por Basquin<sup>[2]</sup>.



**Figura 3**  
Curva S-N, donde los ejes están dados por el logaritmos del esfuerzo versus el logaritmo del número de ciclos a falla

$$\text{Ecuación de Basquin: } S_a = S'_f (2N)^b \quad (\text{Ec. 2.5})$$

Donde  $S_a$  es la resistencia a la fatiga del material;  $S'_f$  representa el coeficiente de resistencia a la fatiga,  $b$  representa el exponente de fatiga,  $2N$  el número de reversos a falla o también puede ser representada por una ecuación potencial simple:

$$S_a = S_f (N)^b \quad (\text{Ec. 2.6})$$

Donde,  $S_a$  es la resistencia a la fatiga del material,  $S_f$  sería el coeficiente de resistencia a la fatiga,  $N$  el número de ciclos y  $b$  el exponente de fatiga.

Para algunos materiales ingenieriles importantes como el acero y el titanio, la curva S-N se vuelve horizontal para cierto valor de esfuerzo. Por debajo de este esfuerzo, el cual es llamado límite a la fatiga, el material



podría tener un número infinito de ciclos sin que falle. Muchos metales no ferrosos como aleaciones de aluminio, de magnesio y de cobre, tienen una curva S-N cuya pendiente decrece gradualmente mientras aumenta el número de ciclos. Estos materiales no tienen un límite a la fatiga real, ya que esta curva nunca se torna horizontal.

### **II.9. Características estructurales de la fatiga**

Debido a que la mayoría de los materiales ingenieriles presentan defectos y concentradores de esfuerzo, tales como inclusiones, poros, muescas, dislocaciones y otros, que intensifican la deformación, la mayor parte de las grietas de fatiga se originan y propagan en regiones que presentan una deformación más severa como defectos estructurales <sup>[4]</sup>.

Si el componente está sometido a cargas de suficiente magnitud, se formará eventualmente alguna grieta o grietas de fatiga en alguna región de tensiones altas, generalmente en la superficie; y se progresará gradualmente a través del material hasta producir la fractura total, aunque es posible que la grieta se inicie en el interior del espécimen, los especímenes pueden ser sin recubrimientos y con recubrimientos aplicados; para estos últimos existe una entrecara, en la cual dependiendo de las modificaciones superficiales que ocurran en el metal base al momento de ser aplicado el recubrimiento, puede que influya en la formación de las grietas en el interior.

Hay dos o tres zonas que pueden identificarse en cada superficie fracturada:

**Zona 1:** En los alrededores de la región de origen de la grieta la superficie tiene, a menudo, un aspecto liso mostrando señales conchoidales; esta es la zona en la que la grieta de fatiga se ha extendido con relativa lentitud y corresponde a la etapa I.

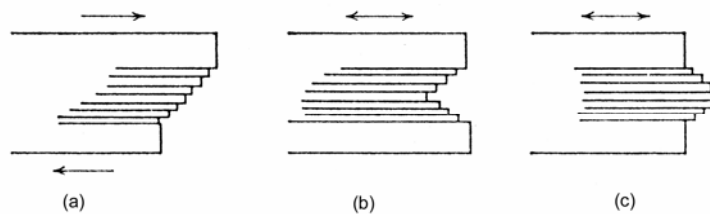
**Zona 2:** En algunos casos puede distinguirse una segunda zona menos lisa en la que la grieta se ha propagado más rápidamente, quizás en varios lugares a la vez, de modo que la superficie de fractura es irregular.

**Zona 3:** La tercera zona es el área en la cual se produjo la fractura final, cuando se redujo la sección y el metal no resiste la aplicación de la última carga. Esta zona puede tener un aspecto cristalino indicando que la fractura final fue frágil o un aspecto fibroso indicando una fractura final dúctil.

Si una pieza fracturada se ha sometido a cargas de compresión, puede perderse algún detalle en las superficies fracturadas como resultado de un repetido martilleo de la superficie agrietada antes de que tenga lugar la fractura completa, esta acción produce un aspecto pulido; otra característica de una falla por fatiga es la coloración u oxidación de parte de las superficies fracturadas indicando que ha existido una grieta durante algún tiempo.

Bajo la acción de cargas cíclicas, la zona plástica (o zona de deformación) se desarrolla desde la punta del defecto. Esta zona de alta deformación se transforma en un sitio ideal para la nucleación de una grieta de fatiga. La grieta se propaga, bajo los esfuerzos aplicados, a través

del material hasta la fractura total. A nivel microscópico, la característica más importante del proceso de fatiga, es la nucleación de una o más grietas bajo la influencia de esfuerzos que exceden el esfuerzo de fluencia, en sitios conocidos como extrusiones o intrusiones de bandas de deslizamiento (**Ver Fig.4**).



**Figura 4**

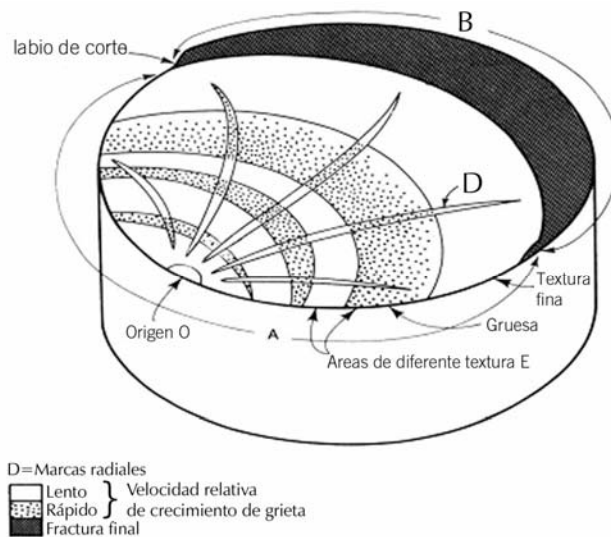
Conceptos de W. A. Wood sobre la microdeformación que conduce a la formación de grietas de fatiga. (a) Deformación estática. (b) Deformación de fatiga que conduce a la formación de una entalla superficial (intrusión). (c) Deformación por fatiga que conduce a la extrusión de una banda de deslizamiento

En materiales de alta resistencia o metales frágiles el mecanismo de fatiga no involucra la formación de bandas de deslizamiento y las microgrietas se forman directamente en discontinuidades como inclusiones o poros y crecen a lo largo de planos de máximo esfuerzo de tensión.

El proceso de fatiga, se divide generalmente en tres etapas. La primera se produce en los metales cuando el nivel de esfuerzos aplicados es inferior al límite elástico estático inicial, entonces se produce una deformación localizada que endurece el metal hasta que no resiste el esfuerzo aplicado.

La segunda etapa se extiende desde el momento de endurecimiento por deformación hasta la formación de una grieta visible de fatiga, es en esta etapa que se inicia la grieta de fatiga. La tercera etapa es la de propagación de la grieta hasta alcanzar un tamaño lo suficientemente grande para alcanzar la fractura total [6].

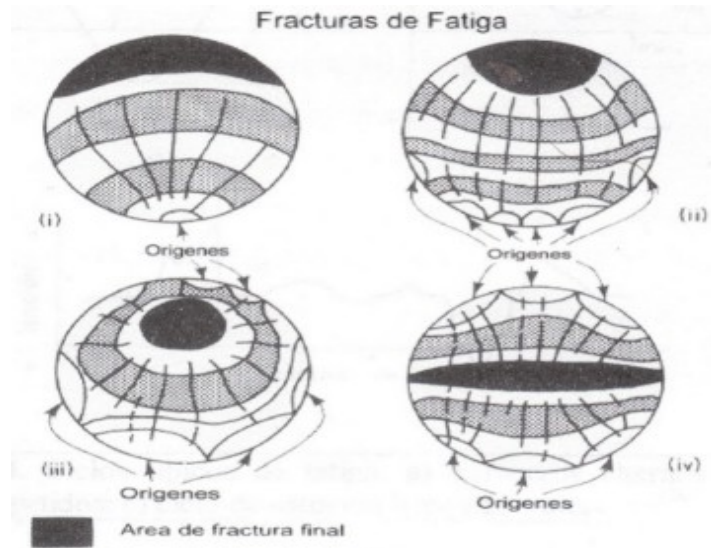
Cada una de estas etapas genera una textura diferente en la superficie de la grieta como se observa en la **Fig. 5**; en esta figura se pueden observar dos zonas bien diferenciadas: **A**, área de fatiga, que es relativamente lisa; y **B**, área de fractura final, que posee una textura más rugosa e irregular. Esta área de fractura final, es evidencia de la deformación plástica que ocurre antes de la separación final. El área de fatiga contiene el origen o los orígenes **O** y otras características que indican la dirección y velocidad de crecimiento de grieta en cualquier etapa de su propagación. Las marcas radiales **D** y las marcas conchoidales **E**, son marcas residuales dejadas por el avance de la grieta y ambas pueden ser utilizadas para ubicar el origen de la misma [18].



**Figura 5**  
Diferentes texturas generadas en la superficie de fractura por el avance de la grieta [6]

Si encontramos varios sitios de origen y fractura final, la grieta se puede propagar de diferentes maneras, tal como lo indica la **Fig. 6**, que dependerán de factores tales como el nivel de esfuerzo aplicado, tipo de ensayo utilizado, composición química, condición superficial de la probeta, y otros que serán estudiados en detalles posteriormente.

**Figura 6**  
Tipos de fractura y de avance de grieta más comunes en los procesos de fatiga [6]



### II.10. Propagación de grietas en fatiga

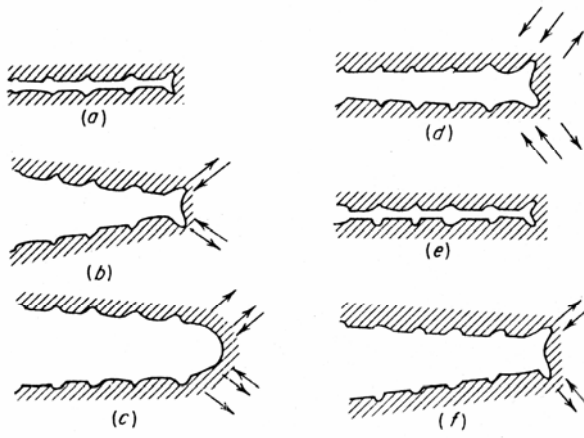
El proceso de agrietamiento en fatiga comienza generalmente desde lugares donde haya discontinuidades o exista la presencia de bandas de deslizamiento. En muchas ocasiones la falla por fatiga se inicia en regiones de concentradores de esfuerzo tales como muescas agudas, inclusiones entre otros, ya que estos conforman sitios preferenciales para la nucleación y desarrollo de grietas.

Cuando existe la nucleación de una grieta por lo general en la superficie, ésta empieza a crecer primariamente a través de algunos granos aproximadamente a  $45^\circ$  con respecto a la dirección de la carga aplicada y es controlada por esfuerzos cortantes, esta etapa se conoce como nucleación de grietas (etapa I). Estas grietas continúan creciendo bajo

cargas cíclicas y cambiando su dirección de crecimiento desde  $45^\circ$  hasta  $90^\circ$  con respecto a al eje de esfuerzos aplicados al sistema, cuando ocurre esto se considera que comienza la etapa de propagación de la grieta (etapa II). Esta etapa es considerada la más importante en este proceso, por dos razones fundamentales: 1º La mayor parte de los materiales tecnológicos y estructurales contienen defectos inherentes, lo que ocasiona que la etapa de inicio de la grieta se presente relativamente temprano en la vida de servicio del material; y 2º La velocidad de crecimiento de las grietas de fatiga es una función de ciertas propiedades del material, de la longitud de la grieta y del nivel de esfuerzos aplicados.

En esta etapa de la fatiga, la grieta se propaga una cierta distancia con cada ciclo de esfuerzo. La huella por la propagación de la grieta se explica por medio de un mecanismo de **despunte plástico** <sup>[6]</sup>, ilustrado en la (**Fig. 7**); para los ciclos iniciales de carga la punta de la grieta es muy aguda (**Fig. 7 a**) y a medida que la carga de tensión es aplicada, se produce un efecto de concentración de tensiones en la punta de la grieta, lo que puede producir el deslizamiento a lo largo de los planos orientados favorablemente según la dirección del esfuerzo máximo de corte (**Fig. 7 b**); la grieta se ensancha hasta su extensión máxima (**Fig. 7 c**) aumentando su longitud por contracción plástica y al mismo tiempo la punta se ensancha y pierde su borde. Cuando la carga se aplica a compresión la dirección del deslizamiento en las zonas finales es inversa (**Fig. 7 d**), las caras de la grieta son comprimidas una con la otra y la nueva superficie de la grieta creada en tensión es forzada a dirigirse al plano de agrietamiento (**Fig. 7 e**) donde es doblada parcialmente por pandeo, para formar una punta de grieta reagudizada. Esta grieta aguda

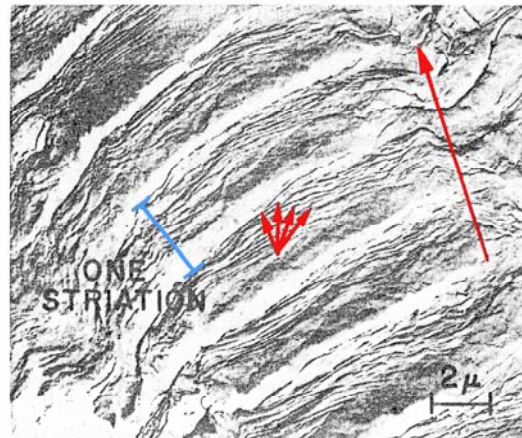
está lista para avanzar y continuar con el despunte plástico (**Fig. 7 f**) en el próximo ciclo de esfuerzo.



**Figura 7**  
Proceso de despunte plástico para el crecimiento de la grieta de la etapa II

Con cada ciclo de esfuerzo se observan unas marcas pareadas en la superficie de la grieta (**estriaciones de fatiga**), estas son marcas características de un crecimiento de grieta por fatiga progresivo y por lo general, solo pueden observarse a aumentos muy elevados (**Fig. 8**). También se forman muchas “mesetas” paralelas separadas por canales longitudinales; estas mesetas son generalmente perpendiculares a la dirección de los máximos esfuerzos principales actuantes y están conformadas por un grupo de estriaciones que tienen direcciones semejantes. Otra característica de la propagación de la grieta de fatiga, es que una vez que ha sido nucleada su velocidad de crecimiento y su dirección están controladas totalmente por los esfuerzos localizados en el extremo o punta de la grieta.

**Figura 8**  
Estrías de fatiga en cobre  
trabajado en frío



**Teoría de Orowan** <sup>[17]</sup>: Explica que el proceso de propagación de la grieta se basa en la consideración que el comportamiento de las pequeñas regiones plásticas embebidas en la matriz deformada elásticamente es sometido a ciclos simétricos y a un nivel de esfuerzo constante. Para ciclos sucesivos de esfuerzos, la resistencia plástica local disminuye, pero el esfuerzo se incrementa con el cambio de la distribución de cargas entre esa región y los alrededores elásticos. El esfuerzo en la región tiende a un límite finito el cual dependiendo de lo que el material pueda soportar, resulta un agrietamiento o en un comportamiento elástico.

La vida de un componente sometido a fatiga está determinada por el número de ciclos requeridos para iniciar la grieta y por el número de ciclos necesarios para hacer crecer la grieta desde sus dimensiones iniciales hasta el valor crítico.

El método general para medir la propagación de las grietas de fatiga usando técnicas de mecánica de fractura, esta resumido en la **Fig.9** una gráfica logarítmica de crecimiento de grieta por número de ciclos,  $da/dN$ , contra el intervalo de factor de intensidad de esfuerzo  $\Delta K$ ,



correspondiendo al ciclo de carga aplicado a la probeta. Para casi todos los componentes metálicos se pueden distinguir tres etapas: la región I, presenta un umbral  $\Delta K_{th}$ , que corresponde con el intervalo del factor de intensidad de esfuerzos en el cual la grieta no se propaga.

Para valores intermedios de  $\Delta K$ , región II en la **Fig. 9**, vemos una línea recta, usualmente obtenida la gráfica **log-log** de  $\Delta K$  vs.  $da/dN$ , la cual es descrita por la relación o ecuación de Paris-Edrogon <sup>[14]</sup>:

$$da/dN = C (\Delta K)^n \quad \text{(Ec. 2.7)}$$

Donde **C** y **n** son constantes características del material.

Para altos valores de  $\Delta K$  (Región III en la figura), ocurre un comportamiento inestable, que resulta en un incremento evidente en la velocidad de propagación de la grieta justo antes de la fractura completa de la probeta. Existen dos posibles causas para este comportamiento <sup>[14]</sup>; Primero, el incremento de la longitud de la grieta durante el ensayo a cargas constante que ocasiona un “pico” de intensidad de esfuerzos que alcanza la tenacidad de fractura,  $K_{Ic}$  del material, y ese comportamiento inestable esta relacionado con las primeras etapas de la fractura frágil <sup>[HB8]</sup>. En segundo lugar, la propagación de la grieta produce una disminución del área remanente de la probeta, haciéndola insuficiente para soportar el pico de esfuerzo. La primera posibilidad, es operativa para metales de alta resistencia y baja tenacidad, en los que las probetas utilizadas normalmente en ensayos de velocidad de crecimiento de grieta presentan un comportamiento lineal-elástico para niveles de **K** iguales a  $K_{Ic}$ .

La segunda posibilidad, es común para metales dúctiles, particularmente si  $K_{IC}$  es alta.

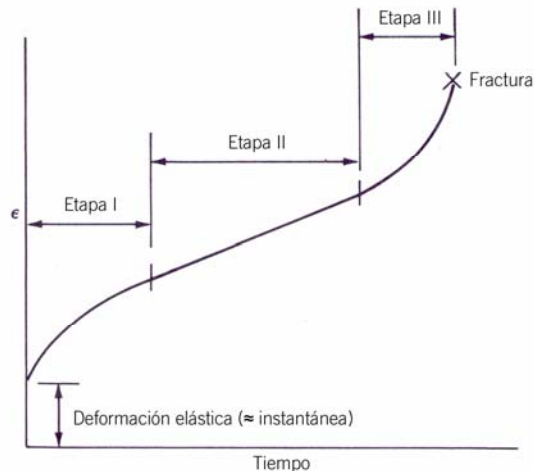
Hasta ahora han sido desarrollados una gran cantidad de ecuaciones para relacionar la velocidad de propagación de la grieta y los datos de intensidad de esfuerzos. La mas comúnmente aceptada es la nombrada anteriormente que es la ecuación propuesta por Paris (**Ec. 2.7**), y generalmente da una buena aproximación para la Región II (**Ver Fig. 9**) de la etapa de propagación de grieta.

Otra relación basada en la ecuación de Paris, es la ecuación de Forman <sup>[14]</sup> que es utilizada para representar la variación de  $da/dN$ , con otra variables, incluido el coeficiente de carga  $R$ , donde  $R$  es igual a  $Carga_{max}/Carga_{min.}$  y el valor crítico de  $K$ ,  $K_c$ , para el cual ocurre la fractura violenta de la probeta (región III en la **Fig. 9**). La ecuación de Forman es:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^n}{(1 - R)(K_c - \Delta K)} \quad (\text{Ec. 2.8})$$

Donde  $C$  y  $n$  son constantes del material del mismo tipo que las de la ecuac. de Paris, pero con valores diferentes. Una ventaja de la ecuac.de Forman, es que esta describe el comportamiento acelerado de  $da/dN$  observado para altos valore de  $\Delta K$ , el cual no es descrito por la ecuac. de Paris. Además, la ecuac. de Forman describe el incremento de  $da/dN$  asociado con el incremento de  $R$ , desde 0 hasta 1. Por lo que se puede decir que cuando es necesario describir el efecto de  $K$  cercano a  $K_c$ , o el efecto de  $R$  en  $da/dN$ , la ecuación de Forman puede ser utilizada para

representar el comportamiento de  $da/dN$ . Cuando solo este involucrada  $\Delta K$  en la Región II, puede ser utilizada la ecuación de Paris.



**Figura 9**  
Comportamiento del crecimiento de grieta por fatiga

### II.11. Términos de fatiga

**Vida a la fatiga (N):** es el número total de ciclos de esfuerzo que soporta un componente determinado antes de producirse la falla en él.

**Resistencia a la fatiga:** es el valor teórico de esfuerzo al cual ocurre la falla para un cierto número de ciclos, partiendo del diagrama S-N.

**Límite de fatiga:** es el valor límite de la resistencia a la fatiga promedio cuando N se hace muy grande. Para valores inferiores a este límite, encontraremos que la probeta resistirá una cantidad infinitamente grande de ciclos sin que se produzca la fractura. Es importante destacar que la mayoría de los metales no ferrosos no exhiben este límite de fatiga, por lo que sus curvas S-N alcanzan un alto número de ciclos a esfuerzos muy bajos.

### II.12. Factores que afectan la vida a la fatiga

**Composición del material:** Según su composición los materiales en fatiga se dividen en dos grupos, las aleaciones ferrosas y de Titanio exhiben un límite de fatiga bien definido, mientras que las aleaciones de composición no ferrosa, no exhiben un límite de fatiga bien definido y sus curvas se presentan decrecientes más allá de  $10^8$  o  $10^9$  ciclos.

**Tamaño de grano:** Por lo general un material de grano fino exhibe mejores propiedades de fatiga que uno con grano grueso. A temperaturas elevadas la superioridad del tamaño de grano se hace menos significativa cuando cambia el patrón de fractura transgranular a intergranular. Con la aplicación de cargas cíclicas en dirección longitudinal de los granos, se obtienen propiedades de resistencia a la fatiga mayores que si se aplican las cargas en dirección transversal de los granos.

**Tratamientos térmicos:** las propiedades de resistencia a la fatiga son significativamente afectadas por los tratamientos térmicos y dependientes del tipo de tratamiento aplicado; generalmente las propiedades de fatiga aumentan con cualquier tratamiento que mejore las propiedades de tracción.

**Discontinuidades geométricas:** la presencia de cualquier discontinuidad geométrica afecta en gran medida la resistencia a la fatiga de un material, debido a que esta actúa como un concentrador de esfuerzo. El nivel de influencia que la discontinuidad pueda tener en la propiedad de resistencia a la fatiga dependerá de las dimensiones relativas, del tipo de carga y la sensibilidad de la entalla que presente el material.

**Temperatura:** en general, la resistencia a la fatiga es incrementada a temperaturas por debajo de la temperatura ambiente y disminuida a temperaturas por encima de ésta, aunque pueden existir algunas excepciones.

**Frecuencia de aplicación de la carga:** entre 200 y 7000 ciclos/min., se ha observado poco o ningún efecto sobre la resistencia a la fatiga, asumiendo que la temperatura permanece constante mientras se lleva a cabo el ensayo. Hay alguna evidencia de que por debajo de 200 ciclos/min. ocurre una pequeña disminución de la resistencia a la fatiga de algunos materiales. En el intervalo comprendido entre 7000 y 60000 - 90000 ciclos/min., existe un incremento en la resistencia a la fatiga de la mayoría de los materiales, pero por encima de estas velocidades se presenta una marcada disminución de la resistencia. También se ha determinado que los periodos de descanso entre los ciclos o entre los bloques de ciclos no tienen un efecto mensurable sobre la resistencia a la fatiga.

**Tamaño del componente:** los componentes de menor tamaño presentan una mayor resistencia a la fatiga que los de gran tamaño, posiblemente debido a la menor área superficial y el menor volumen donde existe una menor probabilidad de que existan defectos.

**Condiciones superficiales:** generalmente, las propiedades de fatiga son afectadas significativamente por las condiciones superficiales, debido a que la mayoría de las grietas de fatiga se inician en la superficie. Entre los factores que afectan la superficie de una probeta de fatiga se tienen:

1. **La rugosidad superficial:** la resistencia a la fatiga aumenta a medida que disminuye la rugosidad y mientras menor sea esta última se minimizarán los concentradores de esfuerzo locales. Por esta razón, se le debe prestar especial atención a la preparación superficial de la probeta.
2. **Cambios en las propiedades superficiales:** debido a la influencia que tiene la condición superficial sobre la resistencia a la fatiga, cualquier fenómeno que cambie la resistencia a la fatiga de la superficie del material, alterará significativamente las propiedades de fatiga. Por ejemplo la cementación, la nitruración, deposición de algunos recubrimientos y el galvanizado, entre otros, afectan la resistencia a la fatiga dependiendo del material base.

**Esfuerzos residuales superficiales:** la resistencia a la fatiga se puede ver afectada por operaciones tales como trituración, pulido y maquinado debido al endurecimiento y al incremento de esfuerzos residuales en la superficie que estos provocan. Si los esfuerzos residuales son de tensión, se disminuye la resistencia a la fatiga, mientras que si son esfuerzos de compresión se incrementa dicha resistencia <sup>[23]</sup>.

### II.13. Falla por corrosión – fatiga

#### II.13.1. Generalidades

Es una combinación de los efectos de la corrosión y la fatiga para causar el daño de un componente. El proceso de corrosión generalmente genera picaduras en la superficie, las cuales sirven como concentradores de tensiones y nucleadores de grietas de fátiga.

### II.13.2. Definición de corrosión

En la corrosión, el metal tiene un desgaste total o parcial provocado por una disolución o ablandamiento por reacción química o electroquímica en el medio que lo rodea. Ésta se desarrolla de forma gradual.

Para algunos metales, como el aluminio, que químicamente son activos, no tienden a sufrir de corrosión en condiciones atmosféricas normales. Generalmente el aluminio se corroe con facilidad, formando en la superficie del metal una capa continua y transparente que lo protege de una corrosión acelerada.

### II.13.3. Clasificación de la corrosión

El ataque de la corrosión se puede clasificar de la siguiente manera:

1. Ataque uniforme
2. Agrietamiento por corrosión bajo tensión, ocurre porque el metal está sometido a un medio corrosivo y a distintas formas de carga; los requisitos para que ocurra el agrietamiento por corrosión bajo tensión son:
  - Una aleación susceptible al fenómeno de corrosión.
  - Un medio ambiente específico (corrosivo).
  - Una fuente de esfuerzos (aplicados o residuales).
3. Disolución selectiva.
4. Galvánica.
5. Intergranular.
6. Por grietas o hendiduras.
7. Por picadura.

### II.14. Fenómeno de fatiga corrosión

Se refiere al fenómeno de agrietamiento en materiales bajo la acción combinada de cargas cíclicas (fatiga) y un ambiente corrosivo (ya sea gaseoso o acuoso). Este fenómeno es conocido por presentarse en muchas aleaciones ingenieriles sobre un número considerable de ambientes corrosivos y ha sido reconocido como una importante causa de falla en estructuras ingenieriles. La descripción y entendimiento de los mecanismos de fatiga-corrosión son esenciales para predecir la vida de servicio, control de fractura, y revelar la resistencia a la fatiga de algunos materiales. La principal característica de la fatiga corrosión es que la velocidad de crecimiento de la grieta puede ser substancialmente mayor en un ambiente corrosivo que el obtenido en ambiente benigno, debido al largo número de variables químicas y electroquímicas no presentes en ambiente benigno <sup>[9]</sup>.

Diferentes mecanismos de fatiga corrosión han sido propuestos para explicar el avance de la velocidad de crecimiento de la grieta con la variación gradual de sucesos. El mecanismo de inicio de la grieta por fatiga corrosión envuelve la sencilla o mutua acción de agrietamiento causado por hidrógeno y/o por disolución anódica en la punta de la grieta.

En fatiga corrosión el hidrógeno es generado por la reacción en ambientes tales como: Hidrógeno gaseoso, vapor de agua, agua, etc.; con el material recientemente agrietado en la punta de la grieta este hidrógeno es absorbido a la superficie del metal y luego transportado por difusión o



por arrastre de la dislocación a la zona plástica en la punta de la grieta, causando daños localizados e incrementando la velocidad del crecimiento de la grieta por fatiga.

Los fallos debido a fatiga-corrosión difieren de los fallos por fatiga al aire en:

1. La superficie cambia de color por el proceso de corrosión y hay formación de picaduras o grietas en ciertos puntos debido a la fatiga.
2. Existen muchas más grietas; esto debido a que el ataque electroquímico produce puntos de corrosión (corrosión por picadura) posibles para la formación de grietas secundarias de fatiga.
3. La fractura ocurre a un número de ciclos menor en carga cíclica que el obtenido por fatiga al aire.
4. La velocidad de crecimiento de la grieta es mayor, debido al ataque de la superficie por parte del ambiente corrosivo.

En la fatiga-corrosión los parámetros críticos más importantes son:

1. La magnitud del esfuerzo cíclico.
2. El tiempo de exposición al ambiente agresivo.

### **II.15 Variables que afectan la fatiga corrosión**

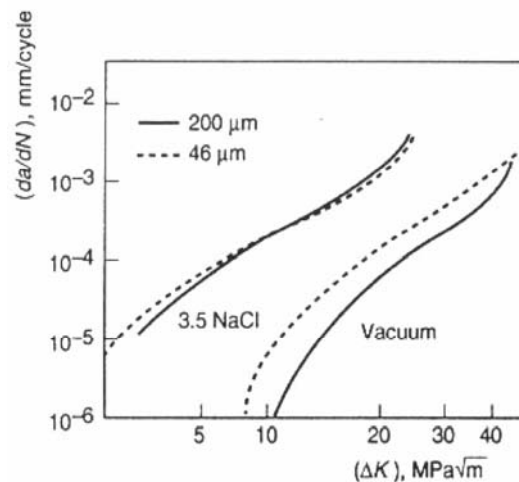
Muchas variables pueden influir en el crecimiento de la grieta por fatiga corrosión; y las más significativas han sido bien examinadas y sus

resultados están descritos en un gran número de revistas. Estas variables pueden ser del tipo mecánicas, geométricas, metalúrgicas y ambientales.

1. **Efecto del tamaño de grano:** La influencia del tamaño de grano en el crecimiento de la grieta en fatiga corrosión se comporta dependiendo del modo de fractura de la aleación en el ambiente. En un ambiente benigno, tal como en un vacío, la propagación de la grieta se realiza generalmente transgranular deslizándose a través de los enlaces y la velocidad de crecimiento de la grieta usualmente decrece con el incremento del tamaño de grano. En ambiente agresivo, el efecto de tamaño de grano puede estar presente o verse grandemente disminuido, esto dependiendo de como se vea afectado el modo de fractura de la aleación por el ambiente. Esto se puede observar en las **Fig. 10**.

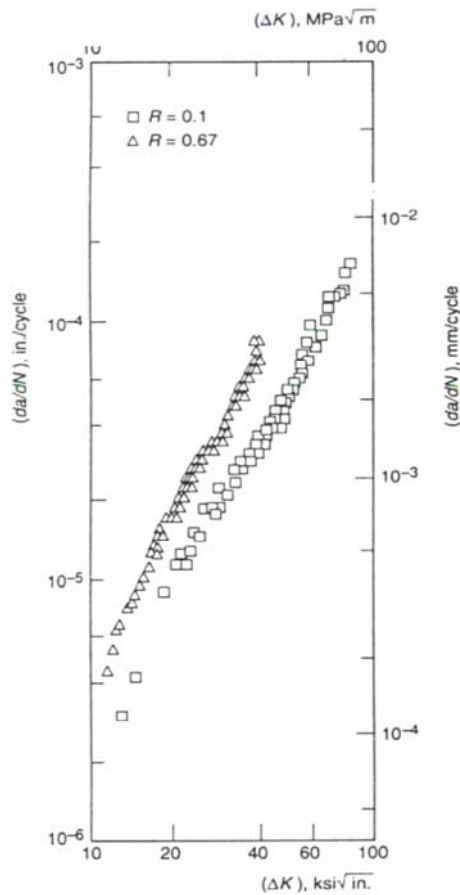
**Figura 10**

Efecto del tamaño de grano en la velocidad de crecimiento de la grieta de un Al-5.7Zn-2.5Mg en vacío y en solución de 3.5% de NaCl.



2. **Efecto de la relación de esfuerzo:** en general a mayores relaciones de esfuerzos se encontrará que la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga corrosión es mayor. Un ejemplo del efecto del radio de esfuerzo se muestra en la **Fig. 11** para un acero MF-80 HSLA en un ambiente salino. La velocidad de crecimiento de la

grieta en fatiga corrosión de este acero a  $R=0.67$  es casi dos veces más grande que la velocidad obtenida a un  $R=0.1$  a un mismo nivel de intensidad de esfuerzo.



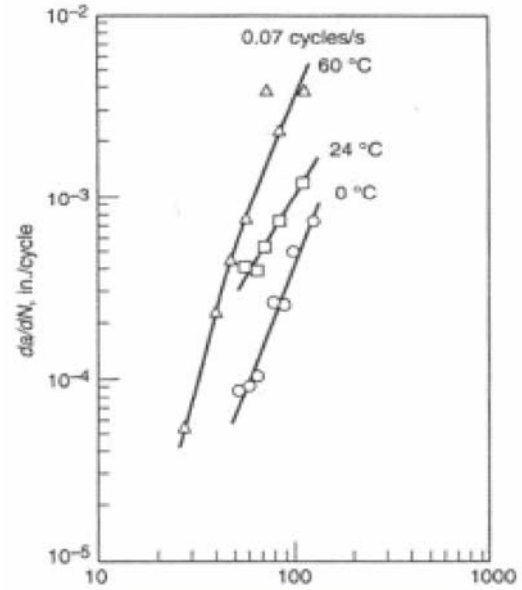
**Fig. 11**

Efecto de la relación de carga sobre la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga corrosión de un acero MF-80 HSLA en una solución de 3.5% NaCl.

3. **Efecto de temperatura:** debido a que la temperatura puede influir en la reacción ambiente - superficie metálica, así como en algunos procesos de transporte, se puede esperar que ésta afecte en el crecimiento de la grieta por fatiga corrosión. En mucho de los sistemas aleación – ambiente la velocidad de crecimiento de la grieta incrementa a medida que incrementa la temperatura, esto debido a que el proceso de agrietamiento es térmicamente activado. Si la energía de activación del proceso pudiera ser medida, entonces la velocidad límite del proceso y posiblemente el

mecanismo de agrietamiento podrían ser determinados. Esto puede ser observado en la **Fig. 12**.

**Fig. 12**  
Efecto de la temperatura sobre el crecimiento de la grieta en fatiga-corrosión



## II.16. Efecto de algunos tratamientos superficiales sobre el comportamiento a la fatiga y fatiga corrosión

**J. M. Perry, T. Hodgkiess**

El comportamiento de la erosión- corrosión sobre el recubrimiento de WC-Co-Cr aplicado vía HVOF, fue analizado y discutido al ser éste expuesto al choque del chorro de una solución acuosa al 3,5% de NaCl, con partículas sólidas a 18° C. Se encontró que gran parte de la pérdida de material es atribuida directa o indirectamente a la corrosión, mientras que la degradación de parte del material se debe a la erosión mecánica, motivado al impacto de los sólidos sobre el recubrimiento. También se consideró la influencia del tiempo, la carga de los sólidos y el ángulo de impacto, sobre éste último aspecto se encontró que al ser reducido disminuye la pérdida de material.

**S. Simard, B. Arsenault, K. Laul, M.R. Dorfman**

La tecnología de HVOF ofrece gran variedad de materiales para recubrimientos, con un buen desempeño bajo diferentes condiciones agresivas como desgaste, erosión por impacto de partículas de corrosión. Los carburos constituyen una gran parte de los materiales usados en la industria del termorociado. Las tecnologías recientes permiten un mejor control en la densidad y el contenido de óxidos para los carburos, los cuales son parámetros importantes a considerar para las aplicaciones de corrosión. El éxito de los recubrimientos está relacionado con la selección de un material que sea capaz de ofrecer mejoras para distintas aplicaciones. Frecuentemente la falta de información sobre el comportamiento de materiales a ser usados como recubrimientos, hace difícil su selección, debido a eso se buscó caracterizar el comportamiento de diferentes carburos en diferentes ambientes corrosivos, obteniéndose que el WC-10%Co-4%Cr fue el recubrimiento mas apropiado para un medio corrosivo de HCl frente a recubrimientos como el WC-12Co+35%(Cr<sub>3</sub> C<sub>2</sub>-NiCr).

**R. J. R. McGrann, D.J. Greving, J. R. Shadley, E. F. Rybicki, T. L. Kruecke y B. E. Bodger**

Uno de los factores que influyen en la vida a la fatiga en componentes termorociados, son los esfuerzos residuales. Se estudió la fatiga en acero 4130 y aluminio 6061, con recubrimiento de WC-Co. Se determinaron niveles de esfuerzos a través del espesor del recubrimiento usando el método de remoción de capas modificada, el efecto de los esfuerzos residuales fue analizado a los especímenes recubiertos y se encontró que existe una relación directa entre los esfuerzos residuales y la vida a la fatiga.

El incremento a la vida a la fatiga aumentó con un nivel alto de esfuerzos residuales a compresión, para el aluminio 6061, el incremento de dicho esfuerzo residual en el recubrimiento aumentó el número de ciclos a falla, mientras que para el acero 4130, con un bajo esfuerzo residual a compresión, mantuvo aproximadamente constante el número de ciclos a falla, como en los especímenes cromados.

Para el acero 4130 recubierto con WC-Co, con altos esfuerzos residuales a compresión, el número de ciclos a falla, se aproxima al número de ciclos para el acero sin recubrir.

#### **J. Stokes, L. Looney.**

Este estudio pretende establecer el potencial para la producción de componentes metálicos duros para fines industriales usando el proceso de termorociado vía HVOF (High velocity oxy-fuel). Este estudio está enfocado en la maximización del espesor en los componentes, la dificultad de termorociar componentes con determinadas formas usando estas técnicas, tiende a producir esfuerzos residuales en el recubrimiento. Esto produce pérdida a la adhesión y desprendimiento interlaminar o agrietamiento, en los componentes formados. El incremento del esfuerzo residual durante el termorociado puede ser reducido, disminuyendo el incremento y fluctuación de la temperatura de impacto y estas pruebas se realizaron usando un sistema de enfriamiento de dióxido de carbono. Esto permitió continuar la deposición a una temperatura estable y así, producir un termorociado en componentes con determinadas formas exitosamente.

#### **R. Danzer.**

La fractura mecánica en los materiales cerámicos comienza con una grieta como defecto. La resistencia mecánica así como el tiempo de vida de los

componentes cerámicos pueden ser mejorados si los defectos llegan a eliminarse o a disminuirse. El estudio fractográfico es utilizado para detectar e identificar los defectos que inician la fractura, para detectar e identificar partes débiles en la microestructura, además para análisis de falla y de carga. Toda esta información es de suma importancia ya que se puede mejorar y controlar el proceso de materiales cerámicos, se optimizan las propiedades mecánicas con una microestructura deseable, además de analizar fallas inesperadas en componentes cerámicos. En general, la observación de superficies fracturadas y el estudio de la correlación entre el avance de la grieta y la trayectoria de fractura, es de suma importancia para el entendimiento y el mejoramiento de las propiedades mecánicas de los materiales frágiles.

**F. Oliveira, L. Hernández, J. A. Berríos, C. Villalobos, A. Pertuz, E. S. Puchi Cabrera.**

El comportamiento a la fatiga corrosión para el acero AISI 4340 se evaluó bajo 2 condiciones diferentes, la primera sin recubrimiento, y la segunda granallada con alúmina y recubierto con Colmonoy 88 (220  $\mu\text{m}$  de espesor) por Termorociado vía HVOF (High velocity oxy-fuel). Los ensayos fueron realizados en flexión rotativa con un medio de 4% peso de NaCl. Los resultados indican que el comportamiento a la fatiga de las muestras recubiertas son similares a las reportadas en las pruebas en aire. Las grietas de fatiga fueron nucleadas en las partículas de alúmina depositadas en la matriz del sustrato durante el granallado y en las picaduras por corrosión durante el ensayo. Por lo tanto, la resistencia a la fatiga corrosión del sustrato recubierto ha sido encontrada al ser controlada por el mismo mecanismo que gobernó el comportamiento del material en fatiga al aire. La resistencia a la fatiga del sustrato sin recubrir ensayada en solución de NaCl ha sido menor que la ensayada al aire, y cuando el acero es recubierto con una

aleación de Colmonoy, su vida a la resistencia corrosión aumenta sustancialmente. La observación microscópica de la superficie de fractura también mostró que bajo algunas condiciones de esfuerzos alternantes, la intercara entre el depósito y el sustrato puede ser severamente agrietada obteniendo un incremento para separar el depósito del sustrato.

### **II.17. Generalidades sobre procesos de modificación de superficies**

Procesos que consisten simplemente en colocar en la superficie del material a proteger una capa de metal o aleación, la cual depende de las características requeridas.

Los recubrimientos sobre componentes mecánicos se utilizan ampliamente sobre todo en la industria metalúrgica con el objeto de mejorar las propiedades mecánicas y tribológicas de la superficie como la resistencia al desgaste y a la corrosión, mejorar la lubricación, bajar la fricción y hasta otorgar brillo y mejorar la estética.

### **II.18. Técnicas de deposición**

En la actualidad existen muchas técnicas para recubrir materiales, cada una se utiliza de acuerdo a la aplicación requerida y a los costos involucrados, así como también del material base y el material de recubrimiento. A continuación se nombraran algunos de los más utilizados:

1. Inmersión en caliente.
2. Deposición Química en fase de Vapor (CVD).
3. Deposición Física en fase de Vapor (PVD):
4. Convencional (térmico).
5. Asistido por plasma.
6. Electroplateado.



7. Recubrimiento por rociado térmico (termo-rociado):
  - Plasma
    - Aire
    - Cámara
      - Cabina
      - Vacío
      - Inerte
      - Bajo agua
  - Combustión.
    - Alambre
    - Polvo
      - Llama
      - D-Gum
      - HVOF
  - Arco Eléctrico
    - Aire
    - Cámara
      - Cabina
      - Vacío
      - Inerte
8. Recubrimiento con fusión del material base:
  - Arco transferido por plasma. (PTA).
  - Arco rápido.
  - Rociado y fundido.
  - Cordón de soldadura.
  - Soldadura por proceso metal gas inerte.
9. Depósitos autocatalíticos (Electroless).

## II.19. Termo rociado

### II.19.1. Generalidades del proceso

La utilización de recubrimientos como medio de protección de partes estructurales viene siendo empleada desde hace algunas décadas. El termorociado, también llamado rociado térmico, es una de las técnicas más interesantes para producir recubrimientos debido a que ofrece soluciones prácticas y económicas a una gran variedad de problemas industriales. Sin embargo estos procesos están controlados por numerosos

parámetros, los cuales tienen una influencia directa sobre las propiedades del depósito. Los recubrimientos termo rociados son comúnmente aplicados para ofrecer resistencia principalmente frente al desgaste y la corrosión, tanto a temperaturas ambientes como a temperaturas elevadas, así como también para restablecer las dimensiones de piezas desgastadas. Estas técnicas de proyección han sido relacionadas con procesos de soldadura desde el punto de vista de aplicaciones, sin embargo, en dichos procesos, el material de aporte es fundido al metal base, formando así un enlace metalúrgico. En los procesos de termorociado generalmente el recubrimiento se adhiere al sustrato a través de un enlace metálico. No obstante, algunos procesos de proyección térmica han alcanzado una resistencia de enlace por encima de los 70 MPa.

El termo rociado es un proceso que usa la energía química (combustión) o eléctrica (plasma o arco) para calentar y acelerar partículas (metal, cerámica, cermets, intermetálicos y polímeros) con una antorcha o pistola a velocidades que oscilan entre 50 y 1000 m/s y proyectarlas contra las superficies a ser recubiertas.

Las altas velocidades y temperaturas alcanzadas por las partículas, causan una deformación significativa de las gotas cuando impactan sobre la superficie del sustrato, produciéndose capas o placas delgadas (“splats”) que posteriormente se conforman y se adhieren a la superficie del sustrato. Esta técnica permite procesar materiales de muchas formas: polvos, barras, alambres y mezclas de compuestos.

### II.19.2. Aplicaciones

1. Alta resistencia al desgaste y a la corrosión de la superficie
2. Restauración dimensional (brocas de perforación, bloque de motores, conductores térmicos y eléctricos, componentes para turbinas, implementos para la agricultura entre otros)
3. En la Industria:
  - a) **Manufactura:** El termorociado es usado dentro de la manufactura de componentes originales de equipos en la industria aeroespacial, petrolera, automotriz, biomedicina, electrónica, generadora de potencia, entre otras.
  - b) **Mantenimiento:** La reparación de componentes es viable dentro de las siguientes aplicaciones:
    - Rodillos de impresión y de transferencia de tinta: usados en la industria de la imprenta y periódicos.
    - Recubrimientos biomédicos: Implantes de cadera.
    - **Pistones hidráulicos:** En la construcción pesada y equipo de movimiento de tierra, elevadores, grúas, múltiples usos industriales.
    - **Ejes y pistones de gran tamaño:** Ejes de barcos, equipos de refrigeración, manufactura de cemento, etc.
    - **Camisas para sellado:** Equipo hidroeléctrico, bombas para agua y químicos, etc.
    - **Variedad de ejes y piezas:** Cigüeñales automotrices, rotores de motores eléctricos, generadores, etc.
    - **Aplicaciones anticorrosivos:** Ejes, rodillos, sellos, válvulas en las industria marina y química.

- **Rellenos cerámicos:** Parte de procesos químico y muchas otras aplicaciones que requieren de cualidades abrasivas excepcionales.

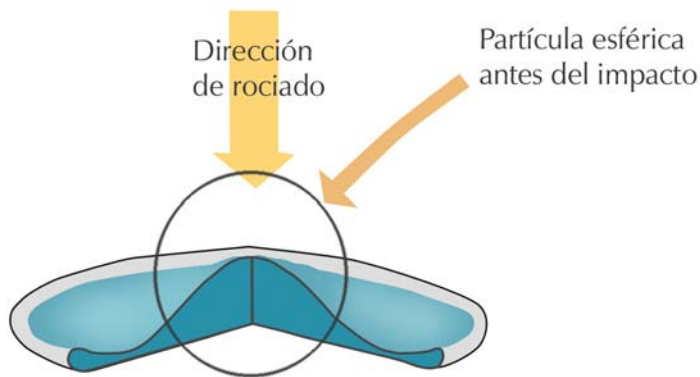
### II.19.3. Ventajas del termorociado

El proceso de termo rociado es un método muy rentable y proporciona mejoras en las propiedades del sustrato y la calidad de la superficie tratada, aumenta la resistencia al desgaste, a la corrosión, adhesión, corrosión atmosférica, soluciones químicas, a las altas temperaturas y a la cavitación.

La variedad de productos que pueden reforzarse por este método es casi ilimitada. Las capas pueden ser metálicas, cerámicas, plástico o cualquier combinación que se encuentre dentro de un rango de criterio físico. No se producen cambios metalúrgicos adversos en la pieza a termorociar, la aplicación del recubrimiento sobre el sustrato en algunos casos puede ser sin una preparación superficial y un calentamiento significativo.

### II.19.4. Proceso de termorociado

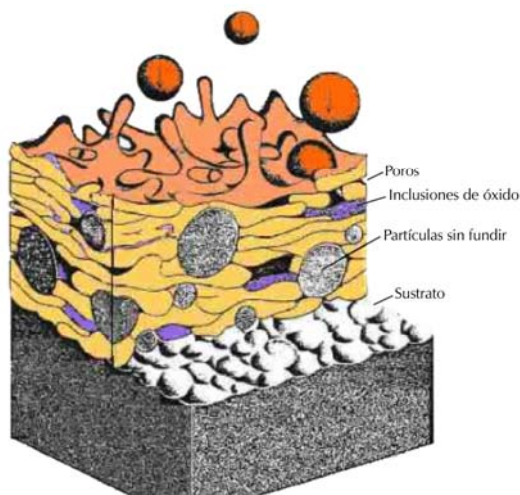
A partir de la combinación de las altas temperaturas de las partículas y de las velocidades de las gotas se origina una deformación cuando impactan sobre la superficie del sustrato, formando capas continuas (1-20  $\mu\text{m}$ ) sólidas que se enfrían a altas velocidades, para formar materiales cristalinos, uniformes y de tamaño de grano pequeño. La trayectoria de una partícula esférica antes y después de impactar contra el sustrato se puede observar en la **fig 13**.



**Fig. 13**  
Esquema gráfico de impacto de una partícula durante el proceso de termorociado

La consolidación de las partículas se logra termomecánicamente. El trabajo mecánico de éstas se debe a la energía cinética impartida por las altas velocidades del gas que aceleran las partículas. La consolidación ocurre de acuerdo a las siguientes etapas: flujo líquido, redistribución sólida, deformación sólida, recristalización y difusión.

Los depósitos contienen niveles de porosidad, partículas fundidas, semihundidas o no fundidas además de inclusiones de óxido (producto de la oxidación de las partículas), como se observa en la **Figura 2.14**. Las características del recubrimiento dependen del tipo de proceso de rociado térmico usado, de las condiciones de operación seleccionadas y del material a rociar.



**Fig. 14**  
Esquema del proceso de consolidación del termorociado

### II.19.5. Métodos del termorociado

La característica común de los métodos de rociado térmico es el uso de la energía química o eléctrica para calentar los materiales a depositar creando un flujo de gotas fundidas y semi-fundidas que son aceleradas y dirigidas hacia las superficies a ser recubiertas.

La consolidación de las partículas, depende de la energía termomecánica intrínseca en los diversos procesos de termorociado.

El termorociado, es un término que agrupa una serie de procesos usados para aplicar recubrimientos metálicos y no metálicos. Esos procesos se agrupan en 3 categorías principales: termorociado por arco de plasma, termorociado por combustión y termorociado por arco eléctrico, según Krepaski (1993).

En estos procesos, es requerido una fuente de calor y un medio de proyectar las partículas. Por este motivo, el termorociado se describe como aquel que combina la energía térmica para el calentamiento y fusión con la energía cinética para la proyección y dispersión de las partículas, de la aleación donde éstas impactan, se esparcen y solidifican sobre un sustrato previamente preparado. En este proceso las fuentes de energía térmica se usan para calentar los materiales para recubrir (povos, alambres, etc), hasta llevarlos a un estado de fusión o semifusión. Las partículas calientes son aceleradas o propulsadas hacia una superficie, ya sea por gases del proceso o por jets de atomización. El resultado es un recubrimiento formado por una serie de "lamellas" sobrepuestas, según Fauchais (2001) y Wang (1996). El elemento principal en este proceso es entonces, el origen de la energía térmica. Ésta puede ser suministrada por

la combustión entre un combustible y el oxígeno, por calentamiento eléctrico y por radiación. De estos tipos de energía, la combustión y el calentamiento por arco eléctrico son los más utilizados. Krepaski (1993), Iron (1992) e Irving (1993).

#### **II.19.6. Procesos HVOF (High Velocity Oxygen-Fuel)**

En años recientes la tendencia mayoritaria en la industria de termorociado ha estado dirigida a aumentar la velocidad de las partículas o polvos para obtener mejores espesores de recubrimientos, así como mejoras en la dureza, densidad, resistencia a la corrosión y la desgaste. Entre las técnicas de hipervelocidad se encuentra la modalidad HVOF (termorociado por combustión a alta velocidad).

Los procesos de hipervelocidad utilizan una mayor energía cinética y menos energía térmica comparada con otros procesos de rociado térmico tales como arco eléctrico, plasma y llama. La velocidad de la partícula en estos procesos es considerablemente mayor que la alcanzada en los procesos de rociado térmicos convencionales lo cual le permite tener una menor oxidación ya que ésta tiene menos tiempo en contacto tanto con la atmósfera como con la llama además de menor temperatura final comparada con procesos de plasma y arco eléctrico. Según Thorpe y colaboradores (1992), la calidad de un recubrimiento es función exponencial de la velocidad de la partícula.

#### **II.19.7. Proceso dentro de una pistola HVOF**

Por lo general las pistolas HVOF constan esencialmente de una cámara de combustión interna en la cual un gas (propileno, propano, hidrógeno o acetileno) o combustible líquido (K-1) y oxígeno, son inyectados a altas

presiones (0.5-3.5 Mpa) y altas velocidades de flujo, hasta 0.016 m<sup>3</sup>/seg. Estos compuestos son entonces encendidos y combustionan continuamente, siendo acelerados a través de una boquilla (que cumple la función de una tobera Convergente-Divergente) hacia un cilindro o tubo de aceleración enfriado con agua. Los polvos son inyectados junto con un gas de transporte hacia la salida de la cámara de combustión en la corriente de gas caliente y supersónico, son acelerados durante su recorrido a través de un tubo de aceleración (cañón) hasta salir a la atmósfera.

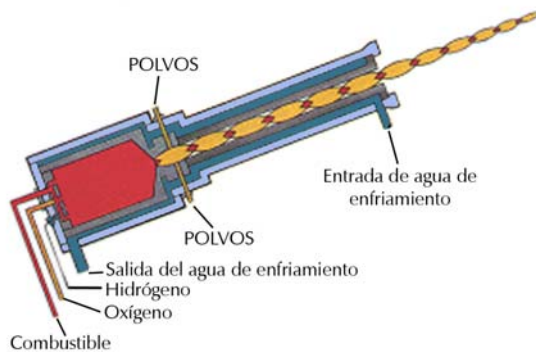


Fig. 15

Descripción de las pistolas para HVOF

El objetivo de la tecnología HVOF es transferir energía cinética y térmica a las partículas en polvo que formarán el recubrimiento con un alto grado de eficiencia. La velocidad con la cual viaja la partícula desde la salida del cañón hasta el sustrato al cual va a recubrir es un factor crítico en todos los procesos de termorociado.

Las ventajas que presenta el proceso HVOF sobre otras tecnologías de termorociado son (Thorpe):

1. Temperatura final de la partícula menor comparada con los procesos de plasma y arco eléctrico.
2. Mayor energía cinética al impactar el sustrato.



3. Ambiente más favorable (menos atmósfera oxidante)
4. Tiempo de exposición en vuelo menor debido a la alta velocidad de la partícula.
5. Calentamiento de la partícula más eficiente y uniforme debido a la elevada microturbulencia.

**Tabla 4**

Características básicas del proceso HVOF que conllevan a una mejor calidad del recubrimiento y las causas que las generan

Características	Causa
Alta densidad	Alta energía de impacto
Mayor resistencia a la corrosión	Menor porosidad
Mayor adhesión y resistencia cohesiva	Mejor enlace entre las partículas
Mayor resistencia al desgaste	Recubrimientos más duros
Menor contenido de óxido	Menor tiempo de exposición al aire
Menor contenido de partículas no fundidas	Mejor calentamiento de las partículas
Recubrimientos más gruesos	Menos esfuerzos residuales
Superficies con menor rugosidad	Mayor energía de impacto
Mayor estabilidad química de los polvos	Menor tiempo a la temperatura

### II.19.8. Procesos Involucrados en la formación de la llama.

En la cámara de combustión de la pistola se mezclan los gases que han sido introducidos a velocidad y relación predeterminada. Una chispa provoca la ignición del proceso de combustión y la energía liberada por dicho proceso es absorbida por los gases, aumentando su temperatura y energía cinética. Parte de esta energía acumulada en las moléculas de fluido se libera cuando este choca con las paredes de la cámara y del cañón, que se mantiene refrigerado por agua. El aumento de temperatura

y energía cinética de los gases provoca una diferencia de presión importante entre el interior de la cámara y la salida de la pistola de proyección, lo que produce una aceleración de las moléculas del gas involucradas en el proceso de combustión expandiéndose en el cañón hacia el exterior.

Es a la salida de la pistola donde la expansión del gas cobra su magnitud real (Presión atmosférica), el flujo es laminar y semi-expandido, es decir, la presión a la salida es mayor a la atmosférica. Durante el proceso la velocidad del fluido pasa de subsónica a supersónica formando en la llama una cadena de rombos brillantes denominados ondas de choque o diamante que debido al rozamiento con el medio ambiente tienden a desaparecer a una cierta distancia de la salida de la pistola. Guillemany (1999).

#### **II.19.9. Aspectos termodinámicos y cinéticos del proceso de termorociado HVOF**

Según Knotek un análisis del sistema de termorociado HVOF se puede dividir en tres subsistemas principales:

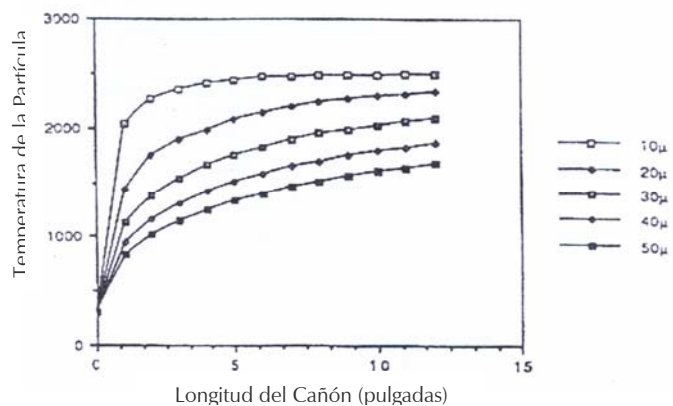
1. La fuente de energía la cual permite que los gases y las partículas a termorociar sean calentadas y aceleradas dentro de la pistola.
2. El viaje fuera de la pistola de las partículas dentro de la corriente de gas (chorro libre), donde las partículas siguen siendo aceleradas.
3. La formación del recubrimiento donde las energías cinéticas y térmicas de las partículas gobiernan la estructura del recubrimiento.

Cuando se habla de aspectos cinéticos y termodinámicos en un proceso HVOF tácitamente se está hablando de las condiciones del gas,

por lo que Thorpe (1992) estudió las condiciones del gas con partículas de carburo de tungsteno-cobalto utilizando un cañón de aceleración con una longitud de 8 pulgadas.

Las partículas de carburo de tungsteno están usualmente mezcladas, aglomeradas o recubiertas con cobalto. El cobalto tiene un punto de fusión de 1760 K. Los resultados indican que las partículas de  $40 \mu\text{m}$  y tamaños más pequeños alcanzan el punto de fusión antes de dejar el cañón de 8 pulgadas. La temperatura de las partículas no cambiará mucho durante el viaje, hasta que todo el recubrimiento de cobalto que rodea la partícula se funda, ya que el calor de fusión es suministrado por la transferencia de calor. Esto no se consideró en este análisis simple. Para un buen enlace del recubrimiento al sustrato, es importante que el cobalto esté líquido o al menos ablandado cuando las partículas impacten contra el sustrato. Observaciones experimentales confirman que las partículas de  $40 \mu\text{m}$  de carburo de tungsteno recubiertas con cobalto están lo suficientemente fundidas para adherirse a las paredes del cañón, para longitudes de cañón mayores a 8-10 pulgadas. Todo esto se encuentra en los datos suministrados por la **fig. 16**, que indica que la temperatura de las partículas de  $40 \mu\text{m}$  para 8 pulgadas de longitud de cañón está alrededor de 1760 K.

**Figura 16**  
Curvas de temperatura  
Vs longitud del cañón para  
distintos diámetros de  
partículas de WC-Co.  
Thorpe (1992)



Después de dejar el cañón, la corriente de gas a altas temperaturas y altas velocidades deberá entrar al aire frío del ambiente y así deberá expandirse, posteriormente se enfriará lentamente. Los choques de diamante, se vuelven cada vez menores y se observa que se disipan alrededor de una distancia de 20 veces de diámetro del cañón para sistemas HVOF con una longitud de cañón de 8.75 pulgadas y con una presión de cámara de combustión de 8.2 bar.

#### **II.19.10. Variables que afectan la calidad del recubrimiento**

Los efectos de la velocidad y la temperatura de la partícula sobre las características del recubrimiento han sido estudiados por un gran número de investigadores.

Indudablemente que para producir recubrimientos de calidad se requiere un conocimiento detallado de cómo los parámetros de entrada del proceso afectan la temperatura y la velocidad de la partícula, por eso a continuación se mencionan las variables más importantes del proceso:

1. La distancia del rociado
2. Relación oxígeno/combustible y la presión de la cámara
3. La morfología y procesamiento de los polvos
4. Gas de transporte
5. Flujo de alimentación de polvos
6. Longitud del cañón de la pistola

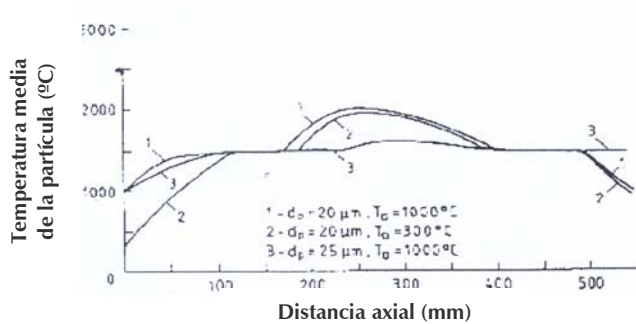
##### **II.19.10.1. Efecto de la distancia del rociado.**

Yang (1996), modeló el movimiento de las partículas y su comportamiento térmico durante el proceso de termorociado HVOF, el

cual fue validado con datos experimentales obtenidos en una pistola TAFA JP-5000. Se utilizaron polvos de la aleación INCONEL 718 (super aleación base níquel) y obtuvieron el comportamiento de la temperatura y velocidad de las partículas en función de la distancia, desde el punto de inyección de los polvos en el cañón hasta la ubicación del sustrato a recubrir. Para esta investigación se evaluaron distintos diámetros de polvo y velocidades de inyección de los mismos.

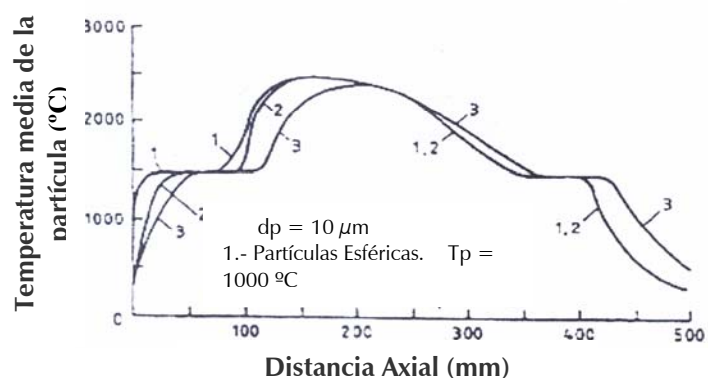
Las partículas con diámetros mayores tales como 20 y 40 micrones salen del cañón con velocidades menores a 820 y 470 m/seg, respectivamente; debido a la mayor inercia de esas partículas ellas son menos aceleradas cuando la velocidad del gas es mayor que la respectiva velocidad de las partículas. En general mientras más alta sea la velocidad de la partícula al impactar mejor será el recubrimiento obtenido. Esto se debe a que una mayor velocidad simplemente compacta las partículas más densamente en el recubrimiento. Esa diferencia de velocidades para diferentes tamaños de partículas, puede explicarse por la inercia de la partícula y así por el mecanismo de aceleración y desaceleración de la misma.

Respecto al efecto de la distancia de rociado en la temperatura de la partícula, Yang y Sobolev (1996), determinaron para diversos polvos de alimentación que el comportamiento térmico de la partícula durante su viaje al sustrato depende de su morfología, tamaño, forma, temperatura inicial, de la transferencia de calor del gas a la partícula, del material de la partícula y de sus propiedades termofísicas. Esto puede apreciarse en las **fig 17a y 17b** para polvo de carburo de tungsteno 12% cobalto.



**Figura 17a**  
Variación de la temperatura promedio de las partículas de WC-12%-Co con diferente morfología durante el termorociado por HVOF, (Sobolev,1996)

**Fig 17b**  
Variación de la temperatura promedio de las partículas de WC-12%-Co, con diferentes diámetros durante el termorociado por HVOF, (Sobolev,1996)



De la comparación y resultados presentados por Sobolev para partículas de WC-12%Co, se tiene que la distancia de rociado para partículas relativamente pequeñas son:

$$D_p: 10 \mu\text{m} < 400 \text{ mm}$$

$$D_p: 20 \mu\text{m} < 480 \text{ mm}$$

$$D_p: 25 \mu\text{m} \text{ puede exceder los } 500 \text{ mm}$$

Esto significa que la distancia de rociado óptima aumenta con el peso de la partícula. Debido a que un aumento en el peso de la partícula causa una disminución en su velocidad y así un aumento en su tiempo de residencia a altas temperaturas en la llama.

Es importante destacar que el intervalo de distancias de rociado permisible y su valor máximo aumenta con el diámetro de la partícula. Las

condiciones térmicas óptimas para el termorociado HVOF pueden ser más fácilmente alcanzadas para diámetros de partículas que estén en un intervalo entre 20 y 40  $\mu\text{m}$ .

Las partículas con un tamaño mayor al intervalo de 40  $\mu\text{m}$  no se fundirán adecuadamente. En cambio las partículas con un tamaño menor como partículas de 10  $\mu\text{m}$  de diámetro tendrán una tolerancia muy estrecha para la distancia para la distancia de rociada óptima la cual puede ser muy difícil de controlar. Con distancias de rociado mayores a la óptima las partículas pueden ser sobre enfriadas en el caso contrario debe considerarse la posibilidad de que las partículas alcancen el sustrato en un estado líquido sobrecalentado lo cual causará excesiva pérdida de metal, oxidación de las mismas y la producción de recubrimientos irregulares. El sobrecalentamiento o posible sobreenfriamiento con diámetros fuera de este intervalo de tamaño, conlleva al deterioro en la calidad de los recubrimientos.

#### **II.19.10.2. Relación oxígeno/combustible y la presión de la cámara**

Las variables de velocidad y temperatura de partícula son las responsables directas de la calidad del recubrimiento obtenido, por lo que los caudales de oxígeno y combustible y la relación existente entre ellos son los factores que a la hora de la proyección térmica de alta velocidad (HVOF), con un tipo de pistola determinado y una distribución de tamaños, composición de fases y morfologías prefijadas, pueden ser modificados con el objetivo de alterar dichas variables y así obtener una óptima calidad del recubrimiento. Sobolev (1999).

### II.19. 10.3. La morfología y procesamiento de los polvos

La forma y tamaño de las partículas es de gran importancia en procesos como la velocidad de alimentación en la pistola, transferencia de calor y la interacción con la atmósfera durante el viaje de los polvos hacia el sustrato. Sobolev (1999 y Fauchais (2001).

Los polvos obtenidos por procesos de atomización de un gas tienden a ser esféricos, mientras que los atomizados con agua y los obtenidos por molienda son angulares. Los polvos pueden tener tamaños comparables pero diferente morfología lo cual tiene una influencia significativa en las características de termorociado. Por tanto, además de especificarse el tamaño de los polvos, debe también indicarse la morfología de los mismos.

Los procesos de alta velocidad como el HVOF, requieren un tamaño de partícula más fino que los otros procesos de termorociado con plasma y llama, debido al corto tiempo de residencia de la partícula en la zona de combustión.

Según Kepraski (1993), en algunos casos un tamaño de la partícula muy fino tenderá a generar esfuerzos residuales más altos en el recubrimiento y límites menores en los espesores del mismo, posiblemente debido a que el rápido enfriamiento reduce el tiempo para que el recubrimiento pueda relajar térmicamente los esfuerzos por deformación plástica.



### **II.19.11. Carburos cementados para aplicaciones mecánicas**

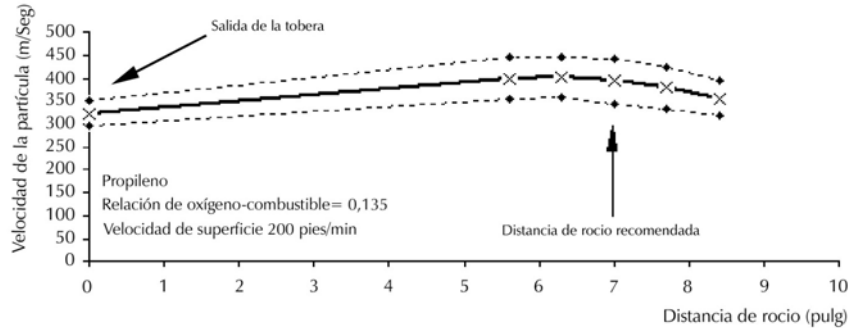
El comportamiento de los carburos cementados utilizados para herramientas de corte se encuentra fuera de las herramientas de acero y las de “cermet”. Comparaciones realizadas demuestran que los carburos cementados son más duros y presentan una mejor resistencia al desgaste que las herramientas de acero, pero también poseen una baja resistencia a la fractura y conductividad térmica a diferencia de los aceros. Por otro lado, los “cermet” son más resistentes al desgaste que los carburos cementados, pero a su vez, podrían ser no más duros que estos últimos <sup>[15]</sup>.

### **II.19. 12. Aleaciones de carburo de tungsteno-cobalto-cromo**

La familia de los carburos constituye un gran segmento de materiales usados por la industria de termo rociado. Ha sido desarrollado para superar la degradación de los componentes industriales, el comportamiento de los recubrimientos cermet depende de la resistencia de cada uno de sus componentes microestructurales, estos son la fase cerámica y la cubierta metálica, para ese caso el componente cerámico es el carburo de tungsteno que es unido por el cobalto y el cromo que lo cubren. Los cermets más comúnmente usados son los que contienen una matriz basada en cobalto debido a la buena compatibilidad y permeabilidad del cobalto con los granos de carburo de tungsteno.

Algunos de las investigaciones más recientes con éste tipo de recubrimiento han sido desarrolladas por Thorpe y Sobolev (2001), y han llegado a caracterizar ciertos comportamientos como la velocidad de la partícula dependiendo de la distancia a la que se aplica el rociado para un

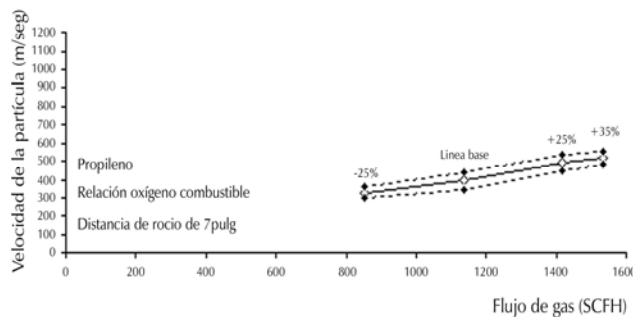
a relación de flujo de combustible (propileno) – oxígeno de 0,135 y para una velocidad de superficie de 200 ft/min (**Fig 18**).



**Fig 18**

Variación de la velocidad de las partículas de WC-Co-Cr, a diferentes distancias de rocío por HVOF para una relación de flujo de combustible (propileno)-Oxígeno y velocidad en la superficie constantes. Thorpe – Sobolev (2001)

Entre otros comportamientos que se caracterizaron en dicho trabajo, se encuentra la velocidad de la partícula dependiendo de el flujo promedio de gas que se suministre, para una distancia de rocío de 7 pulgadas y una relación de flujo de combustible (propileno) – Oxígeno de 0,135 como se observa en la **figura 19**



**Fig 19**

Variación de la velocidad de las partículas de WC-Co-Cr, a diferentes flujos de gas para una distancia de rocío y relación de mezcla oxígeno-combustible (propileno) constantes, Thorpe – Sobolev (2001)

**II.19.13. Comparación de los procesos de termorociado más usados**

El HVOF es uno de los más utilizados dentro del proceso de termorociado, la **tabla 5** indica características comparativas con respecto al proceso de arco eléctrico, flama y plasma.

**Tabla 5**  
Comparación entre procesos de termorociado

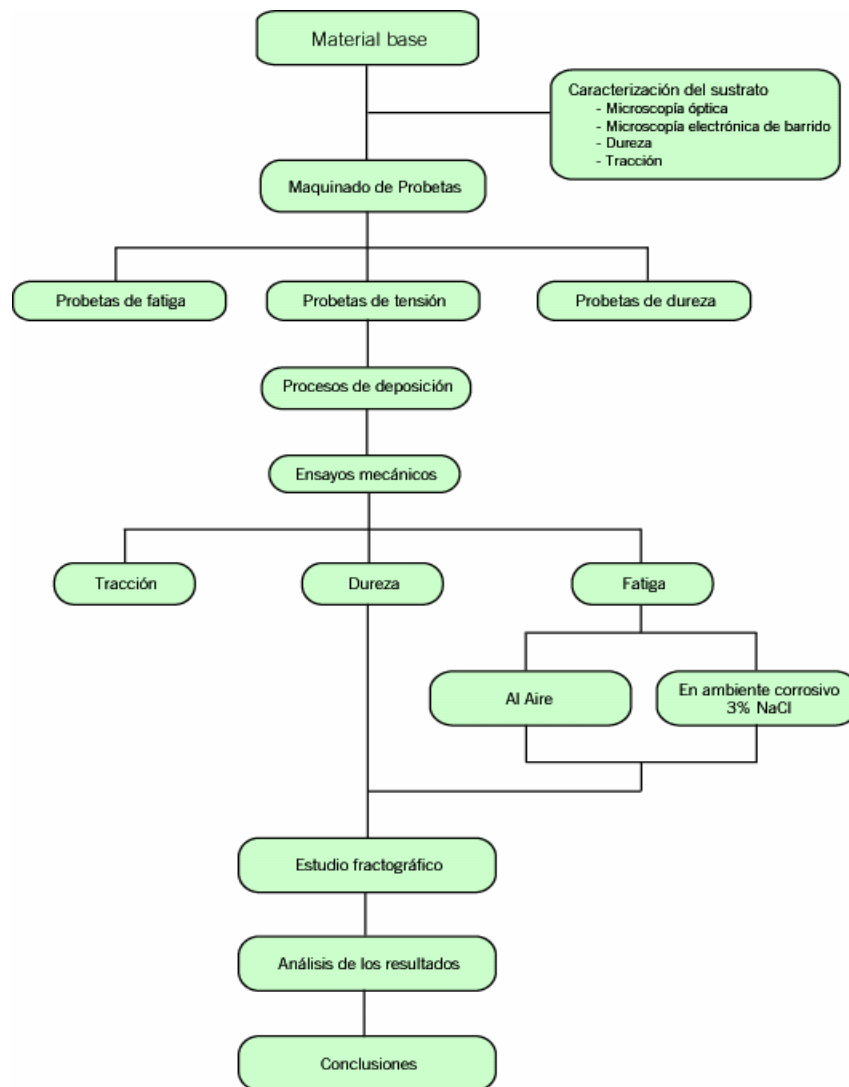
Tipo de termorociado	Flama	Arco eléctrico	Plasma	HVOF
Velocidad de las partículas (m/s) en el impacto (medida con DPV 2000)	20-50	100-200	100-300	300-500
Temperatura de la partícula(°C) (medida con DVP 2000)	-	-	<2500	<2000
Porosidad del recubrimiento (%)	10 - 20	10 - 20	1 - 10	<2
Contenido de óxido (%)	<15	<12	<7	<5
Temperatura de flama/arco (°C)	2200-2700	2200-5800	2700-13800	2200-2700
Resistencia a la tracción (MPa)	10-30	10-30	20-50	>60
Velocidad del gas (m/s)	150	150	600	>1500
Temperatura del gas (°C)	2500	4000	15000	2800
Ventajas	Bajo costo, amplio rango de materiales	Bajo costo, alta relación de rocío	Baja porosidad, buena adhesión	Muy baja porosidad, excelente adhesión, densidad, esfuerzos a compresión, menos expansivo
Limitaciones	Alta porosidad, baja adherencia, limitaciones térmicas en relación al sustrato	Alta porosidad, conductor de electricidad	Altos costos	-
Materiales	-	Zn/Al	Todos los materiales	Carburos, metales, cermets

# CAPÍTULO III

## METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

### III.1. Diagrama general

Para la realización de la parte experimental del presente trabajo, se siguió el siguiente esquema experimental:



### III.2. Maquinado y preparación de las probetas

El Maquinado de las probetas de fatiga y tracción se realizaron en tornos de control numérico en el Taller Metalmecánico JV C. A., ubicado en la carretera Caracas – Guarenas, sector Turumo; de acuerdo a las normas **ASTM E606** y **ASTM A-370** respectivamente, tal como se ilustra en la **Fig. 20 y 21**. Una vez fabricadas las probetas se procedió a dar el acabado superficial adecuado, para ello se procedió al lijado y pulido de la sección de ensayo de las probetas de fatiga el cual fue realizado en un torno a baja velocidad en dirección longitudinal en relación al eje de la probeta, con el fin de producir un lijado diagonal libre de entallas circunferenciales, las cuales podrían ser fuentes de inicio de grietas por fatiga. Las probetas de tracción fueron lijadas y pulidas de igual forma que las probetas de fatiga con el fin de obtener la misma rugosidad superficial, estas características nos permitirán obtener una mejor homogeneidad en el espesor y en la adhesión del material de recubrimiento, así como también una menor dispersión en los datos de fatiga.

El diámetro de los hombros de las probetas de fatiga-corrosión de los materiales con y sin recubrimiento es comúnmente de 12,7 mm. y la longitud de 101,6 mm., esto es lo sugerido por el fabricante del equipo para la evaluación de la resistencia a la fatiga en los manuales de la empresa Fatigue Dynamics.

En lo referente a las dimensiones de la sección de ensayo de las probetas de fatiga de radio continuo, estos son comúnmente los siguientes: diámetro menor de la sección de ensayo ( $d_0$ ) aproximadamente igual a 6,35 mm., radio continuo de la sección de ensayo de la probeta ( $R$ ) igual a 58,74 mm.

Este dimensionamiento de las probetas de fatiga se realizó de acuerdo a la norma ASTM E606.

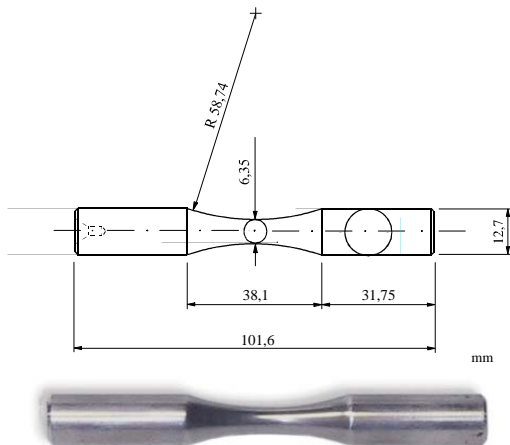
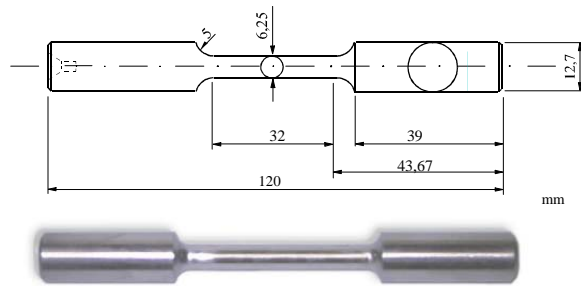
El diámetro de los hombros de las probetas de tracción de los materiales con y sin recubrimiento, también es comúnmente de 12,7 mm., ya que estas probetas deberán ser extraídas de las mismas barras de aluminio utilizado para la construcción de las probetas de fatiga. Además, la longitud de las probetas de tracción será de 120 mm., ya que las mordazas de la máquina donde se realizaran los ensayos pueden alojar probetas de 120 mm. de longitud mínima sin la utilización de barras o accesorios de extensión.

En lo referente a las dimensiones de la sección de ensayo de las probetas de tracción, estas deben cumplir con las recomendaciones sugeridas por la norma **ASTM A-370**. Dichas dimensiones son: diámetro de la sección de ensayo (**d**) igual a  $6,25 \pm 0,12$  mm, longitud de la sección de ensayo de 32 mm y radio de filete entre la sección de ensayo y el hombro de la probeta **R** igual a 5 mm.

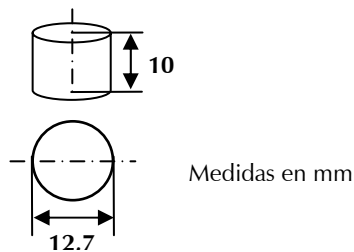
Basado en las normas **ASTM E-739** y **A-370** se estableció que para la obtención de una ecuación confiable de Basquin se necesitan ensayar de 12 a 24 probetas de fatiga y para poder reportar confiablemente las propiedades estáticas se necesitan ensayar como mínimo 3 probetas de tracción.

Adicionalmente, las probetas cilíndricas son utilizadas para realizar los ensayos de microindentación estática y análisis composicional; estas se obtuvieron realizando cortes del material base, manteniendo el mismo diámetro (1pulg) y una altura de 1 a 1,5 cm, estas probetas fueron llevadas a la empresa Plasmatec Ing. para realizar los recubrimientos. Para este tipo de probeta no existe norma de elaboración.

**Fig. 20**  
Dimensiones de la probetas de Tracción



**Fig. 21**  
Dimensiones de las probetas de fatiga



**Fig. 22**  
Probetas Cilíndricas

### III.3. Deposición de los recubrimientos

El proceso de deposición de los recubrimientos **WC-10%Co-4%Cr** denominado comercialmente **Alloy H-654** por termo rociado vía HVOF los cuales se realizarán en la empresa **PLASMATEC Ing, C. A.**

### III.4. Ensayos de tracción

El ensayo de tracción se realizó a 2 probetas, diseñadas y elaboradas para este tipo de ensayo según la norma descrita anteriormente, en una máquina Instron

modelo 8502 los cuales fueron controlados por medio de una computadora empleando un programa de ensayo de materiales en el cual se utilizó una velocidad de desplazamiento de la mordaza móvil (actuador) de 3 mm./min. y los datos tanto de alargamiento como de carga aplicada serán registrados en la misma computadora a una frecuencia de 3 seg.<sup>-1</sup>. Se realizaron mediciones tanto del diámetro inicial como del diámetro final mediante un Vernier digital, para determinar el área inicial ( $A_0$ ) y área final ( $A_f$ ) de la sección transversal de la probeta.

Los datos obtenidos durante el ensayo a saber; Carga vs. Alargamiento fueron tratados a objeto de obtener los valores reales de alargamientos experimentados por la probeta.

### III.5. Obtención y corrección de los datos

Se realizó una corrección a los datos de alargamiento con el fin de eliminar el efecto de deformación elástica de los componentes de la máquina involucrados en el sistema de ensayo (mordaza, actuadores, extensiones, etc.) La ecuación utilizada para realizar dicha corrección, es dada como:

$$(\Delta L_i)_{\text{corr}} = \Delta L_i - \Delta F_i \left( \frac{1}{K_{\text{exp}}} - \frac{1}{K_{\text{prob}}} \right) \quad (\text{Ec. 3.1})$$

Donde:  $K_{\text{exp}}$  y  $K_{\text{pro}}$  son la rigidez experimental del conjunto y rigidez teórica del material de la probeta, respectivamente. Dichas cantidades se expresan:

$$K_{\text{exp}} = \frac{\sum F_i}{\sum \Delta L_i} \quad (\text{Ec. 3.2})$$



$$K_{\text{prob}} = \frac{A_0 E}{L_0} \quad (\text{Ec. 3.3})$$

**Donde:**

$A_0$ : área transversal inicial de la sección de ensayo de la probeta.

$E$ : módulo de elasticidad del material.

$L_0$ : longitud inicial de la sección de ensayo de la probeta.

Para obtener resultados más precisos y de forma más rápida hemos realizado un programa en hoja de cálculo Excel con los datos ordenados para cada probeta.

Estos ensayos se realizaron con la finalidad de obtener el límite de fluencia y la resistencia a la tracción del material para poder seleccionar los niveles de esfuerzo necesarios para diseñar los ensayos de fatiga en flexión rotativa sin producir fluencia en el material, así como también observar algún efecto que a consecuencia de la presencia de la película o del proceso de deposición puede haber afectado el desempeño del conjunto en comparación con el material base.

Una vez obtenidos los valores de alargamiento corregido  $(\Delta L_i)_{\text{corr}}$ , para cada estado de carga correspondiente  $(F_i)$ , se procederá a construir la curva de **Esfuerzo – Deformación real ( $\sigma$  vs  $\epsilon$ )** a partir de la curva **Esfuerzo-Deformación ingenieril ( $S$  vs  $e$ )**. Según las siguientes ecuaciones:

$$\text{Esfuerzo ingenieril: } S_i = \frac{F_i}{A_0} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

$$\text{Deformación ingenieril: } e_i = \frac{(\Delta L_i)_{\text{corr}}}{L_0} \quad (\text{Ec. 3.5})$$

$$\text{Esfuerzo real: } \sigma_i = S_i (1 + e_i) \quad (\text{Ec. 3.6})$$

$$\text{Deformación real: } \epsilon_i = \ln (1 + e_i) \quad (\text{Ec. 3.7})$$

Con estos resultados se obtienen diversos parámetros tales como son: esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) a 0,02% de la deformación real y esfuerzo real a carga máxima ( $\sigma_u$ ).

### III.6. Proceso de Termorociado vía HVOF

Las probetas que estarán sometidas a los ensayos de fatiga, son previamente recubiertas con un cermet compuesto por 86% de Carburo de tungsteno, 10% de Cobalto y 4% de Cromo por termorociado vía HVOF (High Velocity oxy-fuel), utilizando una pistola para HVOF modelo JP5000, este proceso involucra una serie de parámetros que a continuación se mencionan:

**Tabla 6**  
Parámetros recomendados para el termorociado  
del WC-10%Co-4%Cr

Parámetros	Condiciones
Flujo de oxígeno	1850 scfh
Flujo de combustible (Kerosene)	6 gph
Flujo del termorociado	98 gr/min
Flujo de gas de transporte (N <sub>2</sub> )	23 ± 2 ft <sup>3</sup> /h
Velocidad de alimentación de polvos	330 rpm
Presión de combustión (en la cámara)	103 ± 5 psi
Presión de inyección de oxígeno	135 ± 10 psi
Presión de inyección de combustible	120 ± 10 psi
Longitud del cañón de la pistola	6-8 pulg
Distancia de rocío	15 pulg (380 mm)
Espesor por paso	0,0127 mm
Espesor máximo del recubrimiento	1.3 mm
Temperatura del agua de entrada para el sistema de refrigeración	70 °F
Temperatura del agua de salida para el sistema de refrigeración	125 ± 10 °F

### III.7. Ensayos de fatiga – corrosión

Los ensayos de fatiga corrosión se realizaron en una máquina de flexión rotativa, diseñada para aplicar ciclo de carga de inversión completa de flexión en voladizo en probetas de forma cilíndrica, el equipo incluye un contador de velocidad (RPM) para contabilizar los ciclos a falla y una barra calibrada con un contrapeso la cual se utiliza para aplicar el momento flector responsable de generar el esfuerzo al cual están sometidas las probetas durante el ensayo.



Fig. 23  
Máquina de Flexión Rotativa con  
cámara de Corrosión

Para crear una atmósfera corrosiva durante el ensayo, la máquina esta provista de una cámara independiente, donde el medio corrosivo es una solución salina preparada con un 3% en peso de Cloruro de Sodio (NaCl). El rociado de dicha solución salina sobre la superficie de la probeta se realiza por medio de una boquilla de distribución fijada en la parte superior de dicha cámara de corrosión, la ubicación de la boquilla coincide aproximadamente con el diámetro mínimo de la probeta a ensayar, obteniendo de esta forma una humedad uniforme en la misma y se trató de realizar todos los ensayos con un intervalo de una gota de solución por segundo, el flujo continuo de la solución se garantizó mediante el uso de una bomba eléctrica de desplazamiento positivo inmersa en un depósito para la succión del líquido y luego descarga, a pesar de que el equipo dispone de una bomba centrífuga.

Se realizaron 16 ensayos para las probetas de fatiga al aire con recubrimiento, y 16 ensayos para las probetas de fatiga corrosión a cuatro niveles distintos de esfuerzo (118, 144, 168 y 177 MPa), todos ellos inferiores al esfuerzo de fluencia

determinado en el ensayo de tracción, para cada uno de estos niveles de esfuerzo se ensayaron 4 probetas.

Los ensayos de fatiga y fatiga-corrosión para el material base fueron obtenidos de la literatura, para dichos datos fueron ensayadas 20 probetas a 4 niveles de esfuerzo (96, 120, 147 y 172 MPa) ensayando 5 probetas para cada nivel de esfuerzo.

El montaje de las probetas se realizó sujetando sus extremos mediante mordazas acopladas al eje del motor y a un eje cónico a través del cual se aplica una carga sobre la probeta ya que el mismo esta unido a una barra graduada en función del momento flector ( $M$ ) el cual es producido por un contrapeso móvil. En vista que el nivel de esfuerzo necesario en cada ensayo se aplica a través de la barra calibrada en función del momento flector, se debe calcular el valor del momento flector para cada uno de los niveles de esfuerzo preestablecidos. Para ello se utilizó la siguiente ecuación:

$$S = \frac{M \times C}{I} \Rightarrow M = \frac{S \times I}{C} \quad (\text{Ec. 3.8})$$

**Donde:**

**M** es el Momento flector dado en N.m

**S** es el esfuerzo aplicado dado en MPa

**I** es el momento polar de inercia dado en  $\text{mm}^4$

**C** es la distancia desde el eje neutro de carga hasta la superficie de la probeta dado en mm.

**C=D/2**, **D** es el diámetro de la probeta medido en mm.

Para una barra circular, se tiene que:  $I = \frac{\pi \times D^4}{64}$  (Ec. 3.9)

$$\text{Sustituyendo se tiene que: } M = \frac{S \times (\pi \times D_0^4 / 64)}{D/2} = \frac{S \times \pi \times D^3}{32} \quad (\text{Ec. 3.10})$$

Entonces el momento flector (M) se obtiene como:

$$M = 0,0982 \times S \times D^3 \text{ [Lbf} \times \text{pulg]} \text{ ó } M = 11,0955 \times S \times D^3 \text{ [MPa} \times \text{mm}^3] \quad (\text{Ec. 3.11})$$

Todos los ensayos de fatiga se realizaron a una frecuencia de 50 Hz y a una velocidad promedio entre 2800 y 3200 rpm, aunque este último no tenga mayor repercusión en los resultados, se ensayaron a una misma velocidad para disminuir la dispersión de los resultados. Los datos obtenidos de estos ensayos fueron los de número de ciclos de falla a fatiga de las probetas para cada uno de los niveles de esfuerzo.

### III.8. Construcción de la curva de whöler

Para representar los datos de los ensayos de fatiga-corrosión de una forma ordenada y al mismo tiempo con una rápida visualización de los resultados con facilidad para la comparación de los distintos recubrimientos con el sustrato, se representaron los datos obtenidos en las pruebas de fatiga en una gráfica denominada curva de Whöler en la cual se colocan los esfuerzos alternantes (**S**) en el eje de las ordenadas del diagrama, y el número de ciclos a falla (**N**), en el eje de las abscisas.

### III.9. Determinación de la ecuación de basquin

Para una mayor comodidad, la curva S-N o curva de Whöler fue representada en escala doble logarítmica, colocando el logaritmo decimal de los esfuerzos alternantes (**log S**) en el eje de las abscisas, contra el logaritmo decimal del número de ciclos a falla (**log N**) transformando de esta manera la curva en una línea recta, la cual es representada mediante la ecuación sugerida por Basquin:

$$S_a = S_f (N)^b \quad (\text{Ec. 3.12})$$

Donde:  $S_a$  es la resistencia a la fatiga del material,  $S_f$  sería el coeficiente de resistencia a la fatiga,  $N$  el número de ciclos y  $b$  el exponente de Basquin.

Este método se aplicó a las probetas recubiertas con WC-10%Co-4%Cr y se tomó de la literatura los datos de esta ecuación para el material base, tanto para fatiga al aire como para fatiga - corrosión, esto para poder realizar la comparación entre todas ellas. Las ecuaciones de Basquin obtenidas fueron realizadas aplicando el método de regresión lineal recomendado por la norma **ASTM E739**.

### III.10. Medición del tamaño de grano

La medición del tamaño de grano se realizaron según las normas ASTM E112-81, para estas mediciones se utilizaron parámetros usados generalmente y estandarizados, en la cual, se define el tamaño de grano ( $G$ ) como:

$$N = 2^{G-1} \quad (\text{Ec. 3.13})$$

Donde:  $N$ , es el número de granos que se observan en un área de  $1 \text{ pulg}^2 = 645 \text{ mm}^2$  en una micrografía tomada con una amplificación de 100 aumentos (100x)

La medición fue realizada por medio del método de intercepto lineal (HEYN), que consiste en seleccionar fotos micrográficas provenientes de 3 a 5 campos diferentes, representativa de la microestructura de la muestra a un aumento adecuado, de modo que en esta se puedan trazar varias líneas rectas de longitud conocida ( $L_T$ ) que permita establecer por lo menos 50 intersecciones con los límites de grano, de esta manera se garantiza que el método sea preciso.

### III.10.1. Determinación del número de intersecciones con los límites de grano

1. Las intersecciones con los límites de grano se cuentan como un (1) punto.
2. Las intersecciones con los puntos triples de grano se cuentan como uno y medio (1,5) puntos.
3. Los segmentos a los extremos de una línea de ensayo que se penetran en un grano se cuentan como medio (0,5) punto.
4. Una intersección tangencial con un grano se cuenta como un (1) punto.
5. El número total de puntos así contados se denota como N.
6. Se determina el número de intersecciones o interceptos por mm (**N<sub>L</sub>**) mediante la siguiente relación:

$$N_L = \frac{\sum N}{L_T} \quad (\text{Ec. 3.14})$$

**Donde:** N es el número total de intersecciones con cada línea de ensayo y **L<sub>T</sub>** es la longitud total de cada línea de ensayo.

Longitud promedio (mm) de intercepto lineal: (Parámetro análogo al diámetro promedio de grano D<sub>p</sub>)

$$L_3 = D_p = \frac{1}{N_L} \quad (\text{Ec. 3.15})$$

### III.10.2. Estudio fractográfico (MEB)

La evaluación fractográfica se realizó por medio de un microscopio Electrónico de Barrido (**MEB**) con un voltaje de aceleración de 25 KV, básicamente se utilizaron dos modos de imagen, a saber, electrones secundarios para el estudio de la superficie de fractura y electrones primarios en el análisis de

secciones perpendiculares a la superficie a fin de detectar grieta paralelas a la grieta principal. Adicionalmente se garantizó un ángulo de incidencia no mayor de  $60^\circ$ , pudiendo de esta manera reportar dimensiones reales a partir de las fotomicrografías obtenidas, donde sólo se evaluaron las probetas con recubrimiento que fallaron a un número de ciclos próximo al promedio calculado para el nivel de esfuerzo correspondiente. La observación se realizó sobre la superficie de la grieta principal de fractura para ubicar las zonas de avance de grieta por fatiga, transición y de sobrecarga, así como también los potenciales puntos de inicio, ello también permitirá inferir el modo de propagación de las grietas.

### **III.10.3. Preparación de las muestras para la microscopía electrónica de barrido (MEB)**

De las probetas fracturadas por fatiga una mitad de cada probeta fue cortada a unos 6 mm. de la zona de fractura para poder montarlas en el microscopio, para ello se utilizó una máquina cortadora de disco abrasivo, estas para observar los puntos de inicio de la o las grietas. A la otra mitad de la probeta se le realizó un corte longitudinal por el centro de la superficie fracturada y luego un corte transversal a unos 7 mm. de la zona de fractura, para este caso se empleó una máquina cortadora con disco de diamante, esto con el objeto de determinar en que lugar se forma la grieta, ya que puede originarse en la intercara recubrimiento – sustrato, en el sustrato o en el recubrimiento.

A todas las muestras se le realizó una limpieza con acetona en el equipo de ultrasonido durante 20 a 30 minutos, manteniendo la zona de fractura hacia abajo y totalmente sumergida y luego se limpiaron con alcohol y secadas con aire caliente, todo esto con la finalidad de eliminar productos de grasa u óxidos depositados en la superficie de fractura. Las muestras fueron montadas en unas



bases metálicas del microscopio, utilizando para ello adhesivos conductores para su fijación en la cámara del microscopio.

### III.10.4 Caracterización del conjunto

#### III.10.4.1. Microindentación estática

Las muestras cilíndricas fueron evaluadas superficialmente para determinar la dureza compuesta (sustrato-recubrimiento) y tratar de inferir la dureza absoluta de los recubrimientos, para ello se utilizó un microdurómetro, con un penetrador Vickers (pirámide de diamante con base cuadrada con ángulo de  $136^\circ$  entre caras) y se utilizó un barrido de cargas de: 25, 50, 100 y 200 gramos. Para este ensayo se disponía de un Software que controlaba la pletina motorizada del

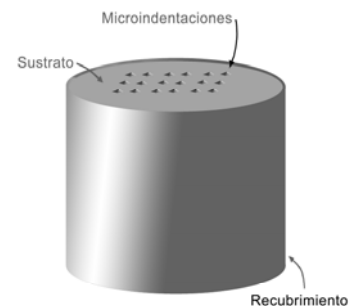


Fig. 24  
Microindentación estática  
del conjunto sustrato  
recubrimiento

equipo de microindentación y de esta forma permitía diseñar una plantilla, la cual reproducirá los puntos de análisis durante los ensayos. La plantilla se diseñó para realizar 24 medidas por carga, 6 medidas  $\times$  4 niveles de carga a una distancia de  $300 \mu\text{m}$  entre cada punto de estudio, para evitar el endurecimiento por deformación creado por el indentador en cada punto, luego a través del Software se realizó la medida de las diagonales de la huella y posteriormente a través de la ecuación estándar de Vickers se estimó la dureza como función de la carga aplicada y el valor de las diagonales de la huella. Dicha ecuación se presenta a continuación:

$$HV = \frac{2P \times \text{Sen}(\alpha / 2)}{d^2} \quad (\text{Ec. 3.16})$$

Una vez realizados los ensayos se procedió a graficar los valores de **dureza obtenidos vs. la carga y la diagonal promedio** y así determinar si existe alguna

dependencia por efecto de tamaño de huella en el comportamiento de dureza del conjunto, así mismo se determinó a partir de estos datos la Ley de Meyer que describe la conducta de la curva de **Dureza vs Carga**.

### III.11. Descripción de los equipos.

#### III.11.1. Máquina de Tracción

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos, marca Instron, modelo 8502, ubicada en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Metalurgia UCV. Estos ensayos fueron controlados por medio de un programa de computadora para ensayos mecánicos a una velocidad de 3 mm/min.



**Fig. 25**  
Máquina de tracción



**Fig. 26**  
Máquina de flexión rotativa

#### III.11.2. Máquina de Fatiga

Los ensayos de fatiga y fatiga corrosión se realizaron en una máquina de flexión rotativa fabricada por Fatigue Dynamics Inc., modelo RBF-200 ubicada en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Metalurgia UCV. La Máquina esta diseñada para aplicar ciclos de cargas invertido en voladizo sobre probetas en forma cilíndrica; esta Máquina posee un contador de ciclos y un regulador de velocidad que puede variar las revoluciones entre 500 y 10.000 rpm. Adicionalmente es posible acoplar al equipo una cámara capaz de gotear continuamente una solución salina sobre la sección calibrada de la probeta.

### III.11.3. Cortadora de Disco Abrasivo

Los cortes de las probetas para microscopía fueron realizados en la cortadora con disco abrasivo marca BUEHLER, modelo ABRASIMET 2, perteneciente al Laboratorio de Aluminio de la Escuela de Metalurgia de la Universidad Central de Venezuela.



### III.11.4. Máquinas de Pulido



**Fig. 28**  
Máquina de Pulido  
mecánico

#### III.10.4.1. Máquina de pulido mecánico

El pulido de las probetas fue realizado en la máquina de pulido mecánico marca BUEHLER modelo ECOMET5.

#### III.11.4.2. Máquina de pulido por vibración

El pulido final de las probetas fue realizado en la máquina de pulido mecánico marca BUEHLER modelo VIBROMRT2 con un rango de porcentaje de amplitud de vibración entre 0-100.

Ambas máquinas pertenecen al Laboratorio de Aluminio de la Escuela de Metalurgia UCV.



**Fig. 29**  
Máquina de Pulido  
por vibración

### III.11.6. Cortadora de Precisión

Los cortes longitudinales y transversales de las probetas para microscopía electrónica fueron realizados en la cortadora de precisión con disco de diamante,

marca BUEHLER, modelo ISOMET 2000, perteneciente al Laboratorio de Aluminio de la Escuela de Metalurgia UCV.

### III.11.7. Equipo de Microindentación Estática

Se utilizó un equipo durómetro modelo Leco M-400H acoplado a un sistema de análisis de imagen Leco 3001, perteneciente al Laboratorio de Análisis de Superficie ubicado en la Escuela de Ingeniería Metalúrgica.



**Fig. 30**  
Microdurómetro

### III.11.8. Microscopio electrónico de barrido

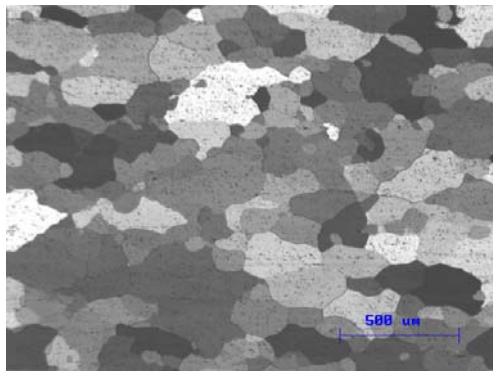
Se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido marca Phillips, modelo XL 30, con un voltaje de aceleración de 25 KV perteneciente al Laboratorio del Instituto Universitario Tecnológico. Básicamente se utilizaron dos modos de imagen a saber, electrones secundarios para el estudio de la superficie de fractura y electrones primarios en el análisis de secciones perpendiculares a la superficie a fin de detectar grieta paralelas a la grieta principal. Adicionalmente se garantizó un ángulo de incidencia no mayor de  $60^\circ$ , pudiendo de esta manera reportar dimensiones reales a partir de las foto-micrografías obtenidas. Finalmente cabe destacar que el equipo de barrido utilizado cuenta con un Software especializado para la realización de mediciones sobre la imagen electrónica directamente.

# CAPÍTULO IV

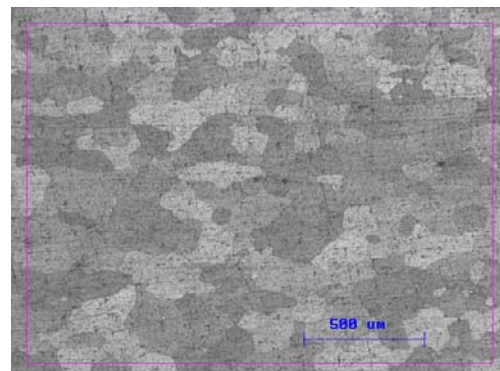
## RESULTADOS Y ANÁLISIS

### IV.1. Caracterización del sustrato

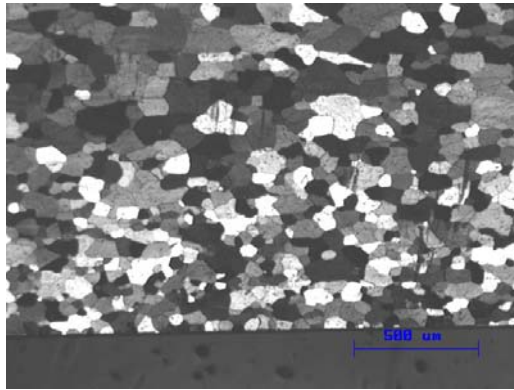
Se ha realizado un estudio comparativo entre el material base (AA-6063 T6) y el conjunto sustrato recubrimiento (material base + WC-10%Co-4%Cr) con la finalidad de observar el tamaño promedio de los granos en dos zonas específicas de la sección longitudinal para cada caso, en las **figuras 31** y **32** se observan los granos en la región central del material base y del conjunto sustrato recubrimiento respectivamente mientras que en las **figuras 33** y **34** se muestran los granos en la región cercana al borde del material base y a la intercara del conjunto sustrato recubrimiento respectivamente.



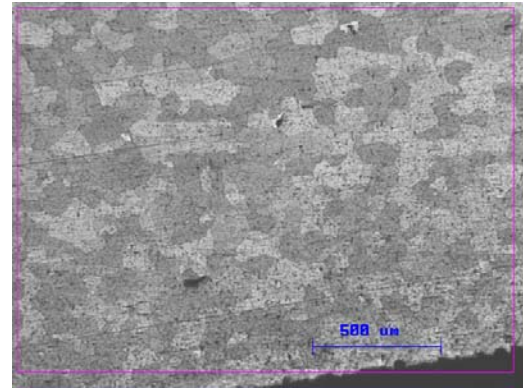
**Fig. 31**  
Sección longitudinal central del  
aluminio 6063 T6



**Fig. 32**  
Sección longitudinal central del  
conjunto sustrato recubrimiento



**Fig. 33**  
Sección longitudinal cercana al borde  
del aluminio 6063 T6



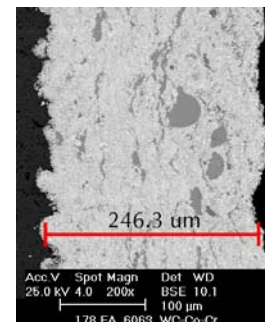
**Fig. 34**  
Sección longitudinal cercana al  
borde del conjunto sustrato  
recubrimiento

El estudio realizado revela que el material base no presenta modificación significativa en su microestructura, ya que el tamaño de los granos en la sección longitudinal correspondiente a la zona cercana al borde son  $58 \mu\text{m}$  para el sustrato y  $56 \mu\text{m}$  para el material base recubierto, además para la zona cercana al centro los valores de tamaño de grano promedio son  $91 \mu\text{m}$  para el material base y  $90.9 \mu\text{m}$  para el conjunto sustrato recubrimiento.

## IV.2. Caracterización del recubrimiento

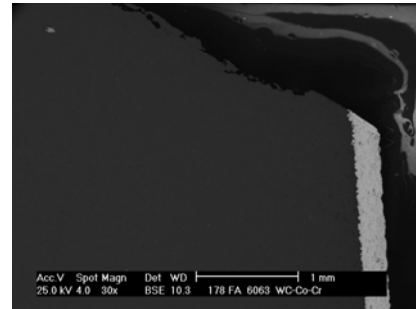
### IV.2.1. Espesor y características generales del recubrimiento

Se obtuvo un promedio del espesor del recubrimiento de  $250 \mu\text{m}$ , mostrado en la **figura 35**, éste presenta una estructura lamelar paralelas a la superficie del sustrato con algunas partículas semifundidas, lo cual es típico en este tipo de recubrimientos. No se observa presencia de porosidades. La superficie de la intercara es irregular, producto del impacto de las partículas del



**Fig. 35**  
Medición del espesor  
del recubrimiento  
de WC-10%Co-4%Cr

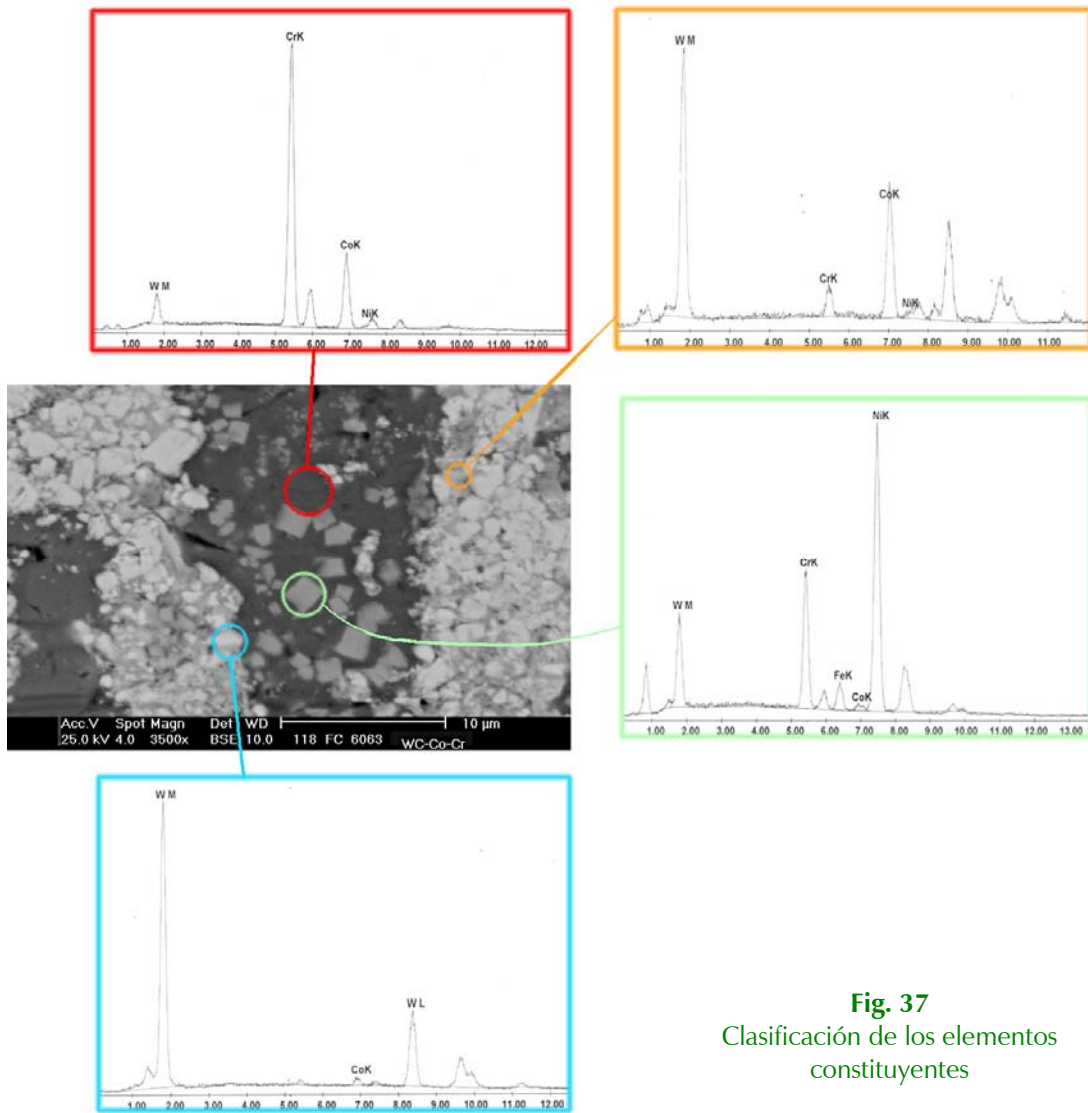
recubrimiento a altas velocidades sobre el sustrato, esto debería garantizar un buen anclaje mecánico beneficiando la adherencia del recubrimiento; resaltando que la condición inicial de la superficie del sustrato era especular. En este sentido la **figura 36** muestra una zona de despegue donde el recubrimiento permanece unido al sustrato, lo cual demuestra la buena adherencia que éste presenta. Incluso luego de ser sometido al ensayo de fatiga.



**Fig. 36**  
Sección longitudinal del  
labio de despegue

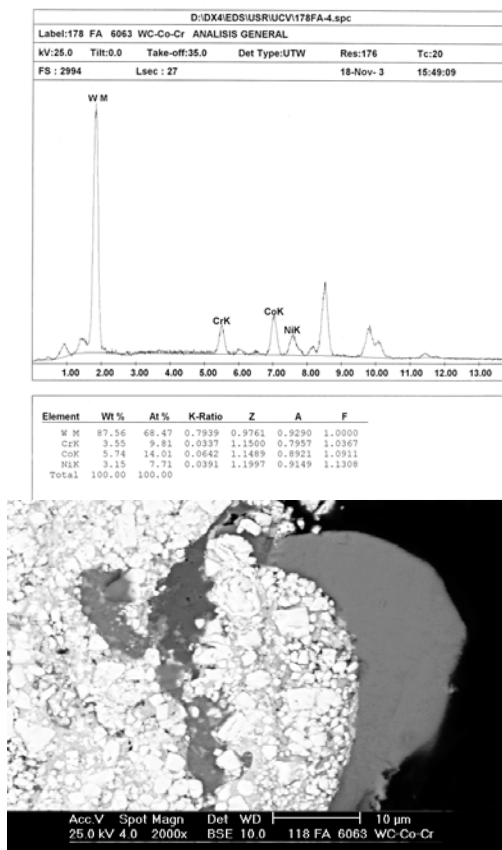
#### IV.2.2. Morfología de los microconstituyentes

Del análisis por Microscopía electrónica de barrido (MEB), se pudo establecer la presencia de 4 fases en el recubrimiento, el elemento en mayor cantidad está constituido por un 88% de carburo de tungsteno (WC), luego están las fases cementantes en menor proporción, el cobalto en un 6%, cromo en un 4% y níquel en un 3%, este último componente metálico es considerado como contaminante debido a que el recubrimiento aplicado está compuesto teóricamente por 86% de Carburo de Tungsteno, 10% de Cobalto y 4% de Cromo. Esto es tomado del análisis por espectroscopia por dispersión de rayos X de un análisis general sobre una porción representativa del recubrimiento. En la **figura 37** se observa el análisis de los componentes generales del recubrimiento, caracterizando cada una de las fases observadas.



**Fig. 37**  
Clasificación de los elementos  
constituyentes





**Fig 38**  
Detalle de sección transversal del recubrimiento

En la **figura 38** se presenta un detalle del recubrimiento en el cual se observa una distribución heterogénea e irregular de sus componentes, principalmente el cromo, el cual se presenta en algunos casos en forma de lagunas. Las partículas de Carburo de Tungsteno están en forma más homogénea y con tamaños de partículas menos variable hacia el interior del recubrimiento, ya que hacia la superficie las partículas se tornan de mayor tamaño y el cobalto se presenta en forma envolvente sobre las partículas de carburo de tungsteno. El mayor tamaño de partícula de carburo de tungsteno en la superficie del recubrimiento, puede tener cierta influencia en el desarrollo de la nucleación de las grietas de fatiga.

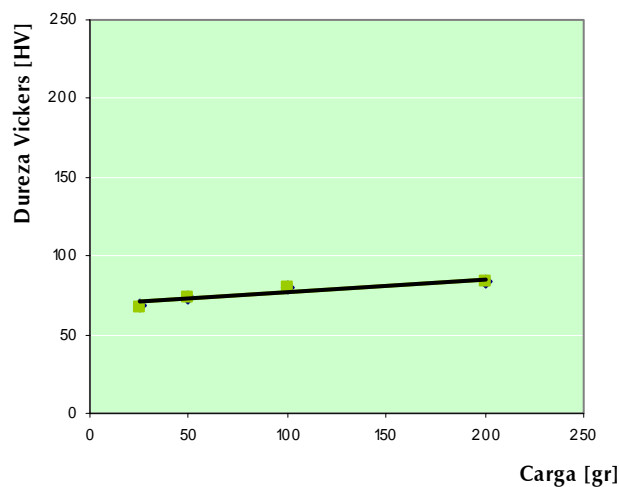
#### IV.2.3. Resultados de dureza

En Las **tablas 6** se muestran los valores obtenidos de la dureza producto de un barrido de cargas aplicadas a dos muestras, una muestra del material base (aluminio 6063 T6) sin la aplicación del recubrimiento y otra muestra del mismo material recubierto con **WC-Co-Cr** donde se aplicaron las cargas sobre el sustrato, para determinar si el proceso de deposición produce cambios en las propiedades intrínsecas del material base, observando que no hubo ningún cambio significativo en estos valores. En la **tabla 7** se muestran los valores de dureza obtenidos en la superficie en recubierto “recubierto como tal”.

**Tabla 6**  
Dureza vickers para el aluminio 6063 T6 con y sin recubrimiento

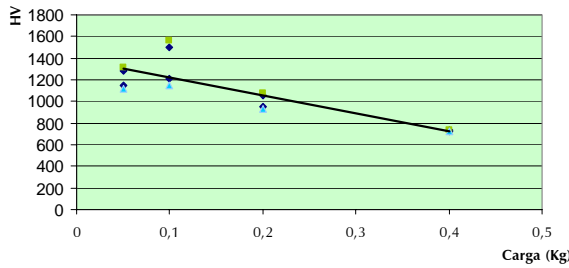
Carga [g]	Aluminio base			Aluminio recubierto		
	Diagonal Promedio [ $\mu\text{m}$ ]	Dureza Vickers [HV]	Dureza (GPa)	Diagonal promedio [ $\mu\text{m}$ ]	Dureza Vickers [HV]	Dureza (GPa)
25	26,75	68,75	0,674	27,02	67,47	0,662
50	36,07	73,00	0,716	35,82	74,02	0,7226
100	47,75	80,28	0,787	47,99	79,53	0,779
200	68,45	83,30	0,817	65,57	76.60	0,751
	<b>Dureza Promedio</b>	<b>76,33</b>	<b>0,748</b>	<b>Dureza Promedio</b>	<b>74.41</b>	<b>0,7287</b>

Fig. 39  
Curvas de dureza Vickers para el aluminio 6063 T6 con y sin recubrimiento



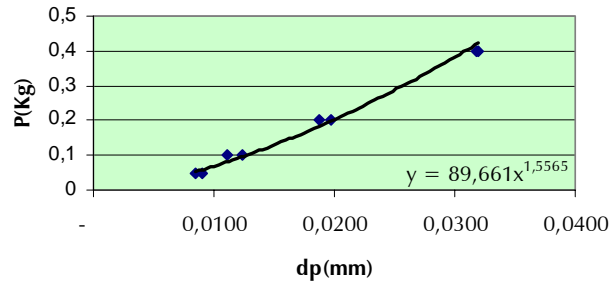
**Tabla 7**  
Dureza vickers para el recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr

Carga [g]	Diagonal 1 [ $\mu\text{m}$ ]	Diagonal 2 [ $\mu\text{m}$ ]	Diagonal promedio [ $\mu\text{m}$ ]	Dureza Vickers [HV]	Dureza (Gpa)
50	0,009	0,009	0,0090	1144,6714	11,22
50	0,009	0,009	0,0085	1283,2995	12,58
100	0,012	0,011	0,0111	1498,2898	14,69
100	0,012	0,013	0,0124	1210,8921	11,87
200	0,020	0,020	0,0198	950,8054	9,32
200	0,022	0,016	0,0188	1054,9292	10,34
400	0,032	0,033	0,0320	724,3624	7,1
400	0,032	0,032	0,0318	735,8146	7,21



**Figura 40**  
Curva de Dureza Vs. Carga aplicado al recubrimiento de WC-Co-Cr

**Figura 41**  
Curva de Carga aplicada Vs. Diagonal Promedio



**Tabla 8**  
Ley de Meyer para el recubrimiento de WC-Co-Cr

Ley de Meyer	K	n`
$P=K*d \wedge n'$	89,6603	1,5565

De la evaluación superficial de las muestras cilíndricas para determinar la dureza del sustrato con y sin recubrimiento (Tabla 6), se tiene que para el sustrato con recubrimiento, la dureza no se ve alterada con respecto a la del sustrato original en condición de entrega, obteniéndose los mismo valores en ambos casos, lo cual indica que la aplicación de la película no provoca ningún efecto sobre la micro estructura del material base.

En la **Tabla 7** se encuentran los valores de dureza Vickers para el recubrimiento, con los cuales se determinó la Ley de Meyer (**Tabla 8**), obteniéndose un valor de 1,56 para **n`** y 89,66 para **K**. Donde **n`** es la constante del material relacionada con el endurecimiento por deformación del metal y **K** es la constante del material que expresa la resistencia del metal a la penetración.

### IV.3. Ensayos de tracción

En la **tabla 9** se proporcionan los resultados obtenidos del ensayo de tracción realizados para el material base, aluminio 6063 T6 en condiciones de entrega y para el material recubierto con WC-10%Co-4%Cr, dichos valores son resultado del promedio de las muestras ensayadas, de igual forma, los datos de **carga - alargamiento** para cada ensayo fueron corregidos, a fin de considerar la deformación elástica de los elementos de máquina que pudiesen afectar los valores de la deformación real. Las tablas muestran los valores de  $\sigma_y$  y  $\sigma_t$  obtenidos de las curvas **esfuerzo vs. deformación real** para cada ensayo realizado, reportando el promedio del esfuerzo de fluencia del material con y sin recubrimiento, necesarios para diseñar los ensayos de fatiga.

**Tabla 9**

Resultados del ensayo de tracción para el aluminio 6063 T6 en condición de entrega y recubierto

	Aluminio 6063 T6		Aluminio 6063 T6 recubierto	
	Sy [MPa]	St [MPa]	Sy [MPa]	St [MPa]
Probeta 1	181,59	219,63	182,95	212,57
Probeta 2	197,80	225,30	148,51	174,82
Probeta 3	191,40	238,63	-	-
<b>Promedio</b>	<b>190,26</b>	<b>227,85</b>	<b>165,73</b>	<b>193,70</b>

### IV.4. Variación del esfuerzo de fluencia y esfuerzo a la tracción del material recubierto respecto al material base

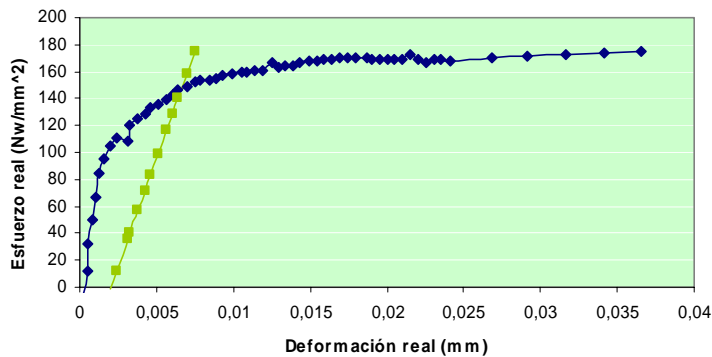
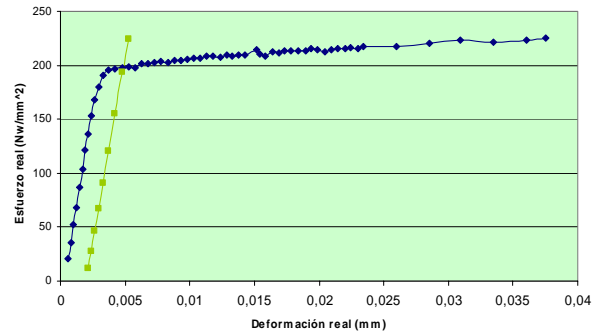
**Tabla 10**

Variación del esfuerzo de fluencia y de tracción del material recubierto on rescto al material base

Esfuerzo de fluencia		Resistencia a la tracción	
Variación [MPa]	%	Variación [MPa]	%
-24,53	14,8	-34,15	17,63

### IV.5. Curvas de Esfuerzo real vs. Deformación real

**Fig. 42**  
Esfuerzo real vs.  
Deformación real  
para el aluminio 6063 T6



**Fig. 43**  
Esfuerzo real vs.  
Deformación real para el  
aluminio 6063 T6  
recubierto con  
WC-10%Co-4%Cr

### IV.6. Ensayos de Fatiga

A continuación en las **tablas 11** y **12** se presentan los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga en flexión rotativa al aire y bajo ambiente corrosivo (con un caudal de 5 cc/seg de la solución de NaCl) respectivamente, en estos datos se presentan los números de ciclos a falla de las probetas ensayadas para cada nivel de esfuerzo calculado como una fracción del esfuerzo de fluencia indicado en la **tabla 9**, (63, 77, 90 y 95 % de  $\sigma_y$ ) para ambos casos. Los valores correspondientes al material base que se presentan en la **tabla 9** fueron extraídos de la literatura. También se muestran las curvas Log-Log de resistencia a la fatiga para cada condición ensayada en la **figura 36**, así como los parámetros de la ecuación de Basquin, los cuales fueron obtenidos por medio de una regresión lineal de todos los puntos de cada curva y se muestran en las **tablas 13** y **14** para fatiga al aire y fatiga corrosión respectivamente.

**Tabla 11**

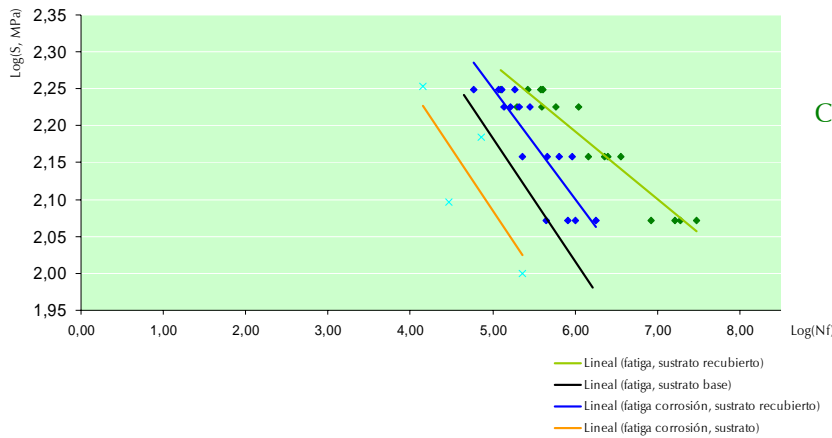
Resultados del ensayo de fatiga al aire del aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr.

% Del esfuerzo de fluencia ( $S_y$ )	Esfuerzo	Nº de ciclos a falla	Desviación estándar	Nº de ciclos promedio
<b>63</b>	<b>117,82</b>	8.346.400	10.019.366	<b>19.129.250</b>
		16.295.700		
		32.424.400		
		19.450.500		
<b>77</b>	<b>143,99</b>	2.306.700	856.277	<b>2.443.325</b>
		3.540.700		
		1.455.400		
		2.470.500		
<b>90</b>	<b>168,31</b>	1.121.200	397.358	<b>576.000</b>
		199.100		
		592.400		
		391.300		
<b>95</b>	<b>177,66</b>	125.200	128.169	<b>293.975</b>
		405.800		
		380.200		
		264.700		

**Tabla 12**

Resultados del ensayo de fatiga corrosión del aluminio 6063 T6 recubierto con WC-10%Co-4%Cr.

% del esfuerzo de fluencia ( $S_y$ )	Esfuerzo	Nº de ciclos a falla	Desviación estándar	Nº de ciclos promedio
<b>63</b>	<b>117,82</b>	448.200	576.155	<b>1.017.025</b>
		805.400		
		1.005.400		
		1.809.100		
<b>77</b>	<b>143,99</b>	461.200	293.761	<b>565.425</b>
		928.000		
		232.300		
		640.200		
<b>90</b>	<b>168,31</b>	137.200	64.487	<b>199.900</b>
		285.500		
		210.300		
		166.600		
<b>95</b>	<b>177,66</b>	116.300	52.233	<b>37.304</b>
		186.000		
		128.100		
		58.600		



**Fig. 44**  
Curvas de Whöler

**IV.7. Obtención de los parámetros de la ecuación de basquin**

**Tabla 13**

Obtención de la ecuación de basquin para Fatiga al aire del aluminio recubierto

Obtención de la ecuación de basquin			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,0909	<b>b =</b>	-0,0909
Intersección (eje Y)	2,7376	<b>Sf =</b>	546,47
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,9164	<b>S<sub>a</sub> = 546,47 * (N<sub>f</sub>)<sup>-0.0909</sup></b>	

**Tabla 14**

Obtención de la ecuación de basquin para Fatiga corrosión del aluminio recubierto

Obtención de la ecuación de basquin			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,1491	<b>b =</b>	-0,1491
Intersección (eje Y)	2,9961	<b>Sf =</b>	991,12
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,7361	<b>S<sub>a</sub> = 991,12 * (N<sub>f</sub>)<sup>-0.1491</sup></b>	

En la **Fig. 36** se muestran las curvas S-N (Curvas de Whöler) tanto de fatiga al aire y fatiga corrosión para el conjunto sustrato recubrimiento y son comparadas

con el material base. En principio podemos observar claramente que existe un incremento importante en la resistencia a la fatiga para ambos casos, dicho aumento para fatiga al aire y fatiga corrosión se encuentra para los niveles de esfuerzo inferior de 63% en 2 órdenes de magnitud y para los niveles superiores a éste, el incremento es de 1 orden de magnitud.

Este comportamiento se puede atribuir ciertamente a la presencia del recubrimiento como consecuencia de los esfuerzos residuales en compresión que son generados en la superficie del material producto de la deposición del mismo. De acuerdo a lo reportado en la literatura estos depósitos pueden generar esfuerzos residuales de compresión comprendidos dentro de un rango de 150-250 MPa para el termorociado aplicado manualmente, además estos esfuerzos residuales compresivos dependen entre otra cosas de la energía de impacto como técnica de deposición en si misma y de otros factores como la distancia de rocío y de la velocidad con que se suministran los polvos, los cuales reportan un rango de 100-250 MPa donde se ubican dichos esfuerzos para una zona de buena calidad de recubrimiento<sup>[12]</sup>, dicha condición superficial también depende de los coeficientes de expansión térmica tanto recubrimiento ( $\alpha_s=5,4*10^{-6} (^\circ\text{C})^{-1}$ ) como del sustrato ( $\alpha_s=23,5*10^{-6}(^\circ\text{C})^{-1}$ ), ya que solo en el caso en que el coeficiente de expansión térmica del recubrimiento sea menor que el del sustrato se pueden generar esfuerzos compresivos<sup>[12]</sup>. Es importante acotar que a diferencia de otros autores de la literatura especializada que han reportado disminuciones en la vida a la fatiga en anteriores investigaciones, han realizado sus estudios con recubrimientos “como depositado”, por el contrario este estudio se realizó en condiciones superficiales mejoradas del recubrimiento, logrando una disminución de la rugosidad, llevando estos valores de **Ra** desde aproximadamente 5,5 hasta 3.



Otro aspecto derivado del análisis de estos valores fue la dispersión que presentan los datos correspondiente a los ciclos de falla para un determinado esfuerzo alternante, de los cuales se aprecia una moderada tendencia a incrementar los valores de desviación estándar, al disminuir el nivel esfuerzo aplicado, este comportamiento es característico de las aleaciones metálicas en general. Esto podría ser atribuido a que a cargas elevadas la falla esta condicionada básicamente por el esfuerzo alternante, mientras que a bajos niveles de esfuerzo los aspectos probabilísticos alcanzan una considerable influencia sobre la ocurrencia del evento de nucleación de la grieta.

#### **IV.8. Estudio fractográficos**

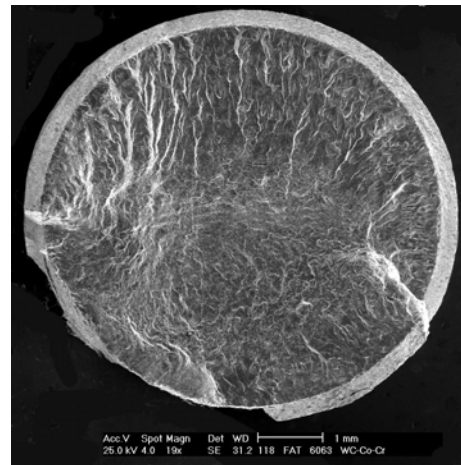
A continuación se muestran los resultados obtenidos del estudio fractográfico realizado con el microscopio electrónico de barrido (MEB) a ocho (8) muestras de las probetas fracturadas por fatiga, cuatro (4) con cortes longitudinales y cuatro (4) con cortes transversales, éstas escogidas en los puntos más cercanos al promedio del número de ciclos a falla para cada nivel de esfuerzo. De estos resultados se exponen una serie de fotomicrografías realizadas a distintos aumentos para cada una de ellas, con la finalidad de diferenciar las distintas zonas de fractura por fatiga y observar los posibles puntos de inicio de la grieta. Para algunas de las muestras, se observaron a un mayor aumento para definir el mecanismo de fractura del material. En otras se realizó un estudio de la zona del recubrimiento para ver la forma de propagación de la grieta y su comportamiento luego de estar sometido a cargas; y en los casos de mayor interés se realizó un análisis composicional por medio de la técnica de Espectroscopia por dispersión en Energía de rayos X (EDS), para poder corroborar si existe alguna presencia de defectos o fases secundarias asociadas con el proceso de nucleación. En los cortes longitudinales se estudió la existencia de algunas grietas principales paralelas a la

superficie de fractura que no llegaron a fracturar el material e identificar la intercara del recubrimiento – sustrato.

#### IV.8.1. Estudio fractográfico para fatiga al aire

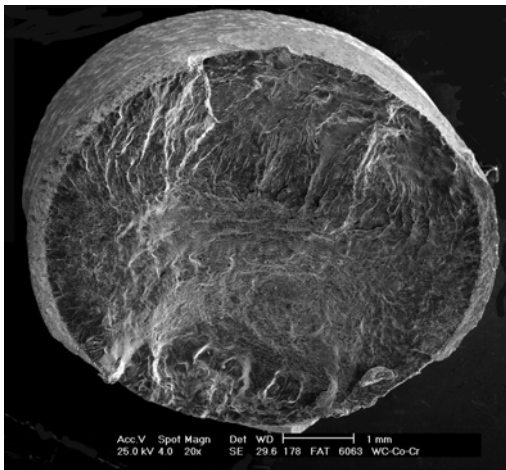
En las **figuras 45 y 46**, se muestran las superficies de fractura de las probetas sometidas a fatiga al aire a esfuerzos de 118 y 178 MPa respectivamente, en éstas se puede observar las zonas características de la fractura por fatiga, una zona lisa que forma parte del crecimiento y avance de grieta. Este proceso de avance se presenta a 90° con respecto a la dirección del esfuerzo aplicado, dejando una huella por la propagación de la grieta, lo cual está dominado por el proceso de despunte plástico, ampliamente discutido y aceptado.

De estas probetas se puede ver claramente que presentan múltiples puntos de inicios de grietas en la periferia de la superficie, esto se evidencia por la presencia de escalones de clivaje, como consecuencia de la coalescencia de dos frentes de crecimiento de grieta para formar dicho escalón. Se observa también un mayor número de inicios de grieta para grandes esfuerzos aplicados, esto puede ser atribuido a que para mayores esfuerzos, cualquier imperfección en la superficie puede provocar la nucleación de grietas, en cambio que para esfuerzos menores, predomina la propagación de pocas grietas.



**Fig 45**

Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al aire a un esfuerzo de 118 MPa

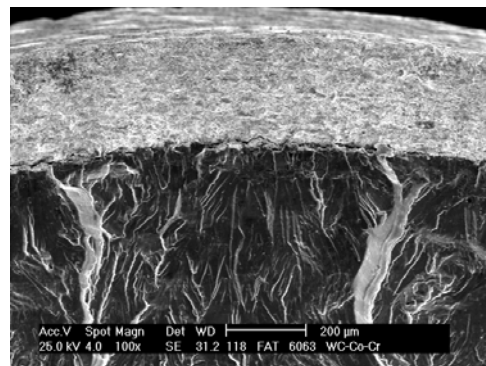
**Fig 46**

Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al aire a un esfuerzo de 178 MPa

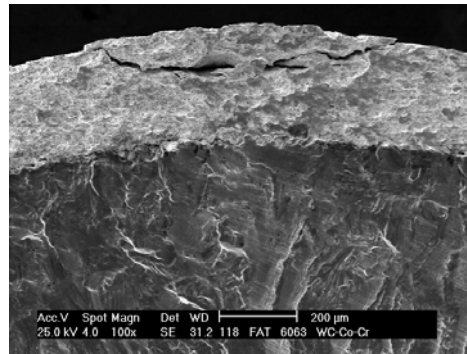
Luego se presenta la zona de despegue por sobrecarga, que se caracteriza por ser rugosa (textura fibrosa) típico de procesos de fractura dúctil en donde una vez alcanzados esfuerzos lo suficientemente elevados producto de la disminución del área específica de superficie que da respuesta a la carga, el material experimenta un fenómeno conocido como inestabilidad plástica que en principio propicia la coalescencia masiva de defectos

microcristalinos de carácter volumétricos que finalmente conducen a la formación de los microhoyuelos, se pueden observar estas zonas en el centro del área transversal como consecuencia de la propagación de varias grietas por fatiga.

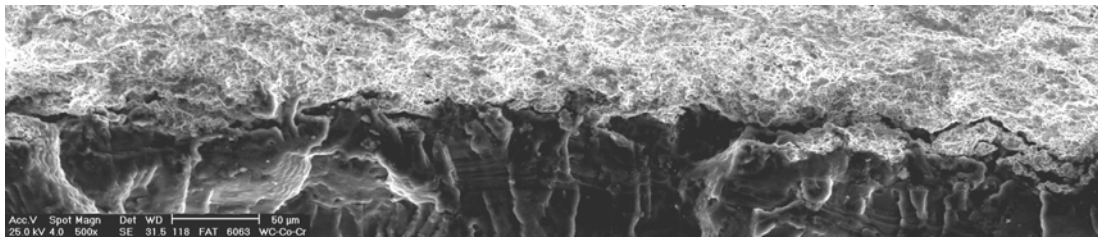
En la **figura 47** se muestra la presencia de escalones de clivaje además de avances de grietas en la intercara del conjunto sustrato recubrimiento, al igual que en la **figura 48**, esto se puede considerar como un disipador de energía al cual se podría asociar un aumento en la vida a la fatiga. De forma similar en la **figura 49** aparece una grieta secundaria la cual avanza en el recubrimiento paralelamente a la intercara pero en este caso muy cercano a la superficie del recubrimiento.

**Fig 47**

Detalle de la fig 37



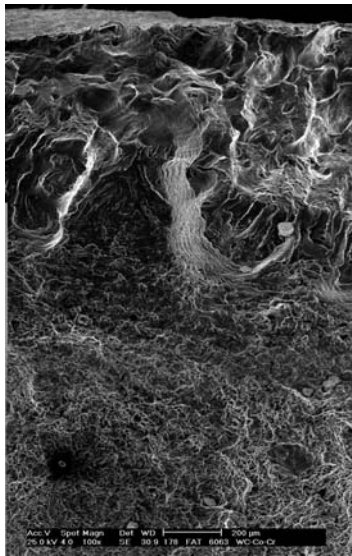
**Fig 48**  
Propagación de grieta  
paralela a la intercara



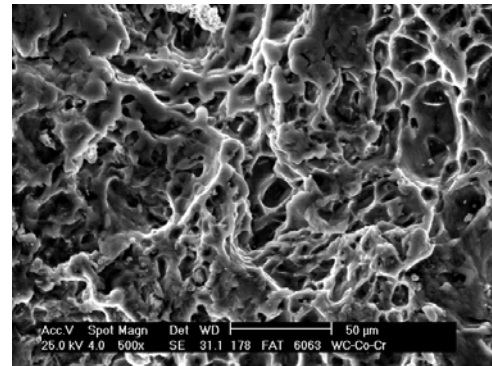
**Fig. 49**  
Detalle de la Fig. 37  
de un avance de grieta

En la **figura 50**, se tiene bien definida una zona facetada, lo que sugiere un avance de grieta intergranular, comportamiento típico de materiales que basan su resistencia mecánica a través del reforzamiento de la matriz por medio de mecanismos de precipitación constituido de partículas finamente dispersas o mejor conocido como envejecimiento artificial. Es bien conocido que durante el proceso de envejecimiento, en las zonas cercanas a los límites de grano se ve reducida considerablemente la concentración de vacancias, lo que influye directamente en el proceso de precipitación, limitando la capacidad de difusión y por ende el número de partículas resultantes en el proceso de envejecimiento, a diferencia de lo ocurrido en el interior de los granos, razón por la cual las zonas cercanas a los límites se ven debilitadas en comparación con el centro del grano,

según Munitz et al. (2001). En la zona intermedia se observan algunas marcas radiales que indican el origen y la dirección de la propagación de ésta grieta que deja el mecanismo intergranular de avance por desgarre de forma violenta transgranularmente lo que da origen a una zona de transición antes de entrar en el labio de corte representado en la parte intermedia el cual se constituye por presentar un aspecto rugoso



**Fig. 50**  
Detalle de la Fig. 38  
de un avance de grieta

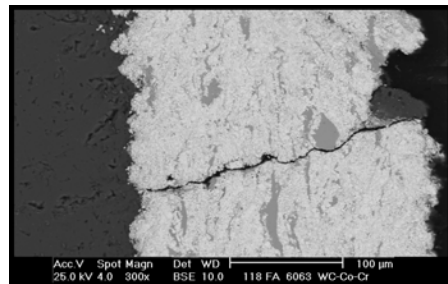


**Fig. 51**  
Detalle de la Fig. 42  
del avance intergranular  
de la grieta

Del estudio de estas probetas, se observa que para bajos esfuerzos, la zona de despegue o de sobrecarga presenta menores tamaños; con estos esfuerzos aplicados se llegará a este estado cuando el área de la pieza sea relativamente pequeña. Para el caso de grandes esfuerzos, se presenta el caso contrario, por lo que se puede llegar a una condición de sobrecarga con un área relativamente más grande que la del caso anterior, esto implica que la zona de avance de la grieta sea de menores dimensiones.

En la **figura 52** se observa el daño presente en la superficie del recubrimiento de una probeta fracturada debido a la acción de la fatiga a un esfuerzo de 118 MPa, el cual pudiese ser una posible causa de la nucleación de una grieta.

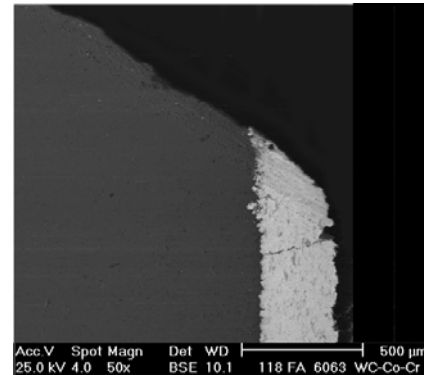
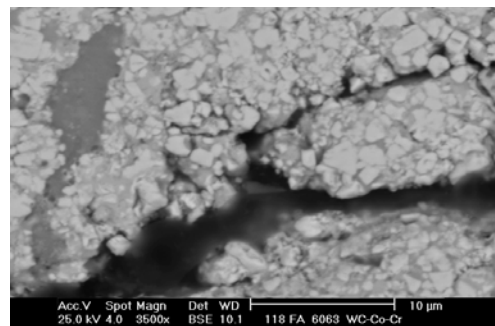
En la **figura 52**, detallada en la **figura 53** se presenta una grieta primaria paralela al área de fractura, nucleada en la superficie del recubrimiento, este suceso pudiera estar asociado a la irregularidad de la superficie y haberse nucleado sobre la fase



**Fig. 53**  
Detalle de la figura 52

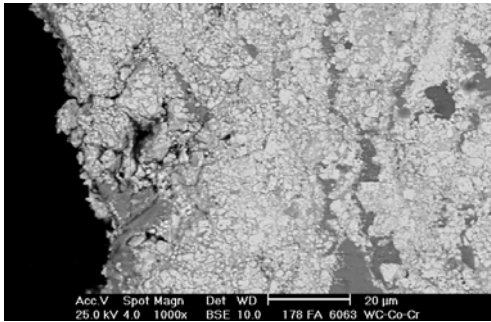
metálica, esta grieta avanza primeramente sobre la intercara de ésta partícula metálica y luego haber avanzado a través del recubrimiento, hasta llegar al sustrato, donde continúa su propagación. En la **figura 54** se detalla el avance de la grieta a través de las partes metálicas del recubrimiento (Cobalto y Cromo) bordeando las partículas de carburo de tungsteno, esto debido a que la fase metálica ofrece menor resistencia que la fase de carburo para el avance de la grieta.

**Fig. 54**  
Ampliación de la figura 53  
con un aumento  
de 3500X



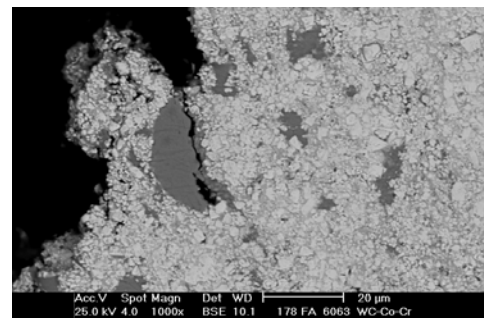
**Fig. 52**  
Grieta primaria paralela  
a la superficie de fractura

metálica, esta grieta avanza primeramente sobre la intercara de ésta partícula metálica y luego haber avanzado a través del recubrimiento, hasta llegar al sustrato, donde continúa su propagación. En la **figura 54** se detalla el avance de la grieta a través de las partes metálicas del recubrimiento (Cobalto y



**Fig. 55**  
Daño en la superficie del  
recubrimiento producto del  
medio corrosivo

En los detalles de las **figuras 55 y 56** se tiene la presencia de poros y daño acumulado en la superficie del recubrimiento causado por el proceso de fatiga para el nivel de esfuerzo más alto estudiado, 178 MPa. Para la figura 48 está presente una grieta que a un esfuerzo de 118 MPa, avanza a través de la fase metálica del recubrimiento así como se observó en la **figura 53**, en este caso, esta zona está compuesta mayoritariamente por Cromo. Es conveniente destacar que en la zona donde se acumula mayor daño en la superficie, el cual da lugar a la nucleación de la grieta, se aprecia una mayor cantidad de partículas de carburo de un tamaño significativamente mayor a la del promedio presente en el recubrimiento, lo cual podría sugerir que estas zonas ofrecen menos oposición al crecimiento de la grieta si consideramos que el control en la resistencia en el recubrimiento está gobernada por el tamaño de partículas de carburo de tungsteno.



**Fig. 56**  
Ampliación de nucleación y  
avance de grieta

#### IV.8.2. Estudio fractográfico para fatiga corrosión

En las **Fig. 57 y 58** se muestran las macrográficas de las probetas recubiertas sometidas a un proceso por fatiga en medio corrosivo, en éstas podemos diferenciar las zonas características de fractura por fatiga, adicionalmente se aprecia cierto deterioro producto de la acción del medio corrosivo, el cual genera lugares potenciales de nucleación de grieta. Es conveniente destacar que el labio

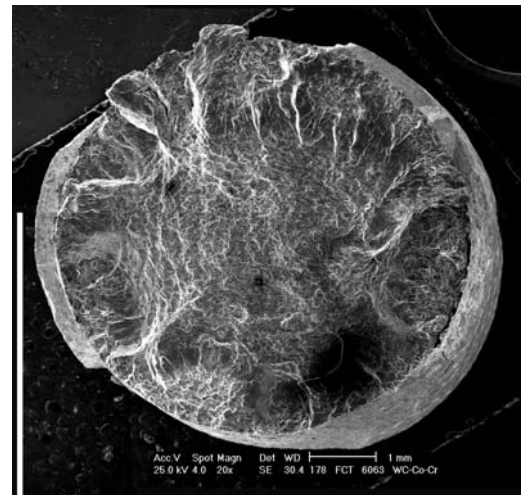


**Fig. 57**  
Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al corrosión a un esfuerzo de 118 MPa

de despegue o la zona de fractura por sobrecarga está desplazada hacia el centro a medida de que aumenta el esfuerzo aplicado y también, análogo al estudio anterior se puede observar los múltiples inicios de grieta, que igual que para fatiga al aire, se tiene mayor número de inicio de grietas para altos esfuerzos, caracterizados por la presencia de varios escalones de clivaje, debido a la coalescencia del frente de dos grietas en propagación, estos escalones de clivaje se observan claramente en la **figura 58**. Al

contrario que en el caso anterior se observan zonas claramente deterioradas producto de la corrosión, ocasionado por el ambiente utilizado en el ensayo.

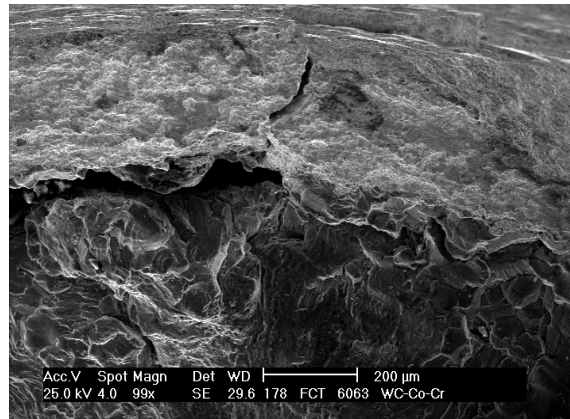
**Fig. 58**  
Sección transversal de la superficie de fractura para fatiga al corrosión a un esfuerzo de 178 MPa



La **figura 59** muestra el crecimiento de una grieta a través de la intercara mientras que en la **figura 60** se observa como el recubrimiento ya se ha desprendido antes de producirse la fractura, lo cual corrobora lo anteriormente

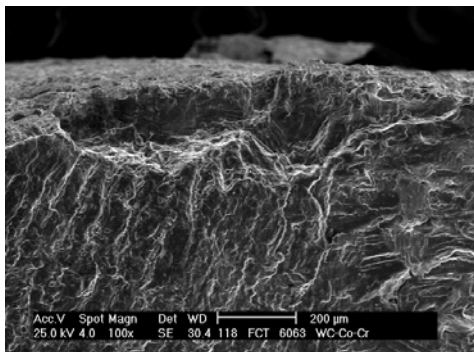


expuesto en donde se considera que la grieta antes de ser transferida del el recubrimiento al sustrato esta avanza lo largo de la intercara, mecanismo que posiblemente aumenta el número de ciclos seguido por la fractura a un determinado nivel de esfuerzo.



**Fig. 59**

Grieta secundaria sobre superficie con recubrimiento desprendido

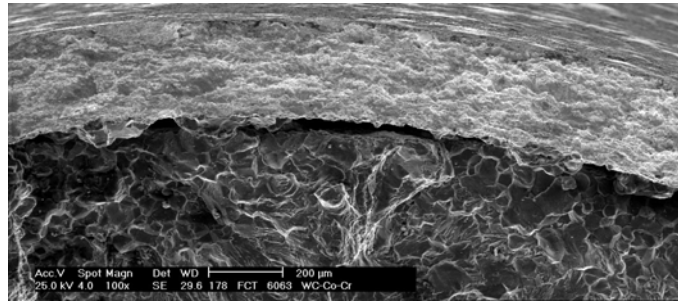


**Fig. 60**

Superficie con recubrimiento desprendido de la fig 57

En la **figura 61** se presenta un detalle de la **figura 58** en la que se observa el desprendimiento del recubrimiento por el crecimiento de otra grieta a través de la intercara el cual se produjo durante el proceso de fatiga corrosión, esto pudo condicionar la nucleación de algunas grietas.

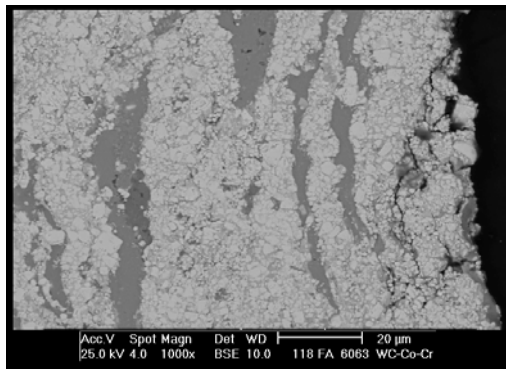
Las muestras que se sometieron al proceso de fatiga corrosión presentan una zona de avance de grieta menor en relación a las que se ensayaron en fatiga al aire para el esfuerzo de 178 MPa. Con respecto al desprendimiento parcial del recubrimiento que se presenta en los ensayos de fatiga corrosión (**figura 61**) se tiene que es notablemente mayor en comparación al mostrado en las **figuras 58**



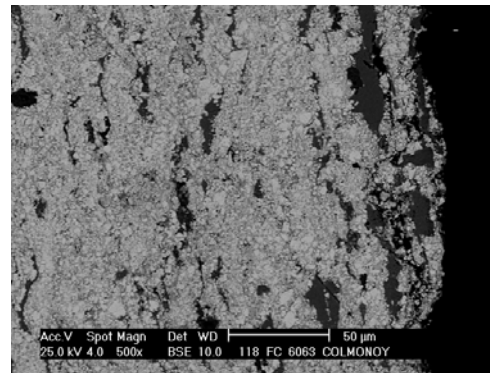
**Fig. 61**  
Detalle de la Fig. 58  
Separación del recubrimiento

y **60** del proceso al aire. Para ambos casos se puede evidenciar que no existen puntos preferenciales de nucleación de la grieta, en este caso el proceso está gobernado por la aleatoriedad de que una grieta se nuclea indistintamente en cualquier punto de la superficie libre. Esto claramente se observa si se comparan los valores de dispersión entre las probetas recubiertas y sin recubrir, ver **Tablas 11 y 12**.

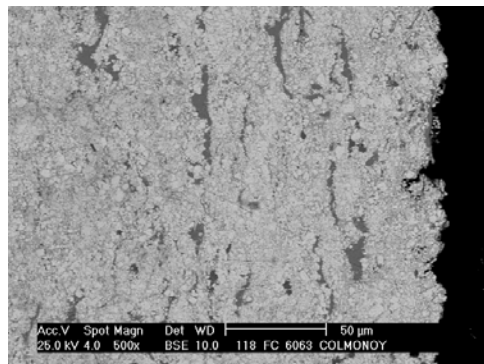
Se tiene evidencia del daño provocado por el medio corrosivo sobre el recubrimiento, lo que acelera la aparición de zonas localmente afectadas causando mayor cantidad de concentradores de esfuerzo lo cual disminuye el tiempo de nucleación de la grieta, lo que produce la disminución notable de la vida a la fatiga. Como se puede observar en las **figuras 57** (Fatiga al aire) con respecto a las **figuras 63, 64 y 65** (Fatiga corrosión). También es notable la diferencia entre los tamaños de las partículas de Carburo de Tungsteno en la parte más externa de la superficie del recubrimiento con respecto a los carburos más internos a éstas, esto favorece al mecanismo de falla que comienza en la superficie.



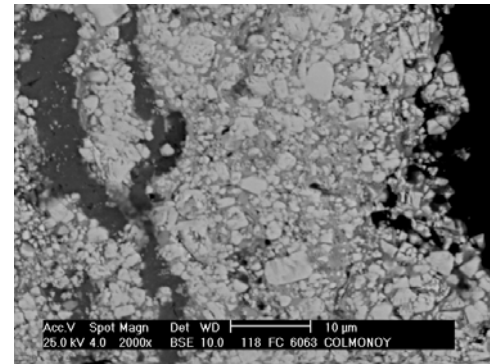
**Fig. 62**  
Sección longitudinal sometida a fatiga al aire, 16.295.700 ciclos a falla a un esfuerzo de 118 MPa



**Fig. 63**  
Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa



**Fig. 64**  
Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa, 500x



**Fig. 65**  
Sección longitudinal sometida a fatiga corrosión a un esfuerzo de 118 MPa, 2000x

El crecimiento de la grieta en un medio corrosivo para el nivel de esfuerzo de 178 MPa, va desde la superficie del recubrimiento hasta llegar y continuar por el sustrato. Igual que en los casos anteriores, se tiene un avance de la grieta que atraviesa las fases metálicas del recubrimiento de manera intergranular para la propagación de la grieta, como se observa en la **figura 66 c**. El daño del material debido al medio corrosivo para 178 MPa es inferior al del nivel de 118 MPa lo cual se justifica por el menor tiempo de exposición al medio corrosivo. En la **figura 66 b** sin embargo se observa cierto daño en la superficie del recubrimiento

lo cual acelera el proceso de nucleación de la grieta en comparación con los ensayos realizados a fatiga al aire.

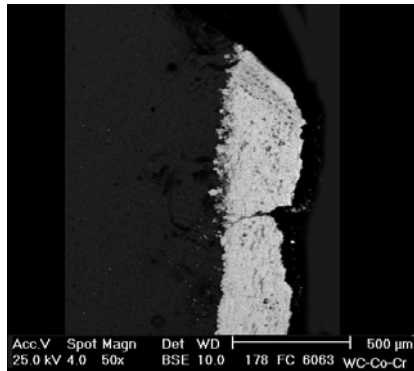


Fig. 66 a

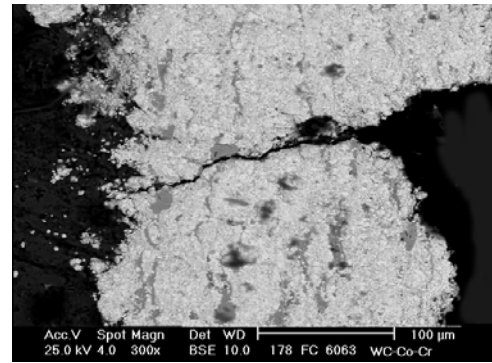


Fig. 66 b

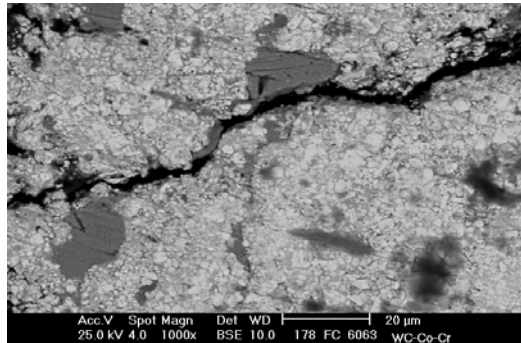


Fig. 66 c

- a) Grieta paralela a la superficie de fractura (50X), b) Detalle de la figura 53-b a un aumento de 300X) y c) Aumento de 1000X de la figura 53-a

# CAPÍTULO V

## C O N C L U S I O N E S

En el trabajo de investigación realizado, se obtuvo una serie de resultados, los que fueron estudiados y analizados con el fin de obtener una respuesta satisfactoria a los datos obtenidos de los ensayos experimentales, utilizando además resultados experimentales de otros trabajos de investigación como base de información para el estudio completo de éste. Las conclusiones a continuación se realizarán con el mismo orden en que se realizaron los análisis de las mismas.

La dureza del sustrato no se ve alterada luego de la deposición del cermet con respecto a la del material base sin recubrir.

La dureza del sustrato no es dependiente a la carga aplicada.

El recubrimiento WC-10%Co-4%Cr de alta dureza, presenta una dependencia de ésta con respecto a la carga que se le aplica.

Los valores de resistencia a la tracción y de esfuerzo de fluencia, de igual forma no se ven alterados de manera significativa luego de la deposición sobre el material base, con lo que se deduce que la aplicación del recubrimiento con la técnica de HVOF no altera las propiedades de dureza, resistencia a la tracción y esfuerzos de fluencia intrínsecas del sustrato.

El estado de esfuerzos residuales a compresión en el recubrimiento contribuye con el aumento de la vida a la fatiga.

La presencia de una película de WC-10%Co-4%Cr con condiciones superficiales mejoradas (menor rugosidad), sobre el aluminio 6063 T6 es uno de los factores que otorgan un incremento apreciable en la vida a la fatiga del conjunto.

El recubrimiento está libre de porosidades, lo que dificulta la nucleación de las grietas y contribuye al aumento de la vida a la fatiga.

El mecanismo de nucleación de grietas, es atribuido al mayor tamaño de las partículas de Carburo de tungsteno (WC) presentes en la superficie del recubrimiento.

Las grietas nucleadas sobre la superficie del recubrimiento, avanzan a través de éste hasta llegar al sustrato donde puede que cambien de dirección a través de la intercara, uniéndose luego con otras grietas que provienen de la superficie, esto logra el despegue de fragmentos de recubrimiento en ciertos casos.

Otro modo de propagación es cuando la grieta continúa avanzando ya sea con la dirección original de la grieta proveniente de la superficie o desplazándose a través de la intercara y luego retomando su dirección hacia el sustrato.

Este tipo de estudios en donde se consigue algún o algunas mejoras importantes sobre las condiciones o propiedades del material, permiten la continuación de líneas de investigación para lograr nuevas tendencias en la

aplicación del aluminio comercial 6063 en la industria, introduciéndolo en aplicaciones de altas tecnologías. .

Este tipo de estudios en donde se consigue algún o algunas mejoras importantes sobre las condiciones o propiedades del material, permiten la continuación de líneas de investigación para lograr nuevas tendencias en la aplicación del aluminio comercial 6063 en la industria, introduciéndolo en aplicaciones de altas tecnologías.

## R E C O M E N D A C I O N E S

- Realizar un estudio del daño acumulado a probetas de bajos niveles de esfuerzo.
- Realizar estudios por Difracción de Rayos X o por Difracción de Electrones Retrodispersados EBSD, para establecer la condición real de los esfuerzos residuales presentes en la película depositada y determinar tanto el perfil como la dependencia de la naturaleza de este estado de esfuerzo residual con el espesor del recubrimiento.
- Dirigir estudios complementarios que permitan predecir el desempeño durante el servicio de este conjunto para nuevas aplicaciones de mayores exigencias.



## REFERENCIAS

1. A. Munitz, C. Cotler, M. Talianker. (2000). Aging impact on mechanical properties and microstructure of Al-6063, *Journal of material Science*, 35(2), 91-96.
2. ASM. (1972). *Atlas of Microstructure of Industrial Alloys* (Vol. 7)
3. *Atlas of Microstructure* (1972). *Fatigue Crack Growth Testing* (Vol. 19). Fatigue and Fracture, V. 19. pp, 168-181.
4. Camero de Rojas, Sonia (1987). *Estudio del efecto del vanadio sobre el comportamiento de precipitación de una aleación comercial de aluminio 6063*. Tesis, Universidad Central de Venezuela. Caracas
5. D. J. Greving, J. R. Shadley, E.F. Rybicki y T.L. Kruecke, B.E. Bodger. (1.998) *The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminum*, 108-109(2), 59-64
6. Dieter, G. E. (1987). *Mechanical Metallurgy*. Madrid: McGraw-Hill.
7. E. Wessel, R.W. Steinbrench. (2002). Crack propagation in plasma thermal barrier coatings. *Key Engineering Materials*, 223(1). 55-60.
8. F. Oliveira, L. Hernández, J. A. Berríos, C. Villalobos, A. Pertuz, E. S. Puchi Cabrera. (2001). Corrosión-fatigue properties of a 4340 steel coated with colmonoy 88 alloy, applied by HVOF thermal spray. *Surface and Coating Technology*. 140(2). 128-135.
9. Forrest, P.G. (1962) *Fatiga de los Metales*. Londres.
10. J. M. Guilermany, J.M. Armada, S. Vizcaino, S. Climent. (2001). Use of scanning with the light interferometry in the characterization of wear mechanism in thermal sprayed coatings. *Materials Characterizations*. 47(1), 307-314.

11. J. M. Perry, T. Hodgkiess, A. Neville. (2001). Some aspects of the erosión and corrosion behaviour of a WC-Co-Cr HVOF Sprayed Coating. *Journal of Material Science*. 37(11). 649-654.
12. J. Stokes, L. Looney. (2001). Properties of WC-Co components produce using he HVOF thermal spray process. *Dublin City University*, 148(1). 18-24.
13. King, Frank. (1992). *El Aluminio y sus aleaciones*. Madrid: Noriega.
14. Metal Hadbook. (1994). *Fatigue Testing* (Vol. 8). Mechanical Testing.
15. Metal Handbook, *Fatigue Failure in Metals* (Vol. 19). Fatigue and Fracture.
16. Navas, Froilan y Jose Ortega. (1982). Estudio de una aleación 6063 T6 de aluminio por medio de análisis por difracción de rayos X, medidas de dureza y microscopía óptica.
17. Orowan, E. (1939). *Proc. Roy. Soc. A*
18. P. J. E. Forsyth. (1998). The physical Basis of Metal Fatigue. *American Elseiver Scientific Publishing Company*. 8(1). 38-55.
19. P. S. Pao, C.R. Feng, S.J. Gill. (2000). Corrosión fatigue crack imitiation in aluminum alloys 7075 and 7050. *Corrosion science section*, 56(1), 1022-1031.
20. Padilla Pineda, Katttyna y Adolfo Velásquez Martinez. (1999). Efectos de la aplicación de un recubrimiento Ni-Mo-Al por termorociado sobre las propiedades de fatiga de corrosión del acero AISI 4143.
21. R. Danzer. (2002). Mechanical failure of advanced ceramics: The calue of fractography. *Engineering Meterials*. 223(1), 1-18.
22. R. J. R. McGrann, . Kim, J. R. Shadley, E. F. Rybicki, "Charaterization of thermal spray coatings used for dimensional restoration". The University of Tulsa, Oklahoma,USA.
23. R. J. R. McGrann, D.J. Greving, J. R. Shadley, E. F. Rybicki, T. L. Kruecke, B. E. Bodger. (1998). The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminum, *Surface and Coatings Technology*, 108-109.
24. S. Simard, B. Arsenault, K. Laul, M.R. Dorfman, "Performance of HVOF-Sprayed Carbide Coatings in Aqueous Corrosive Environmens" 2001

**R E F E R E N C I A S**  
**D E F U E N T E S E L E C T R Ó N I C A S**

1. <http://gosoca119.s5.com/hy/pag nueva/1defensastraseras1.htm>
2. <http://thermalspray.com/hvof.htm>
3. <http://www.advanced-coating.com/en/rd/index.shtml>
4. <http://www.asbindustries.com/hvof.asp>
5. <http://www.asminternational.org/itsc/>
6. [http://www.asm-intl.org/itsc\\_program\\_8.cfm](http://www.asm-intl.org/itsc_program_8.cfm)
7. <http://www.dynacer.com/applications.htm>
8. <http://www.engineeringtalk.com/news/pla/pla107.html>
9. <http://www.gordonengland.co.uk/hvof.htm>
10. <http://www.inasmet.es/pp2/h326.htm>
11. <http://www.jot-uutiset.fi/yritys.php?aid=1>
12. <http://www.m-crispi.com/6063T6.htm>
13. <http://www.metallisation.co.uk/app-fs.htm>
14. <http://www.metal-spray.co.nz/hvof/hvof.html>
15. [http://www.plasmacoatings.com/solutions\\_tech.asp](http://www.plasmacoatings.com/solutions_tech.asp)
16. [http://www.ptise.com/html/hvof\\_coating.html](http://www.ptise.com/html/hvof_coating.html)
17. <http://www.sulzermetco.com/eprise/Sulzermetco/Sites/Products/AboutThermalSpray/about.html>
18. <http://www.sulzermetco.com/eprise/Sulzermetco/Sites/Products/ThermalSprayProducts/ThermalSprayEquipment/overview.html>
19. [http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band\\_1/surf15.html](http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/surf15.html)