

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO
ESTRUCTURAL RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO 50%WC-Co-Cr +
50%NiCrB, OBTENIDO POR PROYECCIÓN TÉRMICA DE ALTA
VELOCIDAD**

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela

Por los bachilleres

Mujica P. Tomás E.

Zambrano L. Dasva C.

Para optar por el Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO ESTRUCTURAL RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO 50%WC-Co-Cr + 50%NiCrB, OBTENIDO POR PROYECCIÓN TÉRMICA DE ALTA VELOCIDAD

TUTOR ACADÉMICO: Prof. José G. La Barbera S.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los bachilleres
Mujica P. Tomás E.
Zambrano L. Dasva C.
Para optar por el Título
de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009.



Caracas, 11 de noviembre de 2.009

ACTA

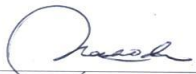
Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los bachilleres:

DASVA ZAMBRANO y TOMÁS MUJICA

Titulado:

“ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO ESTRUCTURAL RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO 50%WC-Co-Cr + 50%NiCrB, OBTENIDO POR PROYECCIÓN TÉRMICA DE ALTA VELOCIDAD”

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


Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado




Prof. Crisanto Villalobos
Jurado


Prof. José Gregorio La Barbera
Tutor



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA
DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA

Caracas, 11 de noviembre de 2.009

Prof. GERARDO RAMÍREZ
Jefe de la División de Control de Estudios
Facultad de Ingeniería

Presente.-

Quienes suscriben, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Mecánica, nos dirigimos a usted con la finalidad de informarle que hemos decidido otorgarle a los Bachilleres:


TOMAS MUJICA (C.I.V.- 16.429.729)
y
DASVA ZAMBRANO (C.I.V.- 16.904.296)

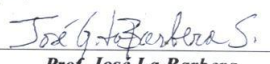
“MENCIÓN HONORÍFICA”

Por la excelencia demostrada en la realización del Trabajo Especial de Grado titulado:

**“ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO ESTRUCTURAL
RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO 50%WC-Co-Cr + 50%NiCrB, OBTENIDO POR
PROYECCIÓN TÉRMICA DE ALTA VELOCIDAD”**

Sin otro particular a que hacer referencia, quedamos de usted.


Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado


Prof. José La Barbera
Tutor


Prof. Crisanto Villalobos
Jurado

“Hacia el 50º Aniversario del 21 de noviembre de 1957, Día del Estudiante”

DEDICATORIA

A Dios sobre todas las cosas
por guiarnos e iluminar
el camino que nos ha llevado
a ser lo que somos hoy día.

A la Virgen de Valle que desde
siempre me ha acompañado
y protegido en todo lo que
me he propuesto.

A mi abuela Victoria a mi
Padrino Luis Blanco y a
Jonathan Mikuski.

A nuestra familia por el apoyo
y el amor incondicional
que nos han dado.

AGRADECIMIENTOS

A Dios ante todas las cosas.

A nuestras familias por todo su apoyo incondicional a lo largo de nuestras vidas y por todo el apoyo recibido durante la realización de este trabajo, sin ustedes no lo hubiésemos logrado!

A nuestro Tutor La Barbera por su paciencia, dedicación y guía durante todo este trabajo y por su amistad que esperamos perdure en el tiempo.

A nuestro profesor Crisanto por su confianza, amistad y toda la ayuda que nos ha brindado a lo largo de nuestra trayectoria en la Escuela de Ingeniería Mecánica.

Al Laboratorio Nacional de Referencia para la Evaluación de Propiedades Mecánicas, Desgaste y Corrosión de Materiales y en particular al Centro de Ciencia e Ingeniería de Nuevos Materiales y Corrosión (CENMACOR) Coordinado por la Profesora Mariana Staia y al Centro de Investigaciones Tecnológicas del Aluminio y sus Aleaciones (CITALA) Coordinado por el Profesor Eli Saúl Puchi-Cabrera por el apoyo y colaboración durante la realización de los ensayos.

Al Prof. Pedro Álvarez y al Ing. Domingo Da Silva por la ayuda que nos prestaron cuando más la necesitábamos. Y al resto de las personas, que de alguna manera u otra participaron o contribuyeron en este trabajo, sin ustedes tampoco lo hubiésemos logrado. GRACIAS!

Mujica P., Tomás E.

Zambrano L., Dasva C.

**ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO
ESTRUCTURAL RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO 50%WC-CO-Cr
+ 50%NiCrB, OBTENIDO POR PROYECCIÓN TÉRMICA DE ALTA
VELOCIDAD**

Tutor académico: Prof. José G. La Barbera S. Tesis. Caracas, U.C.V.

Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. Año 2009, 122p.

Palabras Claves: Fatiga, HVOF, Carburo de Tungsteno, Colmonoy,
Indentación esférica, Weibull.

Resumen. En este trabajo se estudió el comportamiento de la fatiga al aire de un acero AISI 4340 recubierto con un depósito de 50%WC-10Co-4Cr + 50%NiCrB obtenido mediante proyección térmica de alta velocidad oxígeno-combustible (HVOF). Se realizaron ensayos de fatiga en condiciones de flexión rotativa, utilizándose 16 probetas distribuidas en 4 diferentes niveles de esfuerzos. El cambio entre el máximo esfuerzo alternante y el número de ciclos a falla del sistema recubierto se determinó por medio de la expresión de Basquin, así como también el modelo de Weibull. Previo a esta determinación se utilizó la distribución de frecuencia de Weibull con una confiabilidad del 90%, obteniéndose la vida media para cada esfuerzo y con estos valores se construyeron las curvas de Wöhler según los modelos mencionados. Se llevó a cabo un análisis fractográfico de algunas superficies de fractura representativas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB). También se hizo una estimación de la resistencia a la fluencia del recubrimiento empleando ensayos de indentación esférica. Los resultados indican que la resistencia a la fluencia del recubrimiento está en el orden de los 2,7 GPa y el desempeño a fatiga al aire del acero recubierto es inferior al mostrado por el sustrato sin recubrir.

Mujica P., Tomás E.

Zambrano L., Dasva C.

**A STUDY ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF A STRUCTURAL
STEEL COATED WITH A 50%WC-CO-Cr + 50%NiCrB COATING
DEPOSITED BY HIGH VELOCITY OXYGEN FUEL THERMAL
SPRAY**

**Supervisor: Prof. José Gregorio La Barbera Sosa. Undergraduate Thesis.
Caracas, U.C.V. Faculty of Engineering. School of Mechanical
Engineering. Año 2009, 122 p.**

Keywords: Fatigue, HVOF, Tungsten carbide, Colmonoy, spherical
indentation, Weibull.

Abstract. The present work has been carried out in order to study the fatigue behavior in air of an AISI 4340 steel substrate coated with a 50%WC-10Co-4Cr + 50%NiCrB deposit by high velocity oxygen fuel (HVOF) thermal spray. The fatigue tests were conducted under rotating bending conditions, employing 16 specimens distributed in four different maximum alternating stress levels. The change in the maximum alternating stress with the number of cycles to fractures has been described by means of the relationships advanced both by Basquin and Weibull. Prior to this analysis, the fatigue data was characterized employing the Weibull distribution and a reliability of 90%, which allowed the determination of the mean fatigue life at each alternating stress. Such a mean life data were subsequently employed for plotting the Wöhler curves that were described with the two relationships previously indicated. Also, a fractographic analysis was carried out on some representative fracture surfaces, by means of scanning electron microscopy (SEM) techniques. On the other hand, the flow stress of the coating was also determined by means of spherical indentation tests. The results indicate that the flow stress of the coating is of approximately 2.7 GPa and that the fatigue performance in air of the coated steel substrate is less than that shown by the uncoated substrate.

ÍNDICE GENERAL

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I: MARCO TEÓRICO	3
1.1.- Características generales del proceso de rociado térmico -----	3
1.2.- Proyección Térmica de alta velocidad oxígeno-combustible (HVOF) --	5
1.2.1.- Polvos de Proyección-----	9
1.2.2.- Velocidad de desplazamiento transversal de la pistola -----	9
1.2.3.- Caudal de los gases -----	10
1.2.4.- Distancia de proyección de los polvos -----	10
1.3.- Recubrimientos -----	11
1.3.1.- Carburo de tungsteno -----	11
1.3.2.- Aleaciones base níquel -----	13
1.4.- Fatiga en los aceros -----	14
1.4.1.- Características fractográficas-----	16
1.4.2.- Efecto de las concentraciones localizadas de esfuerzos -----	18
1.4.3. Expresiones que cuantifican la sollicitación de esfuerzos -----	21
1.5.- Fatiga de materiales recubiertos por termorrociado HVOF -----	23
1.6.- Análisis de los datos de fatiga -----	30
1.6.1.- Curvas S-N-----	30
1.6.2.- Distribución de Weibull-----	32
1.6.2.1.- Distribución de frecuencia de Weibull-----	34
1.7.- Indentación esférica -----	39
1.7.1.- Características de los esfuerzos de contacto-----	40
1.7.2.- Contacto entre dos esferas -----	41
1.7.3.- Estado de Esfuerzos-----	43
1.7.4.- Indentación esférica de recubrimientos termorrociados -----	45

CAPÍTULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	48
2.1.- Material Base-----	48
2.2.- Deposición del Recubrimiento -----	49
2.3.- Ensayos de Fatiga -----	50
2.4.- Estudios con Microscopía Electrónica de Barrido-----	52
2.4.1- Preparación de las muestras -----	52
2.4.2.- Características del Microscopio Electrónico de Barrido -----	57
2.5.- Indentación Esférica -----	58
2.5.1.- Deposición de la capa de oro al recubrimiento -----	58
2.5.2. Estimación del esfuerzo de fluencia-----	60
2.6.- Análisis Estadístico de los datos de fatiga. Programa Weibull++ -----	60
CAPÍTULO III: RESULTADOS Y ANÁLISIS	66
3.1.- Características de los polvos utilizados y el recubrimiento -----	66
3.1.1.- Características de los polvos de Carburo de Tungsteno -----	66
3.1.2.- Características de los polvos de aleación a base de níquel (Colmonoy)-----	72
3.1.3.- Características microestructurales, espesor del recubrimiento depositado y rugosidad superficial -----	77
3.2. Estimación del esfuerzo de fluencia del recubrimiento -----	84
3.3.- Desempeño a fatiga del acero AISI 4340 recubierto con WC-Co-Cr + Colmonoy -----	88
3.3.1.- Vida media y Curvas de Wöhler -----	88
3.3.2.- Estudio fractográfico por microscopía electrónica de barrido -----	96
3.3.2.1.- Probeta de fatiga ensayada al menor esfuerzo alternante -----	96
3.3.2.2.- Probeta de fatiga ensayada al mayor esfuerzo alternante -----	105

3.3.3.- Efecto de los recubrimientos termorrociados sobre el acero AISI
4340-----112

CONCLUSIONES	114
RECOMENDACIONES	116
BIBLIOGRAFÍA	117

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura N°1. Esquema de un recubrimiento obtenido por rociado térmico	4
Figura N°2. Esquema de una pistola de rociado térmico HVOF.	6
Figura N° 3. Marcas de playa que generalmente indican que la falla fue provocada por fatiga.	18
Figura N° 4. La deformación por efecto de rotación sobre la zona de fractura final revela la dirección en que el eje fue rotado durante la operación.	19
Figura N°5. El grado de sensibilidad de la muesca afecta la manera en que se desarrollan las marcas tipo playa	20
Figura N°6. Tipos de esfuerzos más comunes.	22
Figura N°7. Esfuerzos alternantes en función de ciclos a fractura para substrato, especímenes granallados y granallados y recubiertos con colmonoy 88.	24
Figura N°8. Resultados de los ensayos de fatiga realizados por Puchi-Cabrera, máximo esfuerzo alternante vs número de ciclos a fractura.	26
Figura N°9. Curva S-N para las muestras ensayadas en fatiga rotativa.	28
Figura N°10. Curva S-N para las muestras ensayadas en fatiga rotativa al aire.	30
Figura N°11. Ejemplos de curvas S-N, intervalo de esfuerzo vs número de ciclos a falla.	31
Figura N°12. Efecto del parámetro de forma de Weibull (β) en la distribución de probabilidades.	37

Figura N°13. Efecto del cambio en los valores del parámetro de escala (α) sobre la pdf de Weibull.	39
Figura N°14. Dos esferas en contacto.	42
Figura N°15. Magnitud de los componentes del esfuerzo por debajo de la superficie como función de la presión máxima de contacto de las esferas.	44
Figura N°16. Huella apreciable al ojo humano, producida por el despegue de la capa de oro de la superficie al hacer la indentación.	46
Figura N°17. Deposición de la capa de oro en la superficie inclinando ligeramente la muestra para obtener un mejor contraste cuando se realice la indentación.	47
FiguraN°18. Esquema de las probetas para ensayos de fatiga en flexión rotativa según la norma ASTM E 606. Las medidas están dadas en mm.	49
Figura N°19. Máquina de ensayo de fatiga en flexión rotativa	51
Figura N°20. Cortadora de Disco de Diamante.	53
Figura N°21. Pulidora de Disco Abrasivo.	53
Figura N°22. Discos abrasivos colocados en el orden en el cual fueron usados.	55
Figura N°23. Limpiador Ultrasónico.	56
Figura N°24. Colocación del grafito conductor a las muestras.	57
Figura N°25. Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido.	58
Figura N°26. Cubridor Iónico.	59

Figura N° 27, <i>Ventana principal del programa de ReliaSoft Weibull ++</i>	62
FiguraN°28, <i>Ventana del Asistente para Distribuciones.</i>	63
Figura N° 29, <i>Ventana del ReliaSoft Weibull ++ al momento de graficar la función de Probabilidad.</i>	64
Figura N° 30. <i>Ventana del programa Weibull ++, cojín de cálculos rápidos.</i>	65
Figura N°31. <i>Vista general de la distribución de partículas del polvo de Carburo de Tungsteno. Aumento 200x.</i>	66
Figura N°32. <i>Vista ampliada de las partículas contenidas en el polvo de Carburo de Tungsteno. Aumento 1000x.</i>	68
Figura N°33. <i>Detalle de una partícula de Carburo de Tungsteno. Aumento 6000x.</i>	68
Figura N° 34. <i>Micro-análisis químico de elementos por área realizado sobre la partícula mostrada en la Figura N°5. Aumento 6000x.</i>	70
Figura N° 35. <i>Micro-análisis químico de elementos por área realizado sobre la partícula mostrada en la Figura N°5. Aumento 6000x.</i>	70
Figura N° 36. <i>Medición del diámetro de varias partículas de WC-Co-Cr. Aumento 1000x.</i>	71
Figura N° 37. <i>Vista general de la distribución de partículas del polvo de Colmonoy 88. Aumento 200x.</i>	72
Figura N°38. <i>Vista ampliada de las partículas de Colmonoy. Aumento 1000x</i>	73

Figura N°39. <i>Detalle de una partícula de Colmonoy. Aumento 4000x.</i>	75
Figura N° 40. <i>Distribución de los elementos químicos que conforman una partícula de Colmonoy 88. Aumento 4000x.</i>	75
Figura N° 41. <i>Medición del diámetro de varias partículas de Colmonoy 88. Aumento 1000x.</i>	76
Figura N°42. <i>Vista general del espesor del recubrimiento que ha sido proyectado térmicamente sobre el acero AISI 4340. Aumento 20x.</i>	78
Figura N°43. <i>Apariencia del Recubrimiento y posibles incrustaciones del material utilizado para granallar. Aumento 400x.</i>	80
Figura N°44. <i>(a) Detalle de la zona C mostrada en la Figura N 15. (b) Análisis de elementos químicos por área correspondiente a la Figura (a). Aumento 1500x.</i>	82
Figura N°45. <i>Detalle de las características microestructurales del recubrimiento de WC-Co-Cr + Colmonoy 88. Aumento 5000x.</i>	83
Figura N°46. <i>Imagen 3D de parte de la superficie de la probeta seleccionada para estudiar la rugosidad.</i>	84
Figura N°47. <i>Magnitud de las componentes de esfuerzo debajo de la superficie en función de la distancia desde la superficie libre.</i>	87
Figura N°48. <i>Esfuerzo de von Mises versus la distancia desde la superficie en el recubrimiento y parte del sustrato.</i>	88
Figura N° 49. <i>Curvas de la función de probabilidad de Weibull para cada uno de los niveles de esfuerzo alternante evaluados en los ensayos de fatiga al aire del conjunto sustrato-recubrimiento.</i>	92

Figura N° 50. <i>Curvas de Wöhler para el material base AISI 4340 sin recubrir y recubierto con 50% WC-Co-Cr + 50% Colmonoy 88.</i>	94
Figura N°51. <i>(a) Vista general de la superficie de fractura de la probeta ensayada al menor esfuerzo alternante. Aumento 20x; (b) Detalle de la zona de nucleación de la grieta de fatiga encerrada con un ovalo en la Figura N°51(a). Aumento 50x.</i>	98
Figura N°52. <i>(a) Superficie de fractura ubicada hacia la periferia de la probeta en la región O1 de la Figura N 19b. Aumento 300x; (b) Detalle de la zona encerrada en un rectángulo en la Figura N° 52a. Aumento 600x.</i>	100
Figura N°53. <i>Vista general de la pared del recubrimiento y la superficie de fractura correspondiente al inicio O1. Aumento 100x.</i>	102
Figura N°54. <i>(a) Apariencia de la pared del recubrimiento. Aumento 150x; (b) Detalle de un defecto superficial asociado al desprendimiento de una partícula no fundida en la pared del recubrimiento. Aumento 600x.</i>	103
Figura N°55. <i>Sección longitudinal, normal a la superficie de fractura. (a) Vista general que muestra una grieta primaria. Aumento 600x. (b) Detalle de la zona encerrada con un rectángulo en la Figura N 23a. Aumento 3000x.</i>	104
Figura N°56. <i>(a) Vista general de la superficie de fractura de la probeta ensayada al mayor esfuerzo alternante. Aumento 20x. (b) Detalle de los escalones de clivaje de la zona encerrada en un rectángulo en la Figura N°51a. Aumento 80x.</i>	107

Figura N°57. Ampliación a una partícula presente en la intercara sustrato recubrimiento. Aumento 600x.	108
Figura N°58. Micro-análisis Químico de elementos por área a una de las grietas presentes en el Recubrimiento. Aumento 300x.	109
Figura N°59. (a) Pared del recubrimiento donde se evidencia la prolongación de las grietas originadas en la superficie de fractura. Aumento 100x. (b)Detalle del avance de la fractura de la superficie a la pared del recubrimiento. Aumento 400x.	110
Figura N°60. Espesor del recubrimiento expuesto en un corte longitudinal de la probeta, donde se evidencia una grieta que se extiende hasta la intercara sustrato-recubrimiento. Aumento 300x.	111
Figura N°61. Máximo esfuerzo alternante en función del número de ciclos a falla para el acero 4340 sin recubrimiento y recubierto con diferentes depósitos termorrociados.	113

ÍNDICE DE TABLAS

<i>Tabla N° 1. Composición química de la aleación Colmonoy 88 en porcentaje en peso.</i>	14
<i>Tabla N°2. Composición química nominal del acero AISI 4340 en % en peso</i>	48
<i>Tabla N°3. Secuencia de Discos y líquidos abrasivos utilizados para pulir las probetas.</i>	54
<i>Tabla N°4. Parámetros usados para embutir las probetas.</i>	56
<i>Tabla N°5. Porcentaje en peso y error, +/- 1σ de los puntos del 1 al 5 representados en la Figura anterior.</i>	69
<i>Tabla N° 6. Promedio y desviación estándar de los valores del diámetro de las partículas de WC-Co-Cr.</i>	71
<i>Tabla N° 7. Porcentaje en peso y error, +/- 1σ de los puntos del 1 al 5 representados en la Figura anterior.</i>	74
<i>Tabla N°8. Promedio y desviación estándar de los valores del diámetro de las partículas de Colmonoy 88.</i>	77
<i>Tabla N°9. Resultados de los ensayos de fatiga en flexión rotativa para cada esfuerzo alternante aplicado.</i>	89
<i>Tabla N°10. Parámetros y vida media obtenidos de la distribución de Weibull para cada esfuerzo.</i>	91
<i>Tabla N° 11. Valores de las constantes involucradas en las ecuaciones de Basquin y Weibull para el material base y el recubrimiento en estudio.</i>	95

Tabla N°12. *Porcentaje en peso y error de los puntos 1 y 2 representados en la Figura anterior.* 99

Tabla N°13. *Análisis químico por EDS del punto 1 representado en la Figura N°52 dado en porcentaje en peso con su respectivo error.* 108

INTRODUCCIÓN

En el amplio campo de la ingeniería el estudio de los materiales siempre ha sido esencial para el desarrollo y la innovación de esta ciencia, la creación de nuevos materiales y el mejoramiento de éstos es fundamental para el avance tecnológico. Es por esto que el ser humano siempre ha estado en la búsqueda de mejorar las propiedades mecánicas de los materiales y la resistencia de éstos contra los agentes externos. La incorporación de tratamientos superficiales se hace necesaria para desarrollar investigaciones tanto en el campo científico como tecnológico mejorando sustancialmente la resistencia a mecanismos de desgaste tales como erosión, abrasión y corrosión, incrementando notablemente el desempeño del material ya que estas propiedades dependen fundamentalmente de las características que éste tiene en su superficie.

Sin embargo, los métodos para realizar los recubrimientos pueden ser contaminantes debido a que en el proceso se pueden generar desechos tóxicos que afectan al medio ambiente, como es el caso del método de Cromo Duro en el cual los restos de cromo sobrantes son grandes contaminantes del agua al igual que el plomo. Es por esto que se hace necesario buscar nuevas alternativas no contaminantes para el ambiente. Es así como surge el método de proyección térmica o termorrociado, que es objeto de estudio en el presente trabajo, en especial el obtenido por proyección térmica de alta velocidad oxígeno-combustible, “High Velocity Oxy Fuel” (HVOF).

Este método consiste en producir una capa de un metal denso mediante el uso de un combustible mezclado con oxígeno en una cámara de combustión para fundir un polvo de metal que continuamente alimenta una pistola con la ayuda de un gas portador, proyectándose a altas velocidades hacia la superficie a ser revestida formando así la capa o recubrimiento requerido.

En la historia reciente y esto es evidenciable en la literatura que hoy en día es comúnmente utilizada en el dictado de cursos de pre y post grado, se tiene la tendencia a sugerir que la gran mayoría de los tratamientos superficiales atentan contra las propiedades de carácter volumétrico, en especial las relacionadas con el desempeño bajo condiciones dinámicas de carga, como es el caso de la Fatiga, aspecto muy cuestionado en la actualidad y en donde pretendemos desarrollar la presente investigación. El propósito fundamental que se persigue es determinar el efecto que una fina película de carburo de tungsteno al 50% mezclado con una aleación base níquel, comercialmente conocida como Colmonoy 88, también al 50% obtenida por un proceso de proyección térmica a alta velocidad, tendrá al ser depositada sobre un acero AISI 4340 en condición de Bonificado, sobre su comportamiento a la fatiga al aire, utilizando para ello lo contemplado en las normas ASTM correspondiente a la ASTM E-606 y E-468, desarrollando para tal fin el estudio en términos del análisis propuesto por Weibull.

CAPÍTULO I

MARCO TEÓRICO

1.1.- Características generales del proceso de rociado térmico

Los recubrimientos fabricados por la técnica de termorociado son el resultado de depositar los materiales en forma de polvo o de alambre sobre una superficie acondicionada para tal fin. Dicha deposición se lleva a cabo utilizando una fuente de energía que calienta los polvos o el alambre hasta alcanzar una forma fundida o semi-fundida. El material que será fundido se transporta mediante una corriente de gas o de aire comprimido creando una estructura de superficie en un determinado sustrato. El material que formará el recubrimiento puede consistir de un solo elemento, pero frecuentemente se puede utilizar una aleación o compuesto con propiedades físicas y químicas que únicamente se pueden obtener mediante el proceso de termorociado.

Los recubrimientos pueden ser metálicos, cerámicos, plásticos, polímeros o cualquier combinación que se necesite para obtener un amplio espectro de características físicas. Estos procesos presentan gran versatilidad al ser utilizados los recubrimientos para la protección de componentes contra el desgaste abrasivo, adhesivo, erosivo, la fatiga superficial y la corrosión, además de funcionar como barreras térmicas.

Para la deposición de los recubrimientos se utilizan pistolas que generan la cantidad de calor necesaria para fundir el material y acelerarlo hacia el sustrato por medio de un gas comprimido. Luego, las partículas chocan contra la superficie aplanándose y formando capas delgadas que se adhieren a las irregularidades de la superficie del material base. En la Figura N°1 se presenta un esquema de las características típicas de un recubrimiento obtenido por

rociado térmico, destacándose la presencia de partículas fundidas, partículas no fundidas, óxidos y poros. ^[1]

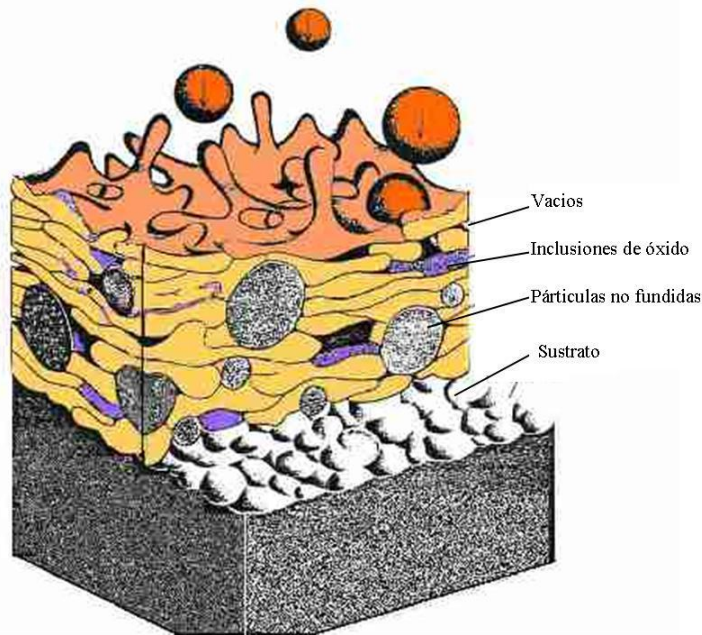


Figura N°1. Esquema de un recubrimiento obtenido por rociado térmico.

La microestructura y las propiedades del recubrimiento dependen del proceso de solidificación y sinterización de las partículas. El criterio básico que se sigue en el proceso de rociado térmico es que las partículas rociadas estén completamente fundidas, cosa que no sucede del todo en la práctica, como consecuencia las partículas en estado semifundido y sin fundir se presentan en la microestructura del recubrimiento generándose defectos. Los recubrimientos depositados por termorrociado tienden a presentar cierta porosidad debida a celdillas de aire atrapadas en su microestructura. Si los parámetros del proceso de proyección no son ajustados de manera adecuada se obtiene un recubrimiento con problemas en su microestructura como: falta de adherencia

y/o coherencia, grietas entre o a través de las láminas o lamelas y también presencia de poros.

Existe una amplia variedad de técnicas para proyectar térmicamente los polvos que conforman el recubrimiento como por ejemplo: (i) Rociado de alambre por combustión de gases, (ii) Rociado de alambre por arco eléctrico, (iii) Proceso de Plasma, (iv) Rociado de polvo por combustión de gases y (v) Proceso de alta velocidad oxígeno-combustible, por sus siglas en inglés high velocity oxy-fuel (HVOF). Este último será el proceso a emplear para depositar los polvos en la presente investigación por lo que a continuación se desarrolla.

1.2.- Proyección Térmica de alta velocidad oxígeno-combustible (HVOF)

Durante la década de los años 1980 se desarrolló el proceso de rociado de alta velocidad oxígeno-combustible, siendo éste un proceso seco que produce una capa de metal denso con la finalidad de obtener ciertas propiedades físicas como resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, bajo contenido de óxidos, baja porosidad y un fuerte anclaje al metal base.

Este proceso utiliza un combustible que puede ser propileno, hidrógeno, propano o kerosén mezclado con oxígeno en una cámara de combustión (Figura N°2). El combustible mezclado con el oxígeno ingresa a la cámara de combustión donde son encendidos. Estos gases en combustión forman un anillo a través del cual el material pasa fundiéndose y es enviado a velocidades superiores a 5 veces la velocidad del sonido ($900-1200 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$) contra la superficie a depositar, lo cual genera que se produzcan recubrimientos densos comparados con los producidos por las técnicas de plasma y alambre por arco. Este proceso es muy efectivo para depositar materiales cermet como WC-Co y

otras aleaciones resistentes a la corrosión (acero inoxidable, aleaciones base níquel, etc.).

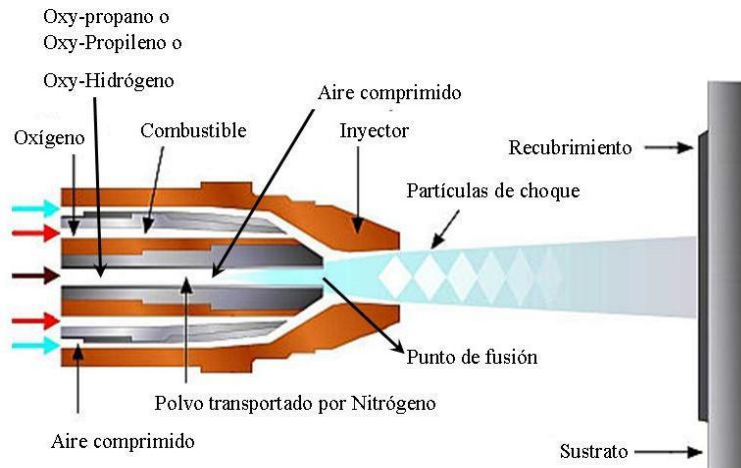


Figura N°2. Esquema de una pistola de rociado térmico HVOF.

El único flujo de residuos producidos por el HVOF se debe al sobre rociado “overspray”. Los sistemas actuales utilizan un filtro de cartucho seco con un sistema opcional de filtro de alta eficiencia para partículas. Dado que el sobre rociado sólo contiene al metal puro o aleación, es posible reciclar o recuperar este flujo de residuos.

Entre los materiales más utilizados para su aplicación por termorrociado se encuentran el WC-Co y las aleaciones de níquel. El primero de ellos permite generar recubrimientos con una buena resistencia al desgaste abrasivo atribuida a las características microestructurales y físicas como el tamaño y distribución de partícula del carburo, dureza y tenacidad de la matriz. Por otro lado, los recubrimientos de aleaciones de Ni poseen buena resistencia a la corrosión y erosión. Ambos polvos se usan de manera independiente en válvulas,

compresores, calderas, componentes de turbinas, cigüeñales, bombas centrífugas, termocuplas, entre otras. [2]

El comportamiento de estos recubrimientos frente al desgaste está influenciado por diversos factores tales como: el tamaño de las partículas de carburo, la fracción volumétrica y la composición química de las fases y su distribución, entre otros. Sin embargo, el efecto combinado de las características dadas por las partículas de segunda fase y la tenacidad de la matriz es el factor determinante en el comportamiento frente al desgaste de estos recubrimientos.

Entre los beneficios más resaltantes de la proyección térmica por HVOF se tiene:

- Amplia variedad de materiales que pueden ser rociados para crear los recubrimientos.
- Pueden ser depositadas capas de 50 μm a 2 mm de grosor.
- Recubrimientos de baja porosidad.
- Alta adhesión de los recubrimientos comparado con otros procesos de rociado.
- Bajas temperaturas que afectan al substrato.
- Proceso de uso comercial, aproximadamente 1000 sistemas en el mundo.
- Reduce grandes cantidades de residuos peligrosos y los costos asociados a éstos.
- Reducción de las emisiones tóxicas al aire a partir de los contenedores en que se efectúan los depósitos de cromo duro.

Algunas desventajas de este proceso son:

- El proceso es lineal y por esto sólo puede cubrir la superficie externa de una parte, no el diámetro interior.
- Alto costo de capital.
- El proceso debe ser alojado en un recinto con el suficiente tamaño para trabajar con piezas que normalmente utiliza el proceso de Platinado de cromo duro (Hard Chrome Plating).

Aunque las técnicas de rociado térmico, especialmente las de alta velocidad oxígeno-combustible han evolucionado considerablemente en los últimos años, algunos problemas relacionados con la presencia de partículas no fundidas o parcialmente fundidas así como también grietas, aún siguen ocasionando deficiencias en la cohesión interlamelar, lo cual influye en el comportamiento del recubrimiento frente al desgaste. Una forma de mejorar estos inconvenientes ha sido a través de tratamientos térmicos posteriores. Numerosas investigaciones han establecido que los cambios microestructurales asociados con la aplicación de tratamientos térmicos posteriores, mejoran significativamente la resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet.^[3]

Al momento de realizar recubrimientos de calidad mediante la técnica de HVOF se debe tener en cuenta ciertas variables como la morfología y composición de los polvos, la distancia de proyección (distancia entre la boquilla de la pistola y la superficie del sustrato), los caudales de gases y la velocidad de desplazamiento de la pistola respecto al sustrato.

1.2.1.- Polvos de Proyección

El tamaño y morfología de los polvos influyen en las condiciones de alimentación de éste a la pistola, así como en el intercambio de calor tanto dentro de la cámara de combustión como durante el vuelo. En general, una buena fluidez del polvo facilita su alimentación desde la tolva hacia la pistola y dependerá directamente de su morfología y tamaño, siendo las formas esféricas las que presentan valores mayores de fluidez. Por otro lado, el tamaño, la distribución granulométrica y el proceso de fabricación determinarán el mecanismo de transmisión de calor entre la llama y la partícula en vuelo. Los polvos con tamaños de partículas pequeño necesitarán menos tiempo para llegar a un estado semi fundido y/o fundido. Asimismo, si existe una heterogeneidad en la distribución granulométrica, tendrá lugar una fusión heterogénea (las partículas de mayor tamaño no llegarán a fundir, mientras que las de menor tamaño sí lo harán), dando lugar a partículas en diferentes estados a la llegada al substrato.

1.2.2.- Velocidad de desplazamiento transversal de la pistola

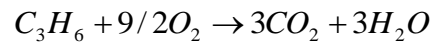
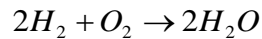
La velocidad transversal con la cual se desplaza el chorro de proyección a través de la superficie del substrato influye directamente en la formación y en la cantidad de materia que se deposita en cada capa, con todas las consecuencias de materia y energía que esto significa, además de controlar la cohesión, adherencia, espesor e integridad estructural final del recubrimiento. Asimismo, se debe tener en cuenta que bien sea una velocidad relativa muy alta o muy baja pueden ser contraproducentes para la obtención del recubrimiento deseado. Una velocidad relativa excesiva, provocará la deposición de un número reducido de partículas, dando lugar a una capa de espesor e integridad estructural reducidos. Una velocidad relativa insuficiente, provocará la

deposición de un número excesivo de partículas, dando lugar a una capa de espesor elevado.

1.2.3.- Caudal de los gases

Los gases que intervienen en el proceso de proyección térmica de alta velocidad oxígeno-combustible son básicamente cuatro: (i) el gas combustible, (ii) el gas comburente, (iii) el gas portador que transporta el polvo de la tolva hasta la pistola y (iv) el gas que aumenta la presión dentro de la cámara (aire comprimido). El caudal de dichos gases y la relación entre el combustible y el comburente determinarán las características de la relación de combustión (que tiene lugar dentro de la cámara de combustión de la pistola, donde entran todos los gases a la vez). El aire comprimido también interviene en dicha reacción ya que aproximadamente está compuesto por un 21% de oxígeno y afectarán las condiciones de temperatura y velocidad dentro de la cámara de combustión.

Las reacciones de combustión que tiene lugar utilizando hidrógeno o propileno como gas combustible se muestran a continuación respectivamente:



En la práctica debido a las altas presiones que se alcanzan en la pistola, se pueden generar subproductos de reacción como OH^- , O^{2-} , H_2 , CO , e^- , etc. ^[4]

1.2.4.- Distancia de proyección de los polvos

La denominada distancia de proyección es la distancia entre la boquilla de la pistola y la superficie del sustrato y se define como el recorrido que hacen las partículas una vez que salen de la pistola (en vuelo en la llama), hasta que chocan con el sustrato.

Si se tienen en cuenta todas estas variables, se pueden diseñar una serie de condiciones de proyección que permitan obtener recubrimientos con una microestructura característica y, por tanto, con propiedades específicas.

A fin de expandir el campo de aplicaciones logradas con el rociado térmico, es necesario desarrollar nuevos tipos de polvos, ya sea mezclados mecánicamente o por otros procedimientos. El efecto de agregar partículas de WC-Co a las aleaciones base níquel autofundentes no ha sido suficientemente investigado, ^[4] por esta razón se seleccionaron porcentajes iguales de una aleación WC-Co y se mezclaron mecánicamente con una aleación base níquel comercialmente disponible.

1.3.- Recubrimientos

1.3.1.- Carburo de tungsteno

Los recubrimientos empleados en termorociado son muy usados para la protección de partes y componentes ante la abrasión, desgaste erosivo y la corrosión. El WC-Co tiene muchas aplicaciones en diferentes industrias como la petrolera, química, petroquímica, automotriz y manufacturera entre otras debido a sus propiedades mecánicas como dureza elevada y resistencia. ^[5]

El carburo utilizado como superficie de corte es muy útil cuando se maquina en materiales como el acero al carbono y el acero inoxidable, así como también en situaciones donde otras herramientas se desgastarían como en grandes líneas de producción. La mayoría de las veces el carburo deja en la pieza un mejor acabado y permite un maquinado más rápido de ésta. ^[6]

El carburo de tungsteno se emplea, sobre todo, en la elaboración de utensilios de corte para trabajar metales o el acero. También, se construyen algunas piezas que requieren elevada resistencia térmica o mecánica, como

cojinetes de ejes, etc. Frente a los metales duros tiene la ventaja de mantener su dureza incluso a elevadas temperaturas. En los últimos años también se han elaborado materiales parecidos a base de nitruro de titanio o carburo de titanio que, incluso, pueden tener una resistencia térmica más elevada. Detalles: usado muy frecuentemente en matricería. ^[6]

El termorrociado de alta velocidad (HVOF) ha demostrado ser uno de los mejores métodos de deposición de polvos de WC-Co por las altas velocidades y bajas temperaturas experimentadas por las partículas del polvo comparado con otros métodos de deposición, en los cuales resulta menor la descomposición del WC durante el rociado ^[7]. Adicionalmente, los recubrimientos de WC-Co no solamente cuentan con excelentes propiedades mecánicas sino que también cuentan con una muy buena adherencia al sustrato, buena cohesión, baja porosidad y mayores niveles de retención de WC durante el proceso de rociado ^[7].

Sin embargo, incluso durante el termorrociado de alta velocidad HVOF, el polvo de WC-Co es expuesto a las altas temperaturas de la llama de reacción para aumentar su temperatura y velocidad. Además, como el oxígeno se encuentra usualmente en la boquilla de la llama, la descomposición y descarburización no pueden ser eliminadas totalmente del proceso. En consecuencia, el WC puede descomponerse en W_2C e incluso en cobalto metálico para formar una fase nano-estructurada o carburo complejo ^[7]. Para este tipo de recubrimientos rociados térmicamente los esfuerzos residuales limitan el espesor del depósito alcanzado, debido a la pérdida de adhesión entre el recubrimiento y el sustrato, favoreciendo a la formación de grietas y al pandeo. Estos esfuerzos pueden ser de tracción o compresión. Así mismo tienen un efecto beneficioso en la adhesión y el comportamiento a la fatiga del

sistema. Por otro lado, los de tracción son consecuencias de la contracción de partículas durante el enfriamiento, que puede ser causante de agrietamientos y fallas por fatiga de ser la magnitud de estos esfuerzos residuales mayor a la resistencia a la tracción del recubrimiento ^[8].

1.3.2.- Aleaciones base níquel

Las aleaciones de base níquel poseen diversas características siendo utilizadas ampliamente como material de alimentación en las técnicas de termorrociado de alta velocidad que utilizan oxígeno como combustible, especialmente en los procesos donde se requieren una combinación de propiedades tales como, resistencia al desgaste, resistencia a la fatiga y/o a la corrosión, tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas ^[9]. Las partículas rociadas en las piezas y/o componentes, permanecen adheridas al sustrato por vinculación mecánica, esto es característico de la deposición por HVOF y el uso de estas aleaciones al igual que la obtención de densas capas de recubrimiento con menos de 1% de porosidad junto a fuerzas de cohesión mayores a 80 MPa ^[10].

La alta calidad asociada a estos recubrimientos se debe a las altas velocidades y temperaturas que alcanzan las partículas durante el proceso de deposición, así como su interacción con el flujo de gas que las transportan. La técnica de HVOF ha permitido junto a estas aleaciones obtener recubrimientos más densos, con mayor cohesión entre partículas y mejor adhesión al sustrato.

Las aleaciones base níquel comúnmente son utilizadas en forma de cables o polvos. En el estudio de Cadenas *et al.* ^[9] se utilizó la aleación en forma de polvo, comercialmente conocido como Colmonoy 88, el cual está principalmente compuesto por Ni, Cr y W. En la Tabla N° 1 podemos observar la composición química de la aleación de Colmonoy.

Tabla N° 1. Composición química de la aleación Colmonoy 88 en porcentaje en peso.

Cr	W	B	Si	Fe	C	Ni
15	17,3	3,0	4,0	3,5	0,8	56,4

Con respecto al desempeño frente a cargas cíclicas de algunas probetas recubiertas con aleaciones base níquel por HVOF, se ha encontrado que cuando el sustrato ha sido previamente granallado y luego recubierto con Colmonoy 88 se da lugar a una reducción significativa en las propiedades a la fatiga al aire, en comparación con los especímenes sin recubrimiento, debido principalmente a la presencia de las partículas de alúmina en la intercara sustrato-recubrimiento y a la fractura y delaminación parcial del recubrimiento a lo largo del sustrato durante los ensayos ^[10].

1.4.- Fatiga en los aceros

Las fallas por fatiga son los tipos más comunes de fractura en máquinas y constituyen el 90% de todas las fracturas. Tales fracturas se desarrollan después de un gran número de aplicaciones de carga, generalmente a un nivel de esfuerzos inferior a la resistencia a la fluencia del material. ^[11]

La fatiga es el cambio estructural, progresivo, localizado y permanente que ocurre en un material objeto de esfuerzos nominales repetidos o fluctuantes, estos esfuerzos tienen valores máximos menores a la resistencia a la tracción del material. La fatiga puede culminar en grietas y causar fractura después de un número suficiente de fluctuaciones. Este proceso está compuesto por tres etapas: ^[11]

- Daño inicial por fatiga ocasionando la iniciación de la grieta.
- Propagación de la grieta hasta un tamaño crítico, el cual hace que la zona que todavía no se ha agrietado sea débil e imposible de soportar la carga aplicada.
- Finalmente ocurre la fractura de la zona agrietada.

El daño ocasionado por la fatiga es causado por la acción simultánea de esfuerzos cíclicos, esfuerzos de tensión y deformación plástica. Si alguno de estos tres factores no está presente el agrietamiento por fatiga no se iniciara ni se propagará. La deformación plástica resultante de los esfuerzos cíclicos inician la grieta y el esfuerzo de tensión promueve el crecimiento de ésta. Las mediciones de la deformación muestran que una deformación plástica microscópica puede estar presente a bajos niveles de esfuerzo en donde ésta de otra forma aparecería totalmente elástica ^[11].

Las variaciones en las propiedades mecánicas, composición química, microestructura y macroestructura, junto con sus efectos sobre la vida a la fatiga, se han estudiado extensamente para hacer aportes sobre la elección apropiada del acero según los requerimientos de vida útil. Estos estudios muestran que la resistencia a la fatiga de los aceros es usualmente proporcional a la dureza y a la resistencia a la tracción, esta generalización no es del todo cierta, los factores que realmente influyen en el comportamiento del material frente a esfuerzos cíclicos son su procesamiento, fabricación, los tratamientos térmicos, tratamientos superficiales y finales y el ambiente de servicio ^[11].

Predecir la vida a la fatiga de un metal es complicado ya que los materiales son sensibles a pequeños cambios en condiciones de cargas, a concentración de esfuerzos y a otros factores. La resistencia a la fatiga del metal también se ve afectada por los procedimientos de manufactura tales como

soldaduras y termorrociados, también a las condiciones de la superficie como rugosidad y esfuerzos residuales. Los ensayos de fatiga efectuados en pequeños especímenes no son suficientes para establecer precisamente la vida a la fatiga de una parte. Sin embargo, estos ensayos son útiles para estimar la resistencia relativa de un material y las propiedades base cuando están sometidos a esfuerzos cíclicos. Estas propiedades deben combinarse con los análisis de carga previamente hechos en el diseño antes de que la predicción de la vida sea hecha ^[11].

1.4.1.- Características fractográficas

La superficie de fractura que resulta de una falla por fatiga tiene una apariencia característica que puede ser dividida en tres zonas o etapas progresivas bien definidas desde el punto de vista morfológico ^[12]:

Etapas I: Es la iniciación de la grieta y su propagación por el plano de deslizamiento de la fractura, extendiéndose desde la superficie hacia el centro a aproximadamente 45° de la dirección del esfuerzo axial, en esta etapa la fractura nunca se extiende por más de 2 o 5 granos alrededor del origen. En cada grano, la superficie de fractura está a lo largo de un plano cristalográfico bien definido. Usualmente no existen estriaciones de fatiga asociadas con la superficie de fractura en esta etapa. En algunos casos, dependiendo del material, el ambiente y el nivel de esfuerzo, la fractura de la etapa I puede que no sea perceptible. ^[4] La grieta se inicia en los puntos de máximo esfuerzo local, los cuales se pueden identificar por la forma de la parte y por el tipo y magnitud de la carga. Adicionalmente de la forma geométrica, factores como la superficie y las imperfecciones metalúrgicas pueden actuar como concentradores de esfuerzos locales. Las imperfecciones en la superficie como

rasguños, abolladuras, rebabas, cortes, y otros defectos de manufactura son los lugares más obvios donde la grieta por fatiga se pudiera iniciar ^[12].

Etapa II: El crecimiento de la grieta no está gobernado por el esfuerzo cizallante local sino por el esfuerzo normal máximo principal en la vecindad de la punta de la grieta. Así, la punta de la grieta está obligada a desviarse desde su camino de deslizamiento y propagarse en una dirección perpendicular a la dirección del máximo esfuerzo normal ^[12].

Etapa III: Ocurre durante el último ciclo de esfuerzo cuando la sección transversal no puede soportar la carga aplicada. La fractura final, la cual es el resultado de una sobre carga, puede ser frágil, dúctil, o una combinación de ambas ^[12].

Por lo tanto, la fractura por fatiga es progresiva, desarrollándose durante un largo tiempo, su superficie generalmente muestra “marcas de playa” o “concha de almeja” características. La Figura N°3 revela una fractura por fatiga por combado de un gran eje roscado; una flecha indica el origen de la fractura. Generalmente, la falla se origina en la superficie de la pieza, donde los esfuerzos de corte excedieron primero la resistencia de corte. En este caso, la fractura se inició en la discontinuidad indicada sobre la superficie y, como lo muestran las marcas de playa, avanzaron casi por toda la sección antes de la última separación ^[13].



Figura N° 3. Marcas de playa que generalmente indican que la falla fue provocada por fatiga.

1.4.2.- Efecto de las concentraciones localizadas de esfuerzos

En piezas de maquinaria y estructurales, los mayores esfuerzos se presentan más a menudo en filetes, agujeros e irregularidades geométricas similares que concentran e incrementan el esfuerzo superficial. Éstos se llaman concentraciones localizadas de esfuerzos ^[13].

La mayoría de las concentraciones localizadas de esfuerzos quedan incluidas en uno de los siguientes grupos:

- a.- Aquellas producidas por cambios en la geometría de una pieza, como agujeros, cajas de cuña, roscas, escalones o cambios en el diámetro en ejes y cabezas de tornillos, etc.
- b.- Discontinuidades de la superficie, como muescas, ralladuras, marcas de maquinado, formación de agujeros, corrosión, etc.
- c.- Defectos inherentes en el material, como inclusiones no metálicas, fisuras pequeñísimas, huecos, etc.

Bajo la aplicación de una carga estática, el metal sometido a un gran esfuerzo cede plásticamente en la raíz de una muesca o en la orilla de un agujero, pasando así los esfuerzos altos a otras secciones hasta que ocurre la fractura; sin embargo, bajo fatiga o cargas repetidas, en que el esfuerzo es inferior al límite elástico, la cedencia se localiza mejor, y una fisura puede empezar antes de que el patrón de esfuerzo cambie para eliminar la concentración de esfuerzos ^[13].

En piezas giratorias de máquinas, el área final de ruptura no está directamente opuesta al inicio de la fractura, debido al efecto de rotación. Esto se observa en la Figura N°4 que muestra la superficie de fractura de un eje que ha fallado. La fractura se originó por la concentración de esfuerzos en una esquina de la caja de cuña, y las marcas tipo playa oscilan en sentido contrario al de las manecillas del reloj hacia la ruptura final, debido a la rotación en el sentido de las manecillas del reloj ^[13]. Las esquinas afiladas son siempre concentraciones localizadas de esfuerzos y deben evitarse cuando sea posible. Por ejemplo las fisuras se hacen más probables en válvulas con esquinas afiladas que en aquellas con radios generosos en las esquinas ^[13].

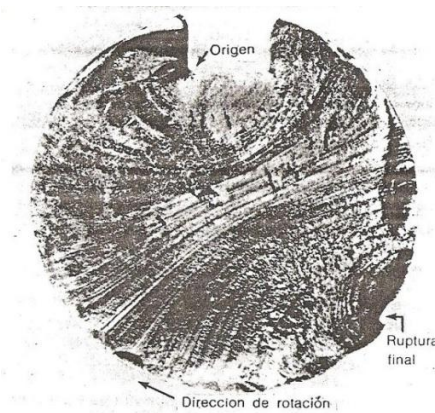


Figura N°4. La deformación por efecto de rotación sobre la zona de fractura final revela la dirección en que el eje fue rotado durante la operación.

En general, los materiales duros muestran mayor sensibilidad de muesca que los materiales suaves y esta propiedad afectará la aparición de una fractura bajo la aplicación de una carga cíclica. En un material altamente sensible a muescas, la fisura tiende a crecer más rápidamente a lo largo de la superficie sometida a gran esfuerzo que hacia el centro; por tanto, las marcas tipo playa se curvan alejándose del origen de la fractura, como se ilustra en la Figura N°5a. En un material menos sensible a muescas, como un acero recocido, la fisura se mueve más rápidamente hacia el centro que a lo largo de la superficie y producirá marcas tipo playa, cóncavas alrededor del origen de la fractura como se ilustra en la Figura N°5b ^[13].

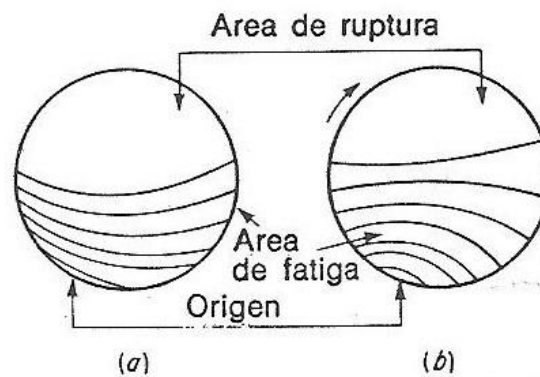


Figura N°5. El grado de sensibilidad de la muesca afecta la manera en que se desarrollan las marcas tipo playa.

1.4.3. Expresiones que cuantifican la sollicitación de esfuerzos

Dentro del estudio de fatiga es importante conocer los tipos de fluctuaciones de esfuerzo a las que puede estar sometida una pieza. Para entender estos tipos de fluctuaciones, es importante definir ciertos conceptos que los describen haciendo uso de la Figura N°6 que muestra las sollicitaciones de esfuerzo más comunes ^[11]:

El esfuerzo medio σ_m , está definido como el promedio del esfuerzo máximo (σ_{\max}) y el esfuerzo mínimo (σ_{\min}) en el ciclo y viene dado por la ecuación (E.1)

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad (E.1)$$

Además, el intervalo de esfuerzo, σ_r o $\Delta\sigma$, es la diferencia entre σ_{\max} y σ_{\min} de la ecuación (E.2):

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (E.2)$$

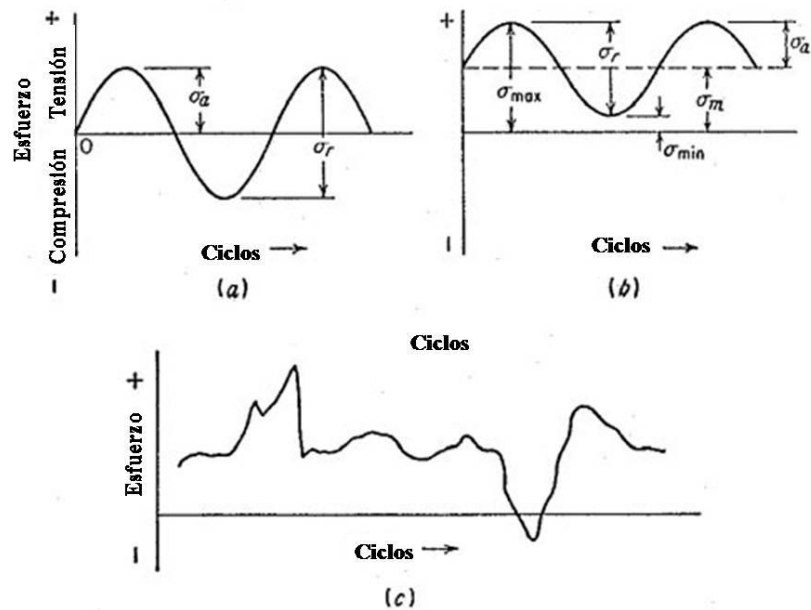


Figura N°6. Tipos de esfuerzos más comunes.

El esfuerzo alternante o la amplitud del esfuerzo σ_a , corresponde a la mitad del intervalo de esfuerzo y está dado por la ecuación (E.3):

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{max} - \sigma_{min})}{2} \quad (E.3)$$

Finalmente la relación de esfuerzos R, es la fracción entre el esfuerzo mínimo y el esfuerzo máximo, dada por (E.4):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (E.4)$$

Por convención las tensiones de tracción son positivas y las de compresión son negativas. Por ejemplo para un ciclo de inversión completa, el valor de R es igual a -1.

1.5.- Fatiga de materiales recubiertos por termorrociado HVOF

Para el presente trabajo se hace necesario revisar estudios previos realizados en aceros, preferiblemente el AISI 4340, los cuales han sido recubiertos con distintos materiales por el método de HVOF y como este proceso y la morfología del depósito afectan la vida a la fatiga de los materiales del sustrato.

En el estudio de las propiedades a la fatiga de un acero 4340 recubierto con un depósito de Colmonoy 88 aplicado por HVOF, realizado por Hernández *et al.* ^[14] se evaluó el comportamiento a la fatiga de un acero templado y revenido AISI 4340, el cual fue ensayado bajo tres condiciones; el sustrato sin recubrir, el sustrato granallado con partículas de alúmina (Al_2O_3) y el sustrato granallado con partículas de alúmina y recubierto con una capa de 220 μm de Colmonoy 88.

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo a esfuerzos alternantes y de forma rotativa para cada uno de los casos; para el sustrato sin recubrir los ensayos se realizaron bajo cargas de 612, 650, 688 y 726 MPa, que corresponden al 59, 63, 66 y 70% de la resistencia a la fatiga del sustrato; para el sustrato granallado los esfuerzos utilizados fueron 517, 539, 566, 589 y 634 MPa, que corresponden al 45, 47, 50, 52 y 56% de la resistencia a la fatiga del metal base; para el sustrato granallado y recubierto por HVOF los esfuerzos aplicados fueron de 463, 482, 500, 518 y 542 MPa, que corresponden al 50, 53, 54, 56 y 59% de la resistencia a la fatiga del sustrato respectivamente ^[14].

Los resultados y las observaciones de la superficie de las probetas se llevo a cabo por medio de la microscopía electrónica de barrido, la cual indica que en el caso del sustrato granallado el proceso de fatiga se inició por las partículas de alúmina que quedaron retenidas en la matriz cerca de la superficie, dando lugar a concentradores de esfuerzos que actúan como zonas de

nucleación de las grietas. Este mismo comportamiento se observó en las probetas granalladas y recubiertas con Colmonoy 88. Debido al granallado, ocurre una reducción de la resistencia a la fatiga tanto en las muestras granalladas como en las muestras recubiertas en comparación con las probetas del substrato sin recubrimiento (Figura N° 7). En el caso de las muestras recubiertas se apreció una fractura y desprendimiento parcial del recubrimiento del substrato ^[14].

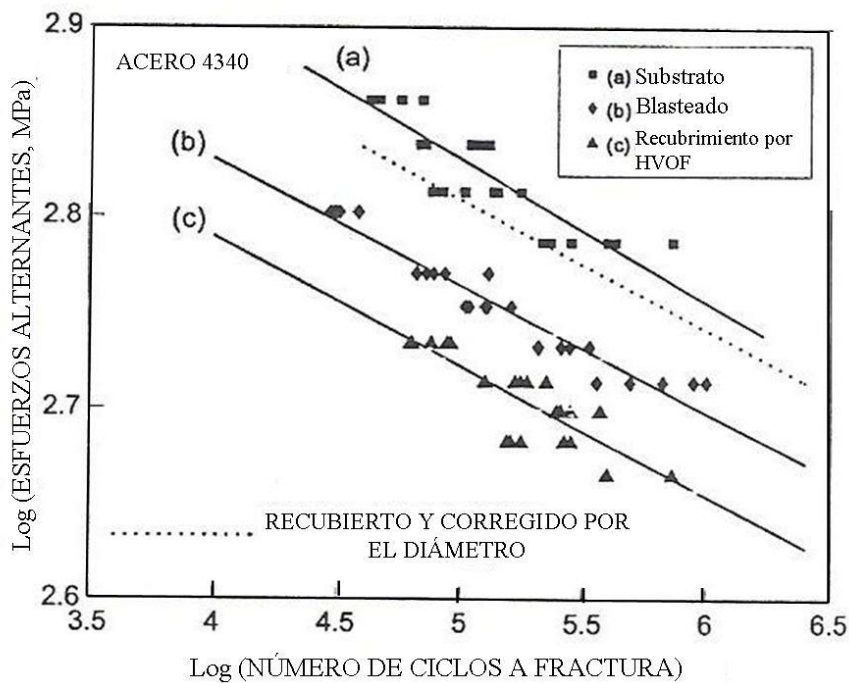


Figura N°7. Esfuerzos alternantes en función de ciclos a fractura para substrato, especímenes granallados y granallados y recubiertos con colmonoy 88.

En el estudio del comportamiento a la fatiga de un acero SAE 1045 recubierto con Colmonoy 88 y depositado por termorrociado HVOF, realizado

por Puchi-Cabrera *et al.* ^[10] donde el espesor del depósito es de aproximadamente 410 μm y antes de la deposición las muestras fueron granalladas con partículas de alúmina de aproximadamente 1 mm de diámetro; el límite a la fatiga fue determinado por medio del método de la escalera a intervalos de esfuerzos de 5 MPa. Previo a los ensayos de fatiga todas las muestras fueron pulidas, excepto aquellas ensayadas en la condición de granallado, para disminuir la rugosidad superficial; en los especímenes sin recubrir la rugosidad se encontraba en un intervalo de 0,03 μm , mientras que en los especímenes recubiertos la rugosidad fue de 0,27 μm aproximadamente ^[10].

Los resultados indican que la presencia de recubrimiento da lugar a una reducción en la vida a la fatiga de las muestras ensayadas al aire, en comparación con aquellas que no fueron recubiertas. También observaron que a elevados esfuerzos alternantes ocurrió una delaminación de recubrimiento del sustrato, llevando a un desmejoramiento del comportamiento en corrosión-fatiga de las muestras recubiertas.

Los resultados de los ensayos de fatiga están reflejados en la Figura N°8 donde se presenta el cambio en el número de ciclos a falla como función del máximo esfuerzo alternante aplicado al material para cada condición propuesta. Como se puede observar en la Figura, al granallar la superficie pulida del sustrato se observa una significativa reducción en la vida a la fatiga, como se muestra por el desplazamiento de la curva “c” con respecto a la curva “a”. Esta reducción viene asociada no sólo con el incremento en la rugosidad por el proceso de granallado sino también por las partículas de alúmina incrustadas en el sustrato, cuando la alúmina impacta la superficie del espécimen se generan concentradores de esfuerzos actuando como posibles lugares para la nucleación de las grietas por fatiga ^[10].

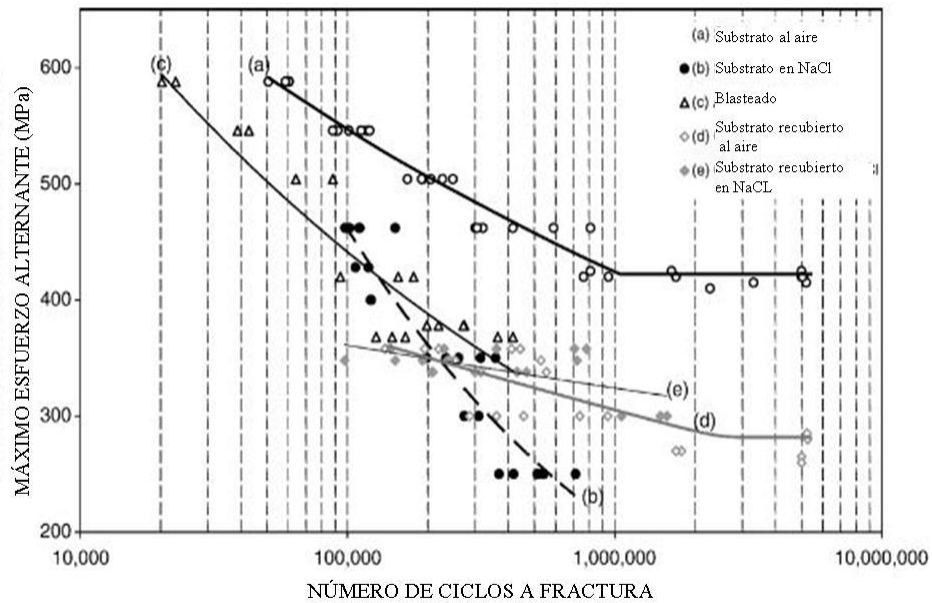


Figura N°8. Resultados de los ensayos de fatiga realizados por Puchi-Cabrera, máximo esfuerzo alternante vs número de ciclos a fractura.

En el trabajo realizado por Nascimento *et al.* [15] sobre el efecto de tratamientos superficiales sobre la vida a la fatiga de un acero aeronáutico AISI 4340, se muestra un análisis del comportamiento a la fatiga en flexión rotativa de muestras recubiertas con carburo de tungsteno aplicado por el proceso de HVOF en comparación con el desempeño del mismo sustrato pero recubierto con cromo duro.

En el caso del recubrimiento de carburo de tungsteno aplicado por HVOF se utilizaron polvos con un 12%Co, resultando un espesor de 100 μ m. Los especímenes fueron previamente granallados con óxido de aluminio para incrementar la adhesión. La rugosidad superficial en la sección más reducida de

las muestras fue aproximadamente de $R_a \approx 4 \mu\text{m}$ con una desviación estándar de $0,39 \mu\text{m}$ ^[15].

En la Figura N°9 se muestra la curva S-N comparativa del metal base, el carburo de tungsteno aplicado por HVOF y el proceso convencional de cromo duro; se puede apreciar como el proceso de HVOF redujo la resistencia a la fatiga en flexión rotativa del acero AISI 4340, esta influencia es más significativa en los ensayos de alto ciclaje que en los de bajo ciclaje. A su vez, la reducción en la vida a la fatiga fue mayor en los especímenes recubiertos por cromo duro que en aquellos recubiertos por carburo de tungsteno, esto se debe al proceso en sí. Es bien sabido que el termorrociado por HVOF produce esfuerzos residuales compresivos internos en el substrato, los cuales se formaron por la deformación mecánica en la superficie durante el impacto de las partículas. Estas deformaciones contrarrestaron la disminución de los esfuerzos de tensión del recubrimiento, causados por el rápido enfriamiento y solidificación de las partículas cuando tocaron la superficie ^[15].

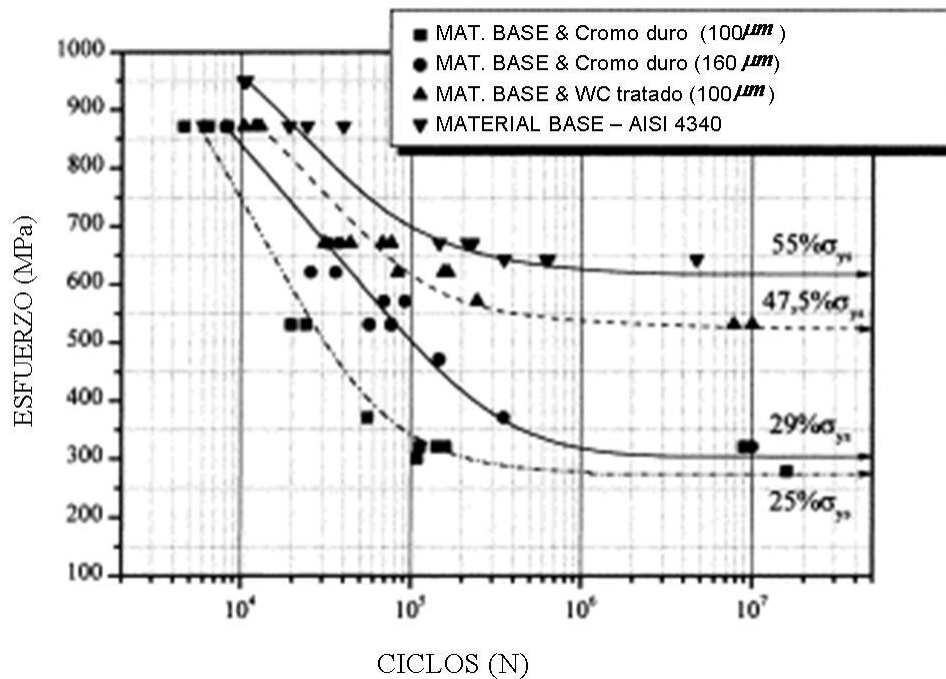


Figura N°9. Curva S-N para las muestras ensayadas en fatiga rotativa.

En el estudio realizado por Nascimento *et al.* [16] sobre los efectos de un recubrimiento de carburo de tungsteno depositado por HVOF y un recubrimiento depositado por el proceso de cromo duro en un acero de alta resistencia AISI 4340, se muestra un análisis comparativo de la influencia de ambos depósitos en la vida a la fatiga del acero. Los resultados muestran que ambos recubrimientos desmejoran el comportamiento a la fatiga en comparación con el desempeño del acero sin recubrir, siendo el depósito de carburo de tungsteno el que menos afectaba dicho comportamiento.

Los resultados muestran que el intervalo de rugosidad para el carburo de tungsteno aplicado por HVOF está en $R_a \approx 4 \mu\text{m}$ con una desviación estándar de $0,39 \mu\text{m}$ mientras que para la capa de cromo duro la rugosidad es de $R_a \approx 3,13 \mu\text{m}$ con una desviación estándar de $0,79 \mu\text{m}$ [16].

En la Figura N°10 se muestran las curvas S-N para los ensayos de fatiga en flexión rotativa y axial del metal base y las muestras recubiertas; la Figura muestra que el recubrimiento disminuye la resistencia a la fatiga del acero AISI 4340, la tendencia se observa para bajos ciclajes (10^4), altos ciclajes (10^5) y para el límite a la fatiga (10^7). También se puede observar que para los especímenes recubiertos con carburo de tungsteno aplicado por HVOF se muestra un menor decrecimiento en la resistencia a la fatiga, esto puede deberse al proceso en sí; es bien sabido que el proceso de HVOF produce esfuerzos residuales compresivos internos en el sustrato, los cuales son formados de deformaciones mecánicas en la superficie durante el impacto de las partículas. Estas deformaciones contrarrestan los esfuerzos que se forman en el recubrimiento causados por el rápido enfriamiento y solidificación de las partículas cuando chocan con la superficie. Sin embargo, la reducción de la vida a la fatiga pudo deberse a la gran cantidad de poros e inclusiones de óxido que se forman comúnmente cuando se realiza la deposición del recubrimiento. Estas inclusiones pueden actuar como lugares donde se inicien las grietas ^[16].

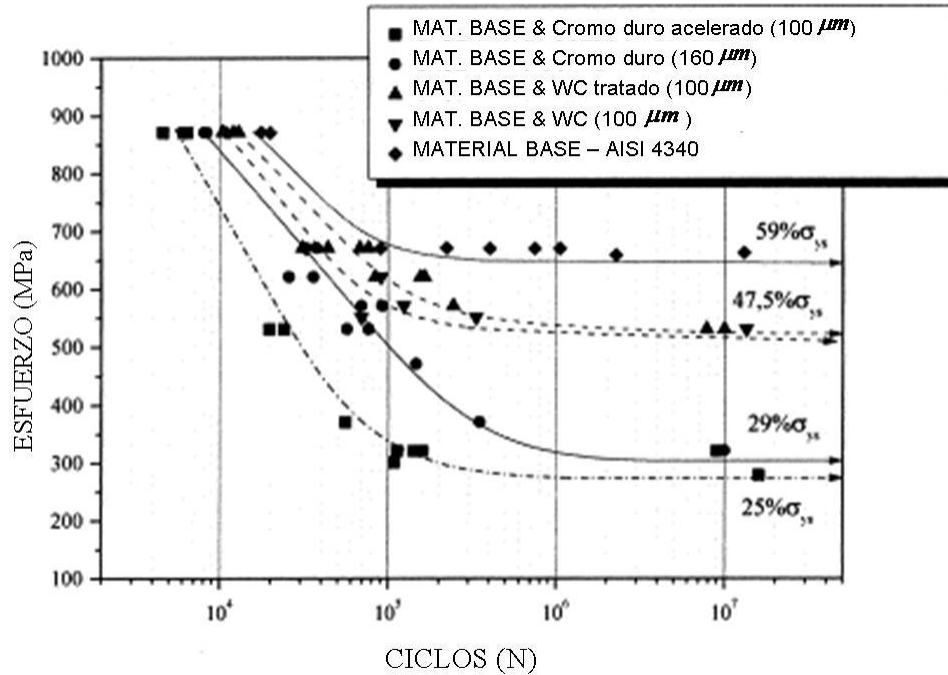


Figura N°10. Curva S-N para las muestras ensayadas en fatiga rotativa al aire.

1.6.- Análisis de los datos de fatiga

1.6.1.- Curvas S-N

Una de las formas de caracterizar el comportamiento a la fatiga de elementos o prototipos es la fenomenología, a través de la determinación de la vida a fatiga bajo amplitud de carga constante, cuyos resultados se representan como curvas S-N, o curvas de Wöhler, en la Figura N°11 se muestra la relación analítica existente entre la vida media a fatiga (número de ciclos, N) y el nivel de carga de amplitud constante (intervalo de esfuerzo, $\Delta\sigma$)^[17].

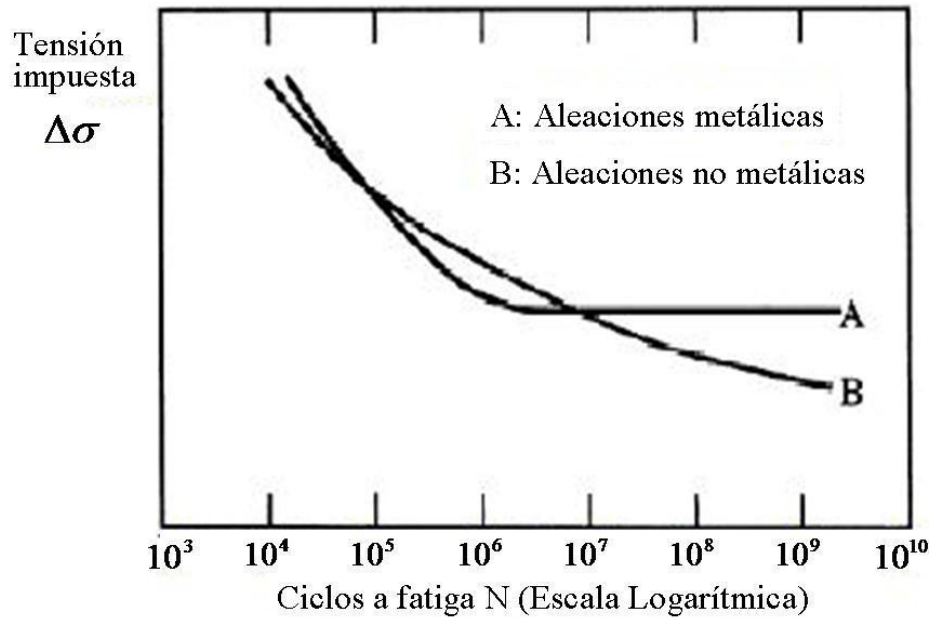


Figura N°11. Ejemplos de curvas S-N, intervalo de esfuerzo vs número de ciclos a falla.

El campo S-N muestra la relación que existe entre la vida a la fatiga, medida en números de ciclos N, y el nivel de carga de amplitud constante, medido como el intervalo de esfuerzo $\Delta\sigma$, o en amplitud de esfuerzo σ_a , al que ha sido sometida una probeta del material que se pretende caracterizar. En la definición del campo S-N en materiales compuestos vienen usándose diversos tipos de ecuaciones, unas empíricas y otras fundadas en propiedades del material, que generalmente obedecen a ecuaciones lineales o hiperbólicas, ya sea en escala natural, logarítmica o semilogarítmica. Desde el punto de vista del diseño, es importante el conocimiento de la forma y de las propiedades de la curva S-N, con el objeto de predecir la vida en servicio del material, ya que gran parte de los modelos de predicción de vida, basados en acumulación de daño, utilizan el campo S-N como información básica ^[18].

Los resultados de los ensayos de fatiga de amplitud constante, obtenidos a diferentes niveles de carga, no se pueden analizar para cada nivel independientemente, ya que conducirían a resultados incongruentes tanto desde el punto de vista estadístico, como desde el punto de vista experimental. Por lo tanto, resulta necesario establecer un modelo analítico para el campo S-N, que permita el análisis de los datos de todos los niveles simultáneamente ^[18].

1.6.2.- Distribución de Weibull

Desde el punto de vista de la ingeniería, la confiabilidad es la probabilidad de que un aparato, dispositivo o persona desarrolle una determinada función bajo condiciones fijadas durante un período de tiempo determinado. La confiabilidad de un elemento puede ser caracterizada a través de distintos modelos de probabilidades. Podemos describir varias distribuciones de fallas comunes y ver qué podemos aprender de ellas para gestionar los recursos de mantenimiento, convirtiendo el conocimiento ganado de ellas en acciones proactivas de Mantenimiento ^[19].

Aplicando un tratamiento estadístico que modele en forma realista el estudio de la confiabilidad de componentes o dispositivos que en condiciones de montaje y uso adecuado se encuentran en funcionamiento un tiempo determinado, $t=0$. El tiempo para que ocurra la falla o duración, T , puede considerarse estadísticamente como la variable aleatoria continua con una función de distribución probabilística $(fdp)_f$ ^[19].

Se define la confiabilidad de un componente o sistema, $R(T)$, a la probabilidad de que dicho componente no falle durante el intervalo $[0,t]$ o lo que es lo mismo a la probabilidad de que falle en un tiempo mayor que t . siendo

$R(t) = P(T > t)$ y T la duración del componente. Si $f(t)$ es la función de densidad de probabilidad $(fdp)f$, la confiabilidad puede expresarse como: ^[19]

$$R(t) = \int_0^{\infty} f(s) ds \quad (E.5)$$

En términos de la función distribución acumulativa de $f(t)$, $F(t)$, la confiabilidad también se puede definir como:

$$R(t) = 1 - P(T < t) = 1 - F(t) \quad (E.6)$$

La tasa de falla o función de riesgo λ es también un concepto muy usado en la teoría de la confiabilidad y representa la proporción de artículos que funcionan entre t y $t+\Delta t$ de aquellos que aún funcionaban en el instante t . Su valor se puede calcular a partir de la siguiente expresión

$$\lambda(t) = \frac{f(t)}{R(t)} \quad (E.7)$$

y determina la $(fdp)f$.

La elección de un modelo que represente los datos de fallas lo más fehacientemente posible, restringe la posibilidad de la elección de cualquier $(fdp)f$ para T , es decir que el modelo matemático para la descripción de los fenómenos observables no es arbitrario.

1.6.2.1.- Distribución de frecuencia de Weibull

La distribución de Weibull nos permite estudiar cuál es la distribución de fallas de un componente clave de seguridad que pretendemos controlar y que a través de nuestro registro de fallas observamos que éstos varían a lo largo del tiempo y dentro de lo que se considera tiempo normal de uso. El método no determina cuáles son las variables que influyen en la tasa de fallas pero al menos facilitará la identificación de aquellos y su consideración, aparte de disponer de una herramienta de predicción de comportamientos ^[19].

La distribución de frecuencia de Weibull demostró que el esfuerzo al que se someten los materiales puede modelarse de manera adecuada mediante el empleo de esta distribución. También se ha usado para modelar situaciones del tipo tiempo- falla, ó bien puede indicar la vida útil y confiabilidad de un componente; Es por todo esto que la distribución de Weibull es una de las más utilizadas en la ingeniería de confiabilidad, debido a su capacidad de cambiar de forma dependiendo de la variación del valor del parámetro de forma β , ésta puede modelar una gran variedad de datos y características de vida ^[19].

Se sabe que la tasa de fallas se puede escribir, en función de la fiabilidad, de la siguiente forma:

$$\lambda(t) = \frac{d[R(t)]}{R(t)dt} \quad (E.8)$$

$$\text{ó } R(t) = e^{-\int \lambda(t)dt}$$

siendo:

- $\lambda(t)$ = Tasa de fallas

- $R(t)$ = Fiabilidad
- t = Tiempo. Ciclos de falla para el estudio de fatiga

En 1951, Weibull ^[19] propuso que la expresión empírica más simple que podía representar una gran variedad de datos reales podía obtenerse escribiendo:

$$\int \lambda(t)dt = \left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta \quad (E.9)$$

por lo que la fiabilidad será:

$$R(t) = e^{-\left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta} \quad (E.10)$$

Siendo:

- δ = parámetro inicial de localización, el cual se utiliza para desplazar una distribución hacia un lado u otro. Esto significa que, dada una distribución cuyo dominio habitual sea $[0, +\infty)$, la inclusión de un parámetro de δ localización cambiará el dominio a $[\delta, +\infty)$, este parámetro define el punto de partida u origen de la distribución.
- α = parámetro de escala o vida característica, Este es el parámetro que caracteriza a las distribuciones uniparamétricas. El parámetro de escala define cuán dispersa se encuentra la distribución
- β = parámetro de forma o pendiente de Weibull, Este parámetro define la forma de la distribución, y representa la pendiente de la recta describiendo el grado de variación de la tasa de fallas

Se ha podido demostrar que gran cantidad de representaciones de fiabilidades reales pueden ser obtenidas a través de ésta ecuación, que como se mostrará, es de muy fácil aplicación.

La distribución de Weibull se representa normalmente por la función acumulativa de distribución de fallas $F(t)$:

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta} \quad (E.10)$$

Ahora bien, definiendo la función densidad de probabilidad como la derivada de la función acumulativa de fallas $F(t)$, se tiene que

$$f(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta} \quad (E.11)$$

En consecuencia la tasa de fallas para esta distribución es:

$$\lambda(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^{\beta-1} \quad (E.12)$$

Es importante destacar que en función de las combinaciones de los parámetros de Weibull se pueden dar mecanismos de fallas particulares como son:

- a) $\delta = 0$: el mecanismo no tiene una duración de fiabilidad intrínseca
- b) $\delta > 0$: El mecanismo es intrínsecamente fiable desde el momento en que fue puesto en servicio hasta que $t = t_0$

c) $\delta < 0$. Indica que el mecanismo fue utilizado o tuvo fallos antes de iniciar la toma de datos.

En la Figura N° 12 se puede observar como la forma de la función distribución de probabilidades varía según los valores de β .

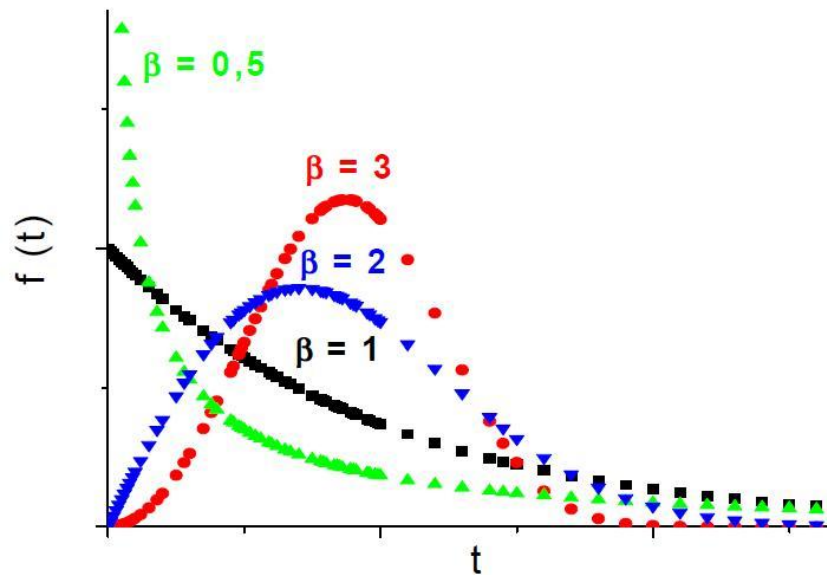


Figura N°12. Efecto del parámetro de forma de Weibull (β) en la distribución de probabilidades.

Para $0 < \beta < 1$:

- A medida que t tiende a cero, la fdp tiende a infinito.
- Cuando t tiende a infinito, la fdp tiende a cero.

- $f(t)$ decrece monótonamente y es convexa a medida que t aumenta.

Para $\beta > 1$:

- $f(t)=0$ cuando $t=0$.
- Para $\beta < 2,6$ la fdp de Weibull es asimétrica y posee una cola hacia la derecha.
- Para $2,6 < \beta < 3,7$ la cola desaparece y la forma de la distribución se vuelve simétrica.
- Para $\beta > 3,7$ $f(t)$ se vuelve nuevamente asimétrica y aparece una cola al lado izquierdo.

Para $\beta = 1$:

- Se puede ver que la curva se asemeja a una distribución exponencial de los valores.

Al cambiar el valor del parámetro de escala α de la fdp, cambia la escala de las abscisas. Manteniendo constante el parámetro de forma se observa en la Figura N° 13 como al aumentar α decrece el pico de $f(t)$, mientras el área de la curva se mantiene constante e igual a uno.

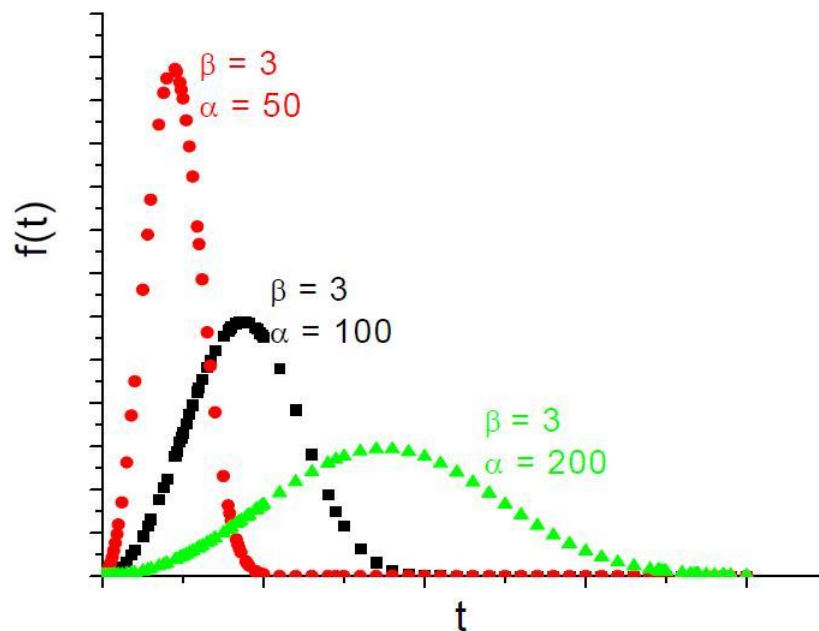


Figura N°13. Efecto del cambio en los valores del parámetro de escala (α) sobre la pdf de Weibull.

1.7.- Indentación esférica

La estructura y propiedades de los recubrimientos obtenidos por termorrociado son muy sensibles a este proceso, a los parámetros de rociado y a la morfología de los recubrimientos, de aquí la importancia de innovar en el proceso de diseño de estos recubrimientos. Aunado a este desarrollo, se han comenzado a emplear nuevas técnicas de caracterización de materiales, como por ejemplo los ensayos de indentación instrumentados; en donde se ha evolucionado más allá de los tradicionales ensayos de dureza. Este método en la actualidad ha sido utilizado para hallar por ejemplo el módulo de elasticidad de los materiales así como la resistencia a la fluencia de los mismos ^[20].

El propósito que se persigue en esta investigación, con los ensayos de indentación, es el de determinar la resistencia a la fluencia del recubrimiento, encontrando el valor de carga a partir del cual ocurre un aumento notorio en la deformación, sin que se produzca un aumento en el esfuerzo aplicado sobre la muestra. En los metales este punto corresponde al punto a partir del cual se produce una plastificación notable y aparecen por tanto deformaciones plásticas irreversibles.

A continuación se presenta la formulación respectiva para determinar la resistencia a la fluencia entre dos cuerpos curvos por medio de las ecuaciones de Hertz, las cuales pueden simplificarse al contacto entre una esfera y un plano.

1.7.1.- Características de los esfuerzos de contacto

- Esfuerzos compresivos representativos desarrollados de la presión entre las superficies de dos cuerpos curvos presionados uno contra el otro.
- Poseen un área de contacto. El punto inicial de contacto, en el caso de esferas o la línea de contacto, en el caso de cilindros, que se convierte en un área de contacto.
- Constituyen los esfuerzos principales de un estado de esfuerzo triaxial.
- Causa la formación de una sección crítica por debajo de la superficie del cuerpo.
- La falla ocurre frecuentemente como resultados de descamación o picaduras en la superficie de los cuerpos.

1.7.2.- Contacto entre dos esferas

Considerando dos esferas elásticas sólidas las cuales se mantienen en contacto por la acción de una fuerza F aplicada a una de ellas (Figura N°14) de tal forma que el punto de contacto entre ellas se expanda hasta formar un área circular de radio a , se tiene que:

$$a = k_a \sqrt[3]{F} \quad (E.12)$$

Donde

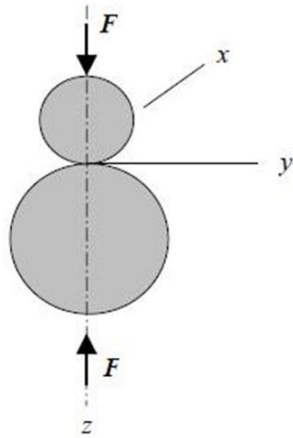
$$K_a = \left[\frac{3 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)}{8 \left(\frac{1}{d_1} + \frac{1}{d_2} \right)} \right]^{\frac{1}{3}} \quad (E.14)$$

F = Fuerza Aplicada

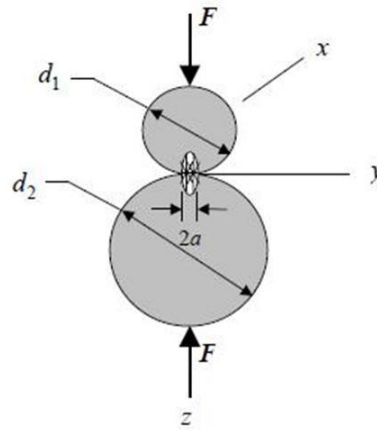
ν_1, ν_2 = Coeficientes de Poisson para las esferas 1 y 2

E_1, E_2 = Módulo elástico para las esferas 1 y 2

d_1, d_2 = Diámetros de las esferas 1 y 2



(a) Dos esferas en contacto por la fuerza F



(b) El esfuerzo de contacto tiene una distribución elíptica en toda la zona de contacto a lo largo del diámetro $2a$

Figura N°14. Dos esferas en contacto

Esta expresión general para el radio de contacto puede ser aplicada para dos casos comunes:

1. Esfera en contacto con un plano ($d_2 = \infty$);
2. Esfera en contacto con una superficie esférica interna ($d_2 = -d$).

Volviendo al caso esfera – esfera, la máxima presión de contacto, p_{\max} , ocurre en el punto en el centro del área de contacto.

$$p_{\max} = \frac{3F}{2\pi a^2} \quad (E.15)$$

1.7.3.- Estado de Esfuerzos

- El estado de esfuerzos se tiene siguiendo los siguientes parámetros:
 1. Dos planos simétricos en cargas y geometría determinan que $\sigma_x = \sigma_y$;
 2. El esfuerzo máximo ocurre en la carga axial $\sigma_{\max} = \sigma_2$;
 3. Los esfuerzos principales son $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_x = \sigma_y$ y $\sigma_3 = \sigma_z$ donde $\sigma_1, \sigma_2 \geq \sigma_3$;
 4. Las cargas compresivas llevan a que σ_x, σ_y y σ_z sean esfuerzos compresivos.
- Cálculo de los esfuerzos principales

$$\sigma_x = -p_{\max} \left[\left[1 - |\zeta_a| \tan^{-1} \left(\frac{1}{|\zeta_a|} \right) \right] (1 + \nu) - \frac{1}{2(1 + \zeta_a^2)} \right] = \sigma_y = \sigma_1 = \sigma_2 \quad (E.16)$$

$$\sigma_3 = \sigma_z = \frac{-p_{\max}}{1 + \zeta_a^2} \quad (E.17)$$

Donde:

$\zeta_a = z/a$ profundidad adimensional por debajo de la superficie

$\nu =$ Coeficiente de Poisson para la esfera examinada (1 o 2)

- Círculo de Mohr

Graficando los esfuerzos principales en un círculo de Mohr resulta un círculo, definido por σ_1 y σ_2 , que disminuyen hasta un punto; y dos círculos, definidos por σ_1, σ_3 y σ_2, σ_3 , graficados uno encima del otro. El máximo esfuerzo cortante, τ_{\max} , para la gráfica se calcula de la siguiente forma:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_x - \sigma_z}{2} = \frac{\sigma_y - \sigma_z}{2} \quad (E.18)$$

Si el máximo esfuerzo cortante, τ_{\max} , y los esfuerzos principales, σ_1, σ_2 , y σ_3 , son graficados en función de la máxima presión aplicada, p_{\max} , por debajo de la superficie de contacto, la gráfica generada se ilustra en la Figura N°15.

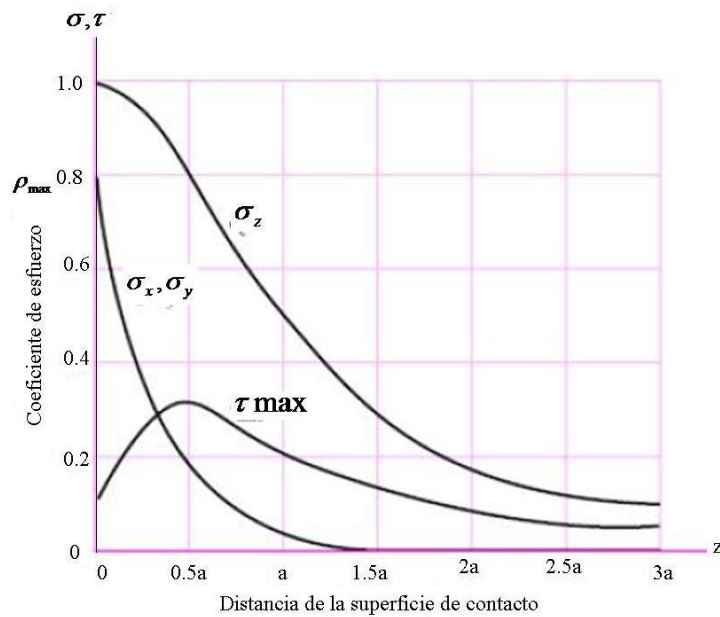


Figura N°15. Magnitud de los componentes del esfuerzo por debajo de la superficie como función de la presión máxima de contacto de las esferas.

Esta gráfica, basada en un coeficiente de Poisson de 0,3, revela que existe una sección crítica sobre el eje de carga, aproximadamente a $0,48a$ por debajo de la superficie de la esfera donde el esfuerzo de corte es máximo es igual a $0,31p_{max}$. Igualmente, una vez conocidos los esfuerzos principales, es posible calcular el esfuerzo de fluencia efectivo, $\bar{\sigma}$, a través del criterio de von Mises.

1.7.4.- Indentación esférica de recubrimientos termorrociados

Una vez que las indentaciones se realizan se dificulta la observación de la huella hecha por el indentador, ya que con microscopía óptica no se aprecia ni el diámetro ni la profundidad de la huella y se hace necesario utilizar equipos más complejos, como por ejemplo, un perfilómetro que permite observar la topografía de la huella hecha por el indentador. Para simplificar la observación y medición de la huella residual, los experimentos realizados por Choi *et al* ^[20] sugieren que si se aplica una fina capa de oro de 10 a 20 nm de espesor sobre la superficie de la probeta, antes de realizar las indentaciones, se incrementará la visibilidad y facilitará las mediciones, como se muestra en la Figura N°16, ya que una vez el indentador entra en contacto con la capa de oro al retirar el penetrador dicha capa se modifica haciendo visible al microscopio la huella hecha en la indentación. Sin embargo, entre sus estudios concluyen que para que se pueda realizar la indentación la huella realizada debe ser de menos de un tercio del espesor del recubrimiento para evitar afectar al sustrato.

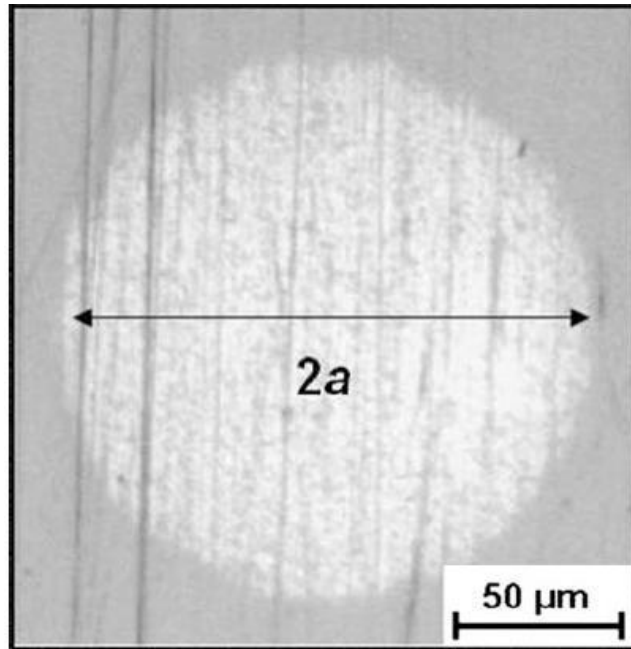


Figura N°16. Huella apreciable al ojo humano, producida por el despegue de la capa de oro de la superficie al hacer la indentación.

A su vez en el trabajo de Choi *et al.* ^[20] se evidencia que usualmente el proceso de deposición se lleva a cabo colocando la muestra de forma plana en la cámara. Sin embargo, sus experimentos demostraron que colocando la muestra de esta forma se logra muy poco contraste cuando se realizan las indentaciones. Dichos autores demostraron que si se inclina la superficie de la probeta de 2 a 5 grados respecto al blanco de oro la deposición del oro proporciona una mejora considerable en el contraste generado entre la huella y la película de oro, como se muestra en la Figura N°17.

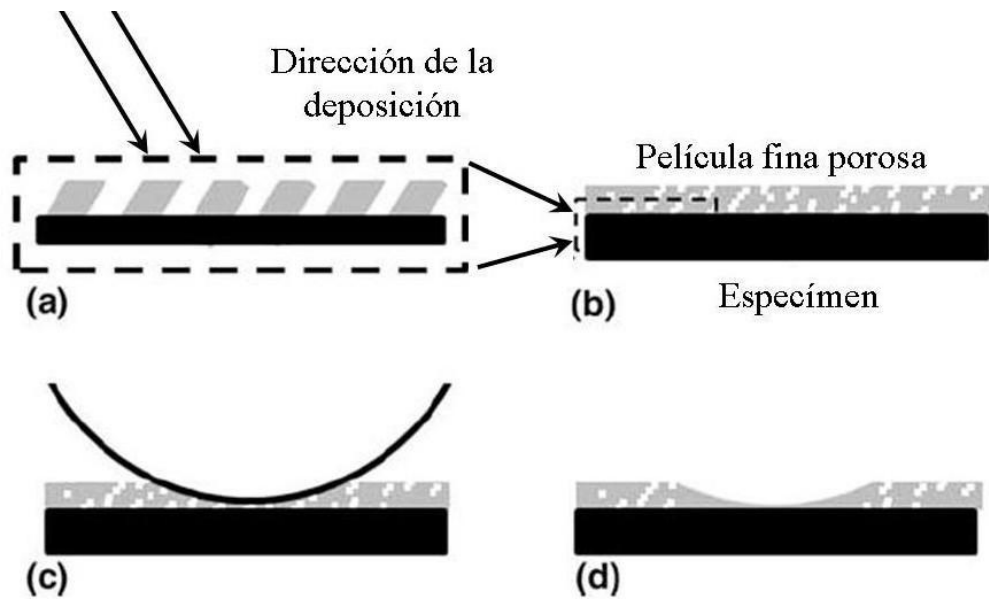


Figura N°17. Deposición de la capa de oro en la superficie inclinando ligeramente la muestra para obtener un mejor contraste cuando se realice la indentación.

CAPÍTULO II

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1.- Material Base

En la presente investigación, el material utilizado para la fabricación de las probetas fue un Acero del tipo AISI 4340 bonificado (templado y revenido), recibido en barras cilíndricas de 2,54 cm de diámetro y 8 m de largo. En relación a la composición química nominal del acero, la misma se muestra en la Tabla N°2.

Tabla N°2 . Composición química nominal del acero AISI 4340 en % en peso

C	Si	Mn	P	S	Cr
0,41	0,24	0,69	0,024	0,011	0,79

Según lo establecido en la norma ASTM E 606, en lo referente a las dimensiones de la sección de ensayo de las probetas de fatiga de radio continuo, éstas son comúnmente las siguientes: diámetro menor de la sección de ensayo (d) igual a 6,35 mm, radio continuo de la sección de ensayo de la probeta R igual a 58,74 mm (Figura N° 18).

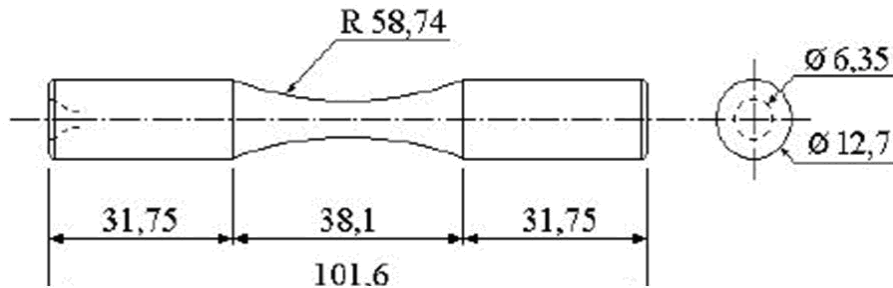


Figura N°18. Esquema de las probetas para ensayos de fatiga en flexión rotativa según la norma ASTM E 606. Las medidas están dadas en mm.

Por otro lado, con la finalidad de caracterizar el recubrimiento se mecanizó un paralelepípedo del acero 4340 sobre el cual se depositó una capa de recubrimiento de mayor espesor que aquella obtenida sobre las probetas de fatiga. La caracterización del depósito consistió en estudiar la microestructura del mismo y realizar algunos ensayos de indentación esférica sobre su superficie.

2.2.- Deposición del Recubrimiento

Para el presente trabajo se utilizaron muestras de un acero AISI 4340 recubiertas con una mezcla de 50% de Carburo de Tungsteno y 50% de una aleación níquel cromo, comercialmente conocida como Colmonoy.

Los componentes que más adelante constituirían el recubrimiento estaban separados y presentados en forma de polvos. Estos polvos fueron mezclados en el Laboratorio de Microscopía Electrónica del I.U.T. Para ello, se colocaron en dos jarras de acero recubiertas internamente de Colmonoy partes iguales en peso de WC-Co y Colmonoy, junto a esferas de carburo de tungsteno y 240 ml de alcohol absoluto para facilitar el mezclado. Para realizar este

procedimiento se utilizó un molino marca Cole Palmer modelo LABMILL 8000, el cual giraba a 47 rpm durante 45 min. Posteriormente, la mezcla se colocó en una estufa a 40°C para evaporar el alcohol y obtener los polvos mezclados secos.

Para la deposición del recubrimiento las dieciséis probetas de fatiga y el paralelepípedo fueron previamente desengrasadas con Tinner y luego fueron precalentadas con la finalidad de eliminar la humedad. Seguidamente, las probetas pasaron al proceso de granallado el cual consistió en proyectar un chorro de partículas de alúmina (óxido de aluminio) con un intervalo de tamaño de partículas entre 0,3 y 1 mm, a alta presión para remover posible presencia de una capa superficial de óxido e incrementar la rugosidad superficial de las mismas a fin de favorecer el anclaje mecánico del recubrimiento.

Una vez acondicionada las superficies de las probetas, éstas fueron termorociadas industrialmente en Plasmatec Ingenieros C.A. (Guarenas, Venezuela), empleando el procedimiento de alta velocidad oxígeno-combustible (HVOF) bajo las siguientes condiciones: distancia de rociado 16” (406,4 mm), velocidad del alimentador 80 rpm aproximadamente, temperatura final de la pieza 80°C, número de pasadas de la pistola 6.

2.3.- Ensayos de Fatiga

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina de flexión rotativa marca Fatigue Dynamics, modelo RBF-200 (Figura N°19). Dicha máquina está diseñada para aplicar ciclos de carga de inversión completa, en condiciones de flexión en voladizo, empleando probetas de forma cilíndrica. El equipo dispone de un contador de revoluciones para determinar el número de 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.

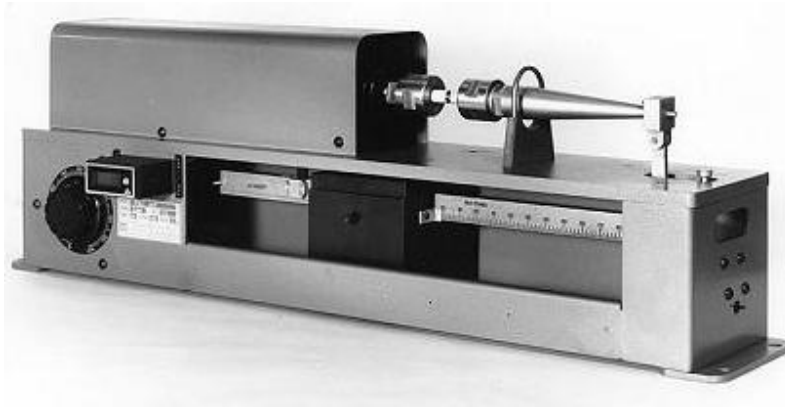


Figura N°19. Máquina de ensayo de fatiga en flexión rotativa

Se evaluaron 4 niveles de esfuerzos alternantes diferentes y por cada nivel de esfuerzo alternante se ensayaron 4 probetas, para un total de 16 probetas ensayadas. Los esfuerzos evaluados fueron de 471, 453, 434 y 408 MPa lo cual corresponde a una fracción del esfuerzo de fluencia del material base de aproximadamente 46%, 44%, 42% y 40% respectivamente. La frecuencia de giro de las probetas durante todos los ensayos se mantuvo constante e igual a 50Hz (3000rpm).

El montaje de las muestras se realizó sujetando sus extremos mediante mordazas acopladas al eje del motor y a un eje cónico, a través del cual se aplica la carga respectiva, ya que dicho eje está unido a una barra graduada en función del momento flector (M) 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 de dicho momento para cada uno de los niveles de esfuerzo preestablecidos. Para ello se utilizó la siguiente ecuación:

$$M = \sigma \times 0,098 \times D^3 \quad (E.19)$$

donde:

M es el momento flector dado en [N.m]

σ es el esfuerzo aplicado dado en [MPa]

D es el diámetro de la probeta medido en [mm]

2.4.- Estudios con Microscopía Electrónica de Barrido

2.4.1- Preparación de las muestras

Para conducir la microscopía electrónica de barrido (MEB) y los ensayos de indentación esférica se realizaron algunos cortes en la probeta destinada para la caracterización del recubrimiento. De esta manera, esta probeta fue seccionada transversal a su longitud mayor, generándose tres partes iguales de las cuales dos se destinaron a los ensayos de indentación esférica y la otra parte fue embutida a fin de preparar metalográficamente su sección transversal que permitió determinar el espesor y las características del recubrimiento. De igual manera, las muestras utilizadas para los ensayos de indentación fueron pulidas en la superficie del recubrimiento hasta que la superficie fuese especular.

El corte de estas probetas se llevo a cabo en el Laboratorio de Tribología de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la U.C.V. por medio de una cortadora de disco de diamante marca Struers Minitom empleando una velocidad de giro del disco de 200 rpm y utilizando un lubricante especial, como se muestra en la Figura N°20.



Figura N°20. Cortadora de Disco de Diamante.

El pulido de estas mismas probetas se realizó también en dicho laboratorio en una pulidora de velocidad de giro del plato variable marca Buehler Meta Serv 2000, como se muestra en la Figura N°21.



Figura N°21. Pulidora de Disco Abrasivo.

El proceso de pulido se llevo a cabo de la siguiente manera:

Tabla N°3. *Secuencia de Discos y líquidos abrasivos utilizados para pulir las probetas.*

Fig. 22	Discos	Abrasivo	Lubricante	Velocidad (rpm)	Fuerza (N)	Tiempo (min)
A	MD-Piano 220	---	Agua	300	150	2
B	MD-Piano 1200	---	Agua	300	180	2
C	MD- Largo	DP-Susp. P. 9 μ m	DP-Blue	150	240	7
D	MD-Dac	DP-Susp. P. 3 μ m	DP-Blue	150	180	7
E	MD-Dac	DP-Susp. P. 1 μ m	DP-Blue	150	60	1

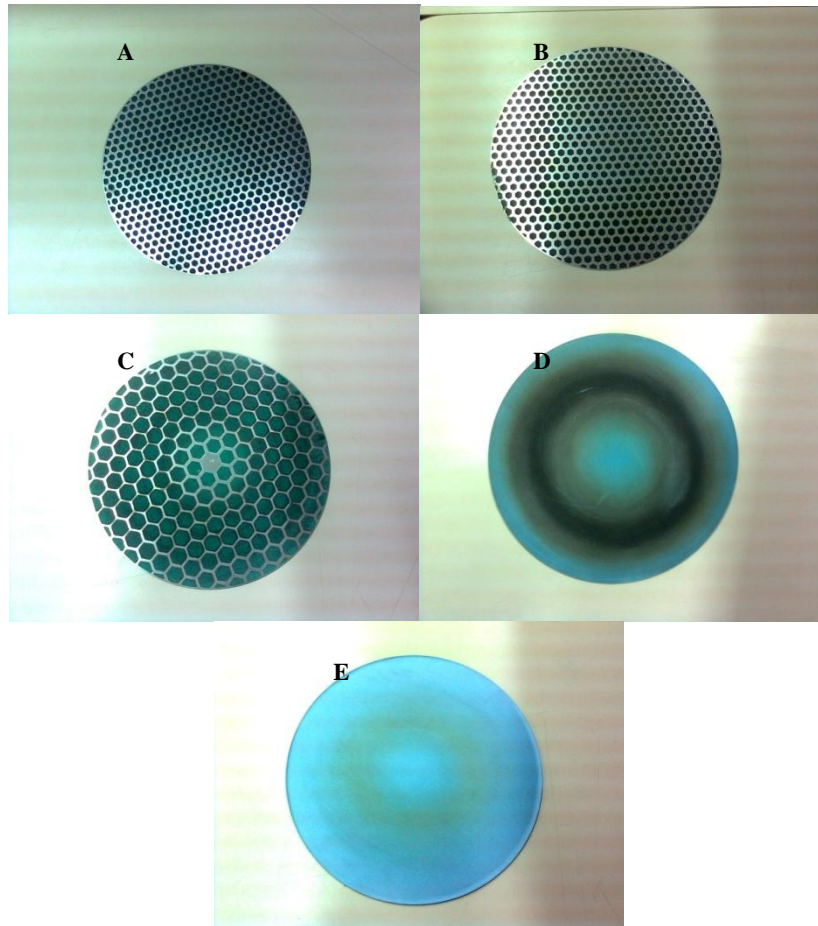


Figura N°22. Discos abrasivos colocados en el orden en el cual fueron usados.

Por otro lado, el estudio fractográfico por MEB de las probetas ensayadas a fatiga, se realizó sobre aquellas probetas con el número de ciclos a falla más cercano al número de ciclos a falla promedio correspondiente a los esfuerzos alternantes máximo y mínimo aplicado. Uno de los extremos de las probetas sometidas a este estudio fue cortado aproximadamente cincuenta milímetros por debajo de la zona de fractura en el eje de la probeta. Luego del corte las piezas se colocaron en un limpiador ultrasónico marca LECO UC-50

Ultrasonic Cleaner (Figura N°23), con acetona por 10 min para remover la capa de esmalte colocada después del ensayo de fatiga.



Figura N°23. Limpiador Ultrasónico.

En el otro extremo de la probeta se realizó un corte longitudinal atravesando la zona de fractura, estas últimas fueron embutidas juntas y posteriormente pulidas de la forma anteriormente explicada.

El proceso de embutido se realizó utilizando un polvo de bakelita para crear una resina que recubra la muestra, lo cual facilita el manejo de ésta al momento de hacer el pulido. Los parámetros que se usaron para embutir las piezas se presentan en la Tabla N°4.

Tabla N°4. Parámetros usados para embutir las probetas.

Parámetros	Valores
Diámetro del dado (pulg)	1,25
Temperatura (°C)	150
Tiempo (min)	2
Presión (psi)	4200

2.4.2.- Características del Microscopio Electrónico de Barrido

Los especímenes preparados como se describió en la sección precedente fueron analizados en el modo de imagen de electrones secundarios para lo cual se garantizó un ángulo no mayor a 60 grados en relación al haz de electrones y el plano evaluado; de esta manera se obtuvieron imágenes con dimensiones reales, y dicho análisis permitió analizar la topografía de las muestras.

Este proceso empieza fijando la probeta en una base de metal garantizando la conducción para que el estudio se lleve a cabo con éxito, en caso de especímenes embutidos se traza una línea entre la muestra y la base de metal con tinta conductora de grafito como se muestra en la Figura N°24.



Figura N°24. Colocación del grafito conductor a las muestras.

El equipo utilizado para este análisis fue un microscopio electrónico de barrido marca Hitachi, modelo S-2400 (Figura N°25) compuesto por tres lentes electromagnéticos y un lente objetivo. Para calibrar este microscopio la muestra debe colocarse a una distancia de doce milímetros del lente objetivo para evitar que el lente sufra daños por contacto con la muestra; si el procedimiento se lleva a cabo efectivamente se puede garantizar un margen de

error de 3 a 5%. En el proceso, una columna de electrones primarios son concentrados a 20 kilovoltios y fluyen a través de un filamento de tungsteno el cual los hace pasar a través de los lentes proyectándolos sobre la muestra, los cuales inciden sobre la muestra generando dicha interacción electrones primarios, secundarios, rayos x y gamma; que son capturados por distintos tipos de detectores que transforman las señales en información valiosa como, la topografía de la muestra, la naturaleza elemental de la misma y adicionalmente a través de la obtención de un análisis químico de elementos por área también llamado “mapping” se pueden identificar los distintos elementos que la conforman.



Figura N°25. Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido.

2.5.- Indentación Esférica

2.5.1.- Deposición de la capa de oro al recubrimiento

Según lo sugerido por Choi *et al.* ^[20] a las probetas destinadas a los ensayos de indentación esférica se le depósito una capa de oro, para mejorar la

observación de la huella una vez hecha la indentación, por medio de un Cubridor Iónico en el Centro de Microscopía Electrónica de la Facultad de Ciencias (Figura N°26).



Figura N°26. Cubridor Iónico.

En el evaporador, comúnmente llamado así, se crea una diferencia de potencial que al aumentar la temperatura favorece la deposición del oro sobre la superficie de la probeta. Dado que la superficie sobre la que descansa la probeta a cubrir no puede inclinarse, la probeta se ubica hacia la periferia de esta superficie a los fines que el blanco de oro no incida normal a la superficie de la probeta, de esta manera aumenta la porosidad de la película delgada de oro y se favorece el contraste luego de realizado el ensayo de indentación, tal y como lo ha sugerido Choi *et al.*^[20]. La probeta permaneció en el evaporador durante 15 minutos.

2.5.2. Estimación del esfuerzo de fluencia

La estimación de la resistencia a la fluencia del recubrimiento se realizará llevando a cabo una serie de ensayos de indentación Hertziana sobre la superficie del depósito en estudio utilizando un equipo marca CSM Instruments, modelo Revetest. Dichos ensayos se realizarán con la finalidad de determinar la carga mínima de indentación que genere una huella de indentación residual que pueda ser resuelta bajo un interferómetro de luz blanca marca Zygo, modelo New View 200. Previo a los ensayos de indentación, fue necesario preparar y acondicionar la superficie de los recubrimientos a fin de facilitar la observación de las huellas residuales siguiendo el procedimiento descrito en la sección 2.4.1. De esta manera, haciendo uso de las ecuaciones clásicas de mecánica de contacto elástico, descritas en la sección 1.7.2, se obtuvo un valor aproximado del esfuerzo de fluencia del material empleando el criterio de von Mises.

2.6.- Análisis Estadístico de los datos de fatiga. Programa Weibull++

El Programa Weibull++ es el estándar de la industria en análisis de datos de vida (análisis Weibull) para miles de empresas en todo el mundo. Este programa computacional analiza datos de vida usando múltiples distribuciones de vida (incluyendo todas las distribuciones Weibull) mediante una interfaz legible y concisa creada con la ingeniería de confiabilidad en mente.

Dicho programa proporciona una matriz completa de análisis de datos, gráficas e informes para el análisis estándar de datos de vida (análisis Weibull) con un soporte integrado para una variedad de análisis relacionados.

A continuación se enuncian todas las opciones necesarias para el análisis de datos de vida estándar:

- Todos los Tipos de Datos: Weibull++ incluyen datos completos, datos censurados a la derecha (con suspensiones), datos censurados a la izquierda, en intervalos y datos en forma libre, todos los datos pueden ser ingresados individualmente o en grupos. Está disponible también una interfaz especializada para el análisis del registro de sucesos.
- Todas las Mayores Distribuciones de Vida: El programa incluye el análisis de datos con 1, 2 o 3 parámetros Weibull, Weibull Mixto, análisis exponencial con 1 o 2 parámetros, análisis Lognormal, Normal, con Gamma Generalizado, Gamma, Logístico, Loglogístico, Gumbel y la distribución de vida Weibull-Bayesian. El asistente para distribuciones le ayuda a seleccionar la distribución más apropiada para un segmento de datos mediante un ajuste de bondad.

Resultados y gráficas:

- Cálculos de parámetros y resultados calculados: Weibull++ incluye Regresión de Rangos y Máxima Verosimilitud (EMV) para el cálculo de los parámetros. Herramientas integradas proporcionan los resultados calculados rápidamente (como confiabilidad dada con tiempo y vida BX) basados en el análisis de datos que haya proporcionado el usuario. Los límites de confianza están disponibles para todos los parámetros y resultados calculados.
- Gráficas e Informes Automatizados: El programa automáticamente genera una matriz completa de gráficas de confiabilidad, con configuraciones personalizables.

El método utilizado para aplicar la distribución de Weibull a los datos experimentales obtenidos en el ensayo de fatiga es el siguiente:

- 1) Al abrir el programa de ReliaSoft Weibull ++, se elige el “Folio” de Análisis de Datos de Vida y se elige la opción de Tiempos hasta la Falla para el tipo de folio de dato.
- 2) Luego de esto aparece una hoja de cálculo tipo Excel como se muestra en la Figura N°27, en el que se colocan los valores experimentales del número de ciclos a falla obtenidos para un esfuerzo alternante determinado, a partir de estos valores se obtendrá el valor de vida media asociado a este esfuerzo basado en la distribución de fallas de Weibull, la cual si es capaz de discriminar aquellos valores cuya probabilidad de ocurrencia es prácticamente nula. Dicho valor se utilizará para trazar la curva de Wöhler para ese esfuerzo.

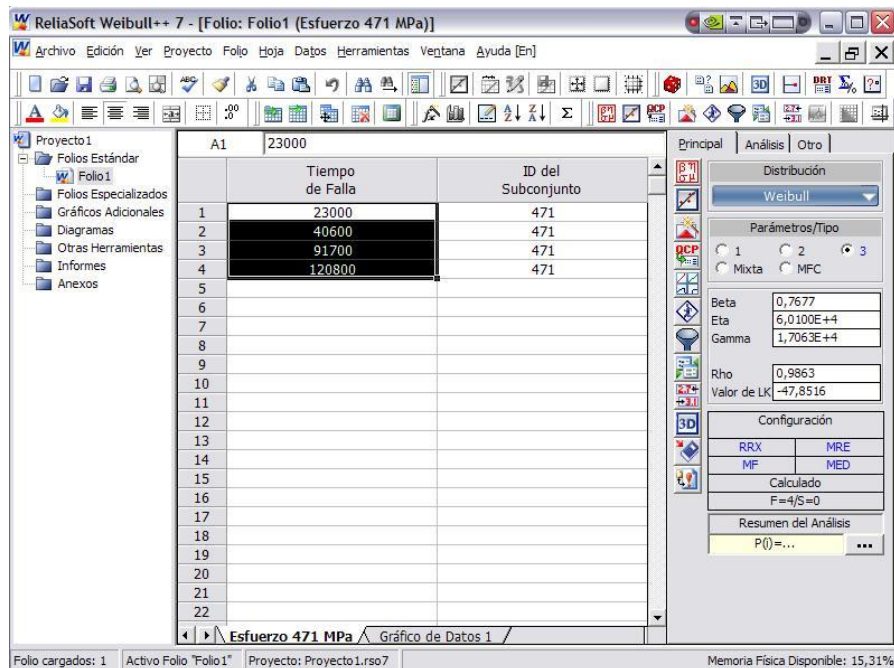


Figura N° 27, Ventana principal del programa de ReliaSoft Weibull ++

- 3) Existe un icono que se llama “Asistente para Distribuciones” como se puede observar en la Figura N°28. Dicho asistente analiza los datos a través de un análisis de regresión lineal por medio del método de mínimos cuadrados y proporciona una sugerencia para la distribución que más se ajuste a estos datos en función del coeficiente de regresión r^2 , ingresando las posibles respuestas para este estudio Weibull de 2 y 3 parámetros.

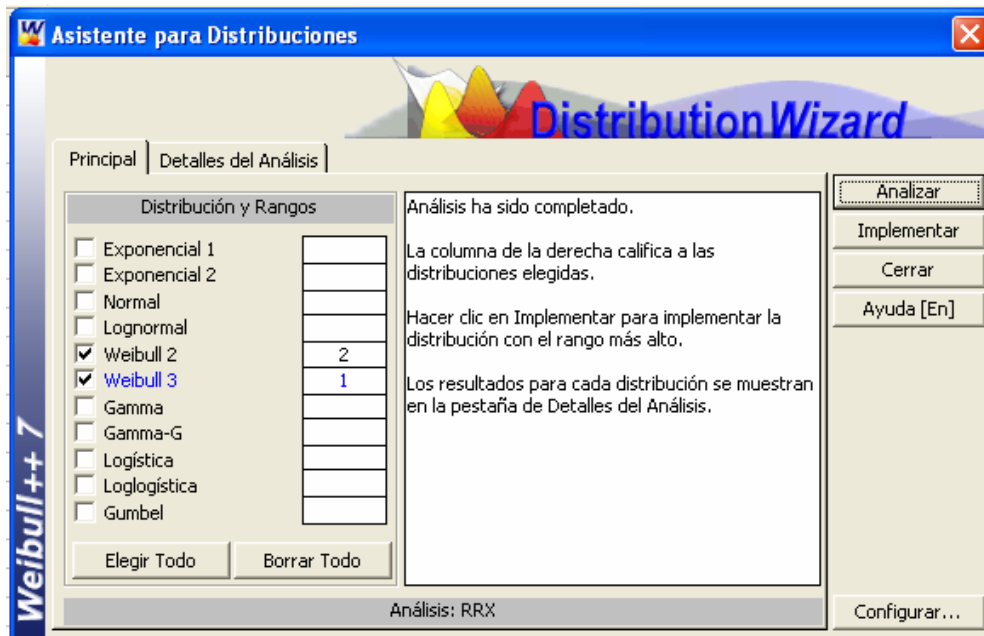


Figura N°28, Ventana del Asistente para Distribuciones.

- 4) Una vez hecho esto, el programa calcula los valores de los parámetros de la distribución antes implementada y genera la opción de graficar la distribución en un pequeño icono llamado grafico en la parte superior derecha de la pantalla principal como se

muestra en la Figura N°29, esto abre una ventana en la que muestra el gráfico de probabilidad. También, existe una opción para elegir cual es el tipo de gráfico que se desea, para el caso particular de nuestra investigación se escoge la opción del grafico de función probabilidad, llamada grafico $f(t)$ debido a que este grafico adicionalmente ofrece información sobre la aleatoriedad de los ciclos a falla para un valor de esfuerzo determinado por lo que está inmerso en el un estudio de dispersión de los datos.

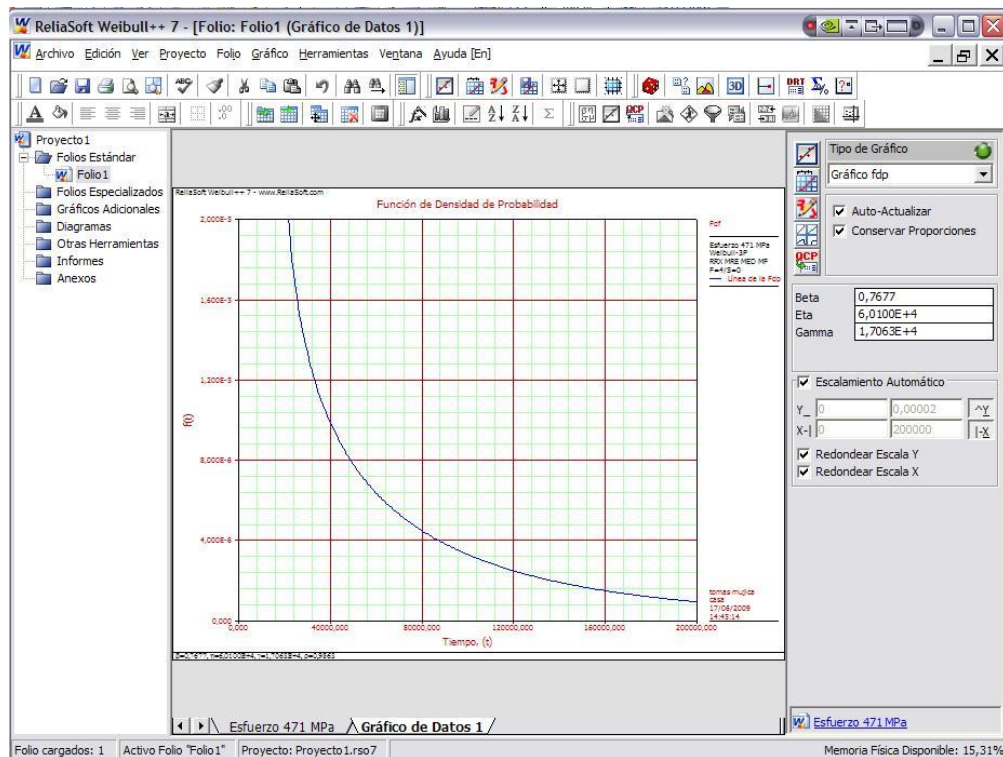


Figura N° 29, Ventana del ReliaSoft Weibull ++ al momento de graficar la función de Probabilidad

5) Luego de obtenido el grafico, se calcula el valor medio de la distribución, para esto se selecciona el icono en la misma pantalla llamado “Cojín de Cálculos Rápidos” (QCP), esta se muestra a continuación en la Figura N°30, se abre automáticamente una nueva ventana al seleccionar este icono en la cual es posible calcular el valor de vida promedio, igualmente se hace para cada nivel de esfuerzo para así, obtener este valor para todos los niveles de esfuerzo alternante ensayados experimentalmente, con estos puntos se genera la grafica de Wöhler con los métodos de Basquin y Weibull.



Figura N° 30. Ventana del programa Weibull ++, cojín de cálculos rápidos.

CAPÍTULO III

RESULTADOS Y ANÁLISIS

3.1.- Características de los polvos utilizados y el recubrimiento

3.1.1.- Características de los polvos de Carburo de Tungsteno

En la Figura N°31 se puede apreciar la variedad de partículas presentes en uno de los materiales que forman parte del recubrimiento depositado, en este caso se trata de los polvos de Carburo de Tungsteno. Esta Figura muestra claramente una distribución de partículas cuyo intervalo está aproximadamente entre 10 y 100 μm aproximadamente. De igual manera, se puede observar la presencia de partículas de diferentes morfologías encontrándose algunas partículas cuasi-esféricas y otras alargadas. Aquellas partículas de forma cuasi-esférica están alrededor de 10 a 50 μm de diámetro mientras que las alargadas se encuentran en el orden de 20 μm de espesor y 50 μm de longitud.

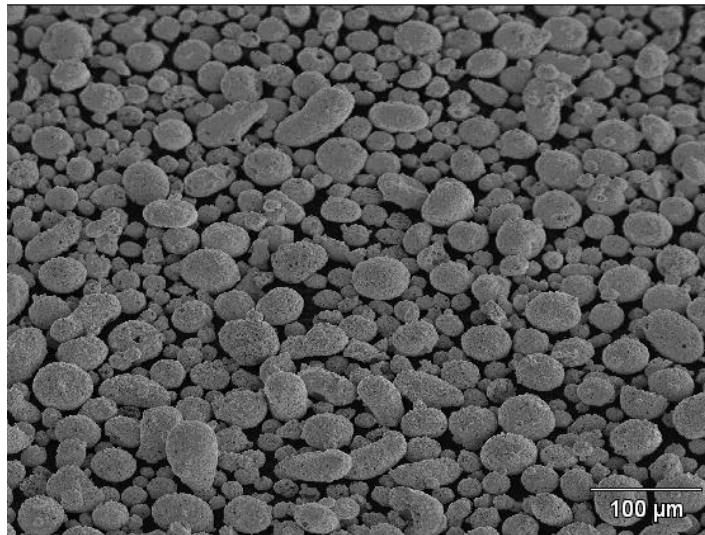


Figura N°31. Vista general de la distribución de partículas del polvo de Carburo de Tungsteno. Aumento 200x.

Asimismo, en la Figura N°32 se muestra a mayor aumento la distribución de las partículas de Carburo de Tungsteno y en la Figura N° 33 se observa algún nivel de porosidad en dichas partículas. También, en la Figura N°32 se evidencia la variedad de tamaños de partículas mencionada anteriormente, las cuales son una consecuencia fundamentalmente del proceso mismo de obtención de estos polvos, es decir a través de aglomeración. De igual manera, en esta Figura la partícula identificada con la letra A presenta un tamaño mayor a los 25 μm y el tamaño de la partícula señalada con la letra B es mucho menor al de la partícula A, sin embargo ambas son parte del mismo polvo y presentan la misma composición química, como lo muestran los diferentes micro-análisis químicos realizados en distintas partículas de Carburo de Tungsteno (Figura N° 32 y Tabla N° 5). Dichos micro-análisis indican que el contenido de W, Co y Cr están alrededor de 89, 7 y 4% en peso respectivamente lo cual si se considera que corresponde a un análisis semi-cuantitativo permitiría afirmar que efectivamente se trata de polvos cerámicos de WC-10Co-4Cr tal y como le fue requerido a la empresa encargada de la proyección térmica.

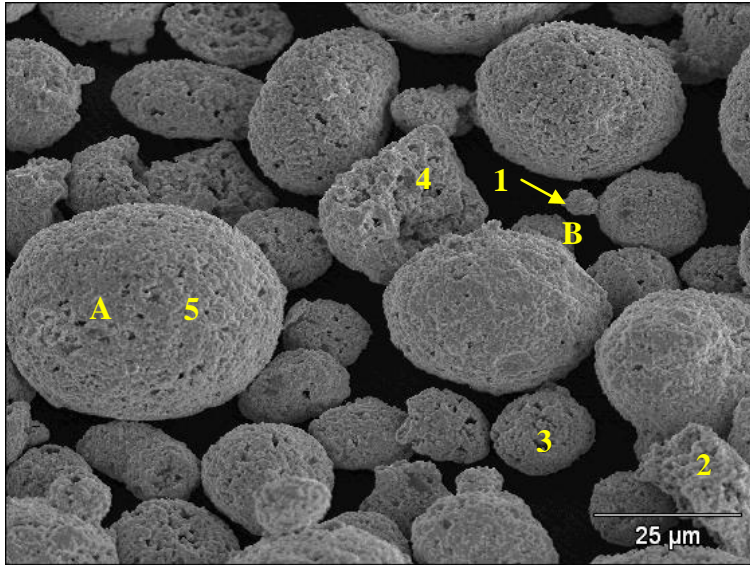


Figura N°32. Vista ampliada de las partículas contenidas en el polvo de Carburo de Tungsteno. Aumento 1000x.

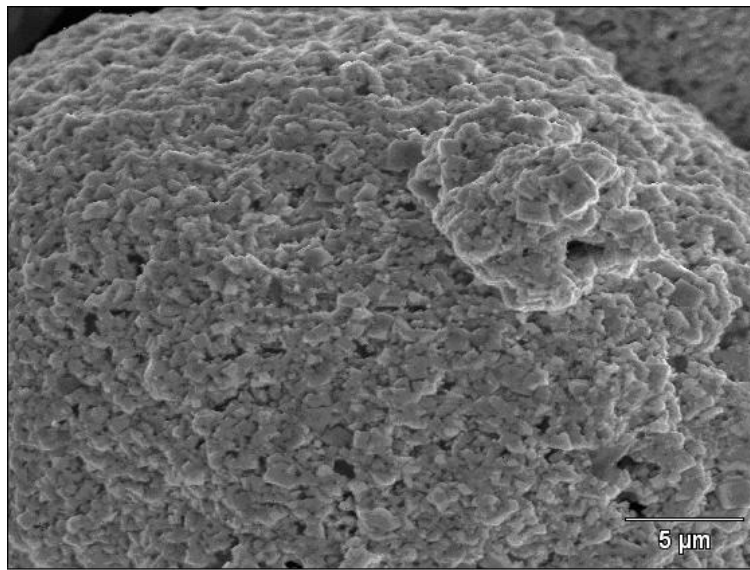


Figura N°33. Detalle de una partícula de Carburo de Tungsteno. Aumento 6000x.

Tabla N°5. Porcentaje en peso y error, +/- 1σ de los puntos del 1 al 5 representados en la Figura anterior.

	Cr-K	Co-K	W-L
Punto 1	1,18 +/- 0,04	7,69 +/- 0,09	91,12 +/- 0,52
Punto 2	3,27 +/- 0,05	7,01 +/- 0,08	89,72 +/- 0,49
Punto 3	7,09 +/- 0,07	6,75 +/- 0,08	86,16 +/- 0,47
Punto 4	4,56 +/- 0,06	5,49 +/- 0,08	89,95 +/- 0,52
Punto 5	3,15 +/- 0,05	6,57 +/- 0,08	90,28 +/- 0,50

En este mismo orden de ideas, también se llevó a cabo un micro-análisis químico de elementos por área a los fines de identificar la forma en la que se encuentran distribuidos el W, C, Co y Cr en los polvos del material. La Figura N°34 y 35 muestran los resultados de dicho análisis sobre la partícula presentada en la Figura N°33. En la Figura N° 34 se puede observar que el W (color amarillo) aparece distribuido uniformemente a lo largo de toda la partícula y el C (color verde) se encuentra en menor cantidad. Además, en la Figura N° 35 se evidencia que el Cr (color rojo) pareciera encontrarse en regiones bien delimitadas mientras que el Co (color magenta), por el contrario, se presenta ampliamente distribuido en toda la partícula.

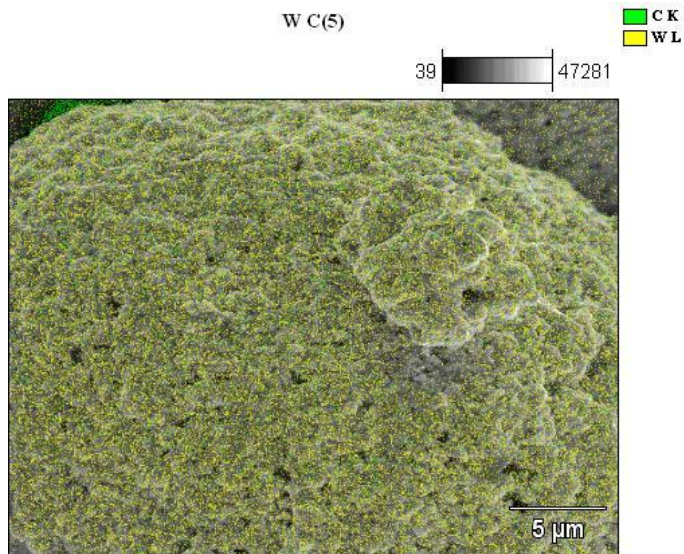


Figura N° 34. Micro-análisis químico de elementos por área realizado sobre la partícula mostrada en la Figura N°5. Aumento 6000x.

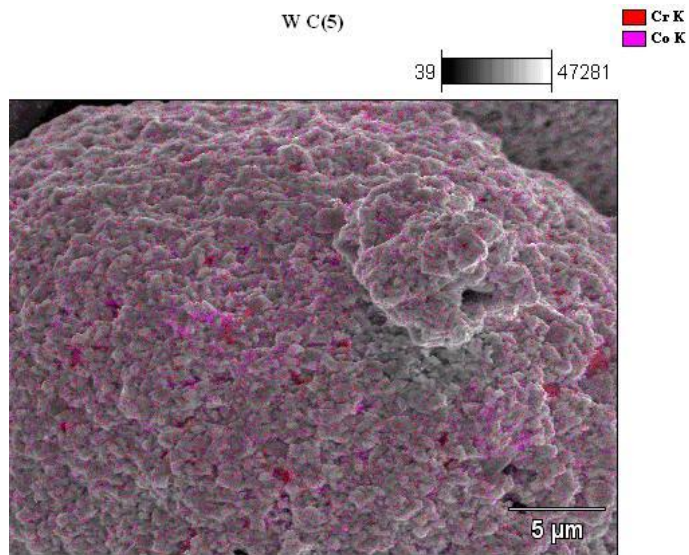
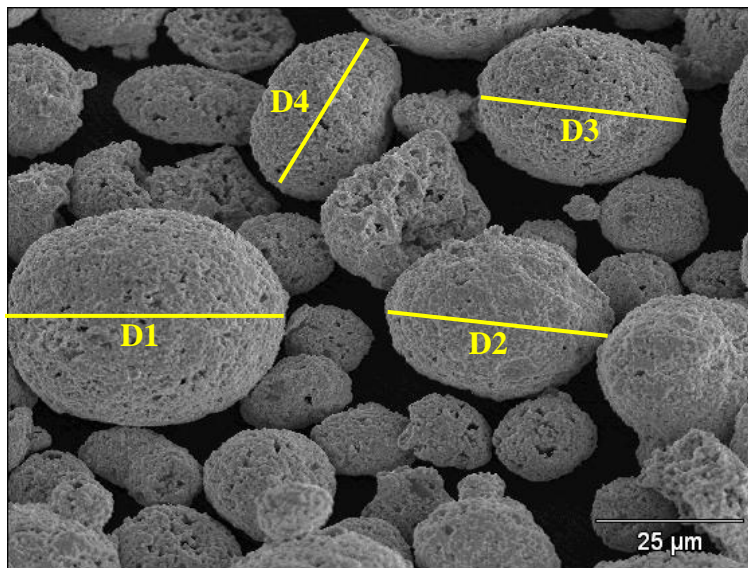


Figura N° 35. Micro-análisis químico de elementos por área realizado sobre la partícula mostrada en la Figura N°5. Aumento 6000x.

Finalmente, en la Figura N° 36 y la Tabla N° 6 se muestran distintas mediciones del diámetro de varias partículas de WC-Co-Cr obteniéndose un promedio del diámetro con su respectiva desviación estándar de $(25 \pm 13) \mu\text{m}$.



*Figura N° 36. Medición del diámetro de varias partículas de WC-Co-Cr.
Aumento 1000x.*

Tabla N° 6. Promedio y desviación estándar de los valores del diámetro de las partículas de WC-Co-Cr.

	Longitud (pulg)	Diámetro (μm)
D1	1,96	45,79
D2	1,63	38,08
D3	1,46	34,11
D4	0,69	16,12
Promedio	1,44	33,53
Desviación Estándar	0,54	12,58

3.1.2.- Características de los polvos de aleación a base de níquel (Colmonoy)

En la Figura N° 37 se puede apreciar la distribución de partículas del polvo de Colmonoy, en el cual la mayoría de estas partículas presentan una morfología cuasi-esférica y un tamaño similar y otras pocas partículas que evidencian una forma alargada y puntiaguda.

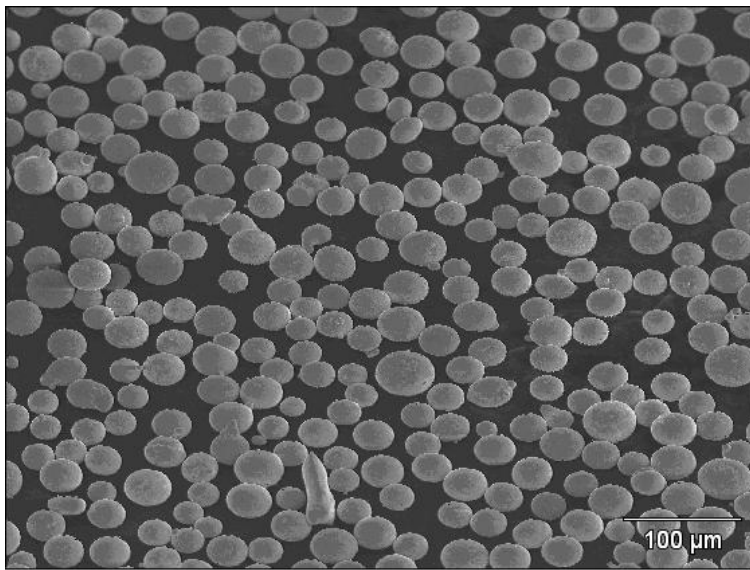


Figura N° 37. Vista general de la distribución de partículas del polvo de Colmonoy 88. Aumento 200x.

En la Figura N° 38 se puede apreciar una ampliación de las partículas de Colmonoy, mostradas en la Figura N° 37, donde se puede observar como las partículas presentan la misma morfología y tamaño similar, a excepción de pequeñas partículas adheridas a las de mayor tamaño, señaladas en esta Figura con la letra A y que se conocen con el nombre de “satélites”. Asimismo, se puede apreciar cualitativamente como las partículas de Colmonoy poseen un nivel menor de porosidad que las de WC-Co-Cr lo cual está básicamente

asociado al hecho que los polvos a base de níquel son obtenidos a partir de un proceso de atomización el cual no solamente les confiere una distribución de tamaños más cerrada que la encontrada para el WC-Co-Cr sino también una mayor equiaxialidad.

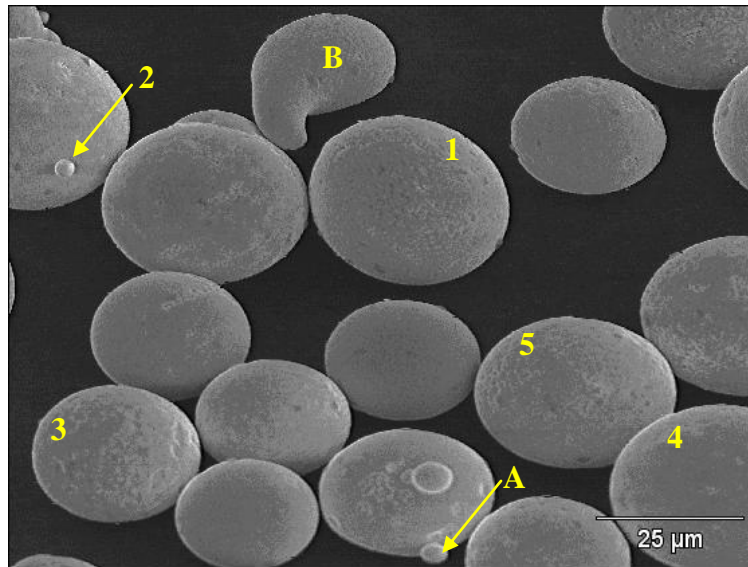


Figura N°38. Vista ampliada de las partículas de Colmonoy. Aumento 1000x.

Asimismo, en la Figura N° 38, sobre las partículas identificadas con números del 1 al 5 se realizaron algunos micro-análisis químicos puntuales a través de espectroscopía por dispersión en la energía de rayos X (EDS) y los resultados de dichos análisis se presentan en la Tabla N° 7. Estos resultados indican que las partículas de polvo tienen aproximadamente el mismo contenido de elementos químicos siendo su composición promedio en porcentaje en peso de 55% Ni, 22,% W, 19% Cr y 4% Fe. Estos porcentajes en peso de los elementos químicos presentes en las partículas son muy cercanos a los reportados en la Tabla N° 1 del Marco Teórico por lo que se puede afirmar

que se trata de polvos de la aleación de Colmonoy 88 tal y como se le solicitó a la empresa responsable de la proyección térmica de los mismos.

Tabla N° 7. Porcentaje en peso y error, $\pm 1\sigma$ de los puntos del 1 al 5 representados en la Figura anterior.

	Si-K	Cr-K	Fe-K	Ni-K	W-L
Punto 1	---	21,60 +/- 0,13	3,40 +/- 0,07	47,40 +/- 0,24	27,60 +/- 0,36
Punto 2	---	17,40 +/- 0,13	3,64 +/- 0,08	62,68 +/-0,33	15,34 +/- 0,38
Punto 3	---	19,35 +/- 0,13	3,77 +/- 0,07	55,90 +/- 0,28	20,99 +/- 0,36
Punto 4	4,65 +/- 0,07	17,04 +/- 0,12	3,62 +/- 0,07	60,89 +/- 0,29	13,80 +/- 0,33
Punto 5	---	19,66 +/- 0,13	3,23 +/- 0,07	45,64 +/- 0,25	31,48 +/- 0,39

En la Figura N° 39 se muestra una fotomicrografía correspondiente al detalle de una partícula de Colmonoy 88 sobre la cual se realizó un análisis de elementos químicos por área el cual se presenta en la Figura N° 40. En esta última Figura se puede apreciar que el Ni, Cr, W y Fe se encuentran distribuidos en toda la partícula pero se hace evidente que el Fe se encuentra en menor cantidad tal y como debería esperarse.



Figura N°39. Detalle de una partícula de Colmonoy. Aumento 4000x.

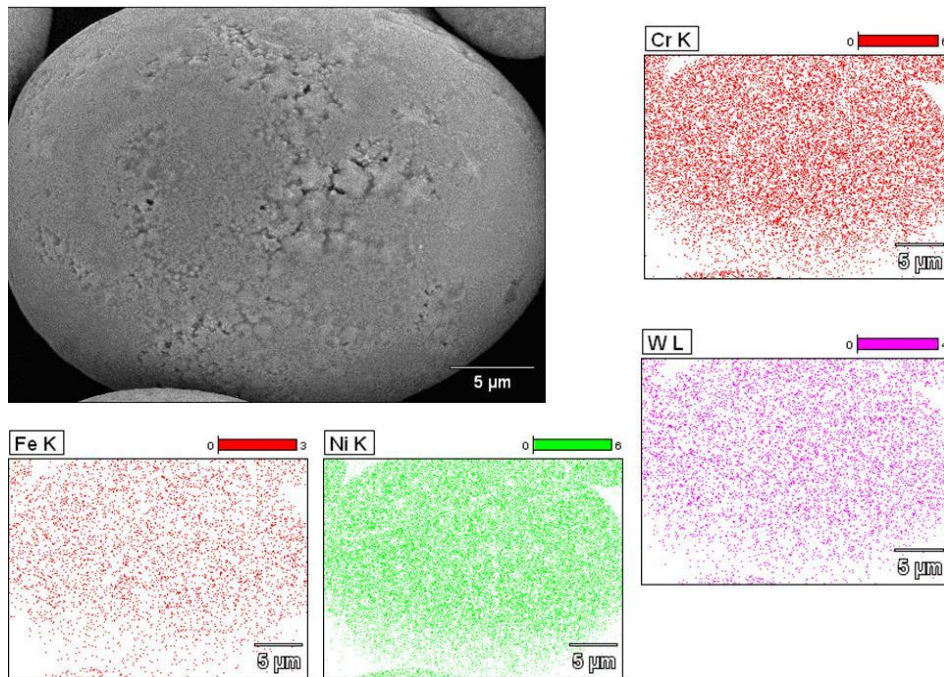


Figura N° 40. Distribución de los elementos químicos que conforman una partícula de Colmonoy 88. Aumento 4000x.

Con relación al tamaño promedio de las partículas de la aleación base níquel, en la Figura N° 41 se hicieron algunas medidas las cuales son presentadas en la Tabla N° 8 . Se encontró que el diámetro promedio de estas partículas es de $30 \pm 4 \mu\text{m}$, lo cual también está bastante cercano al tamaño promedio reportado por el fabricante de los polvos para esta aleación ($25 \mu\text{m}$).

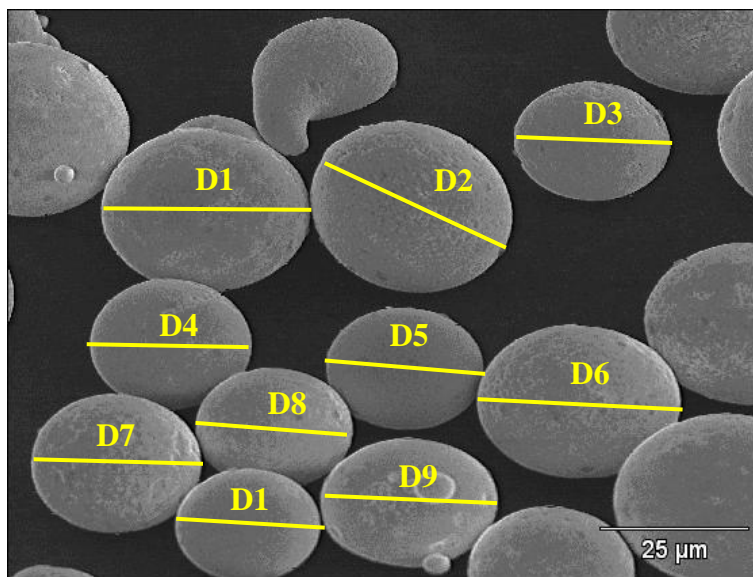


Figura N° 41. Medición del diámetro de varias partículas de Colmonoy 88.

Aumento 1000x.

Tabla N°8. Promedio y desviación estándar de los valores del diámetro de las partículas de Colmonoy 88.

	Longitud (pulg)	Diámetro (μm)
D1	1,46	36,14
D2	1,27	31,44
D3	1,09	26,98
D4	1,14	28,22
D5	1,13	27,97
D6	1,44	35,64
D7	1,19	29,46
D8	1,06	26,24
D9	1,21	29,95
D10	1,04	25,74
Promedio	1,20	29,78
Desviación Estándar	0,15	3,65

3.1.3.- Características microestructurales, espesor del recubrimiento depositado y rugosidad superficial

La probeta destinada para la ejecución de los ensayos de indentación esférica fue preparada no solamente en su superficie sino también a través del espesor con la finalidad de determinar el espesor de la capa depositada que sería sometida a estos ensayos. De acuerdo al estudio realizado mediante microscopía electrónica de barrido se determinó que el espesor del recubrimiento es bastante uniforme y su magnitud es de $770 \pm 30 \mu\text{m}$ (Figura N° 42).



Figura N°42. Vista general del espesor del recubrimiento que ha sido proyectado térmicamente sobre el acero AISI 4340. Aumento 20x.

En relación a las características microestructurales del recubrimiento, en la Figura N° 43 se presenta una fotomicrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido, en el modo de electrones retrodispersados, que muestra diferentes contrastes en la capa correspondiente al recubrimiento termorrociado (zona A) sobre la superficie de las probetas de fatiga (zona B). Este modo de imágenes permite identificar la presencia de diferentes composiciones en el recubrimiento dado que estas diferencias en contraste están asociadas al número atómico de los elementos químicos presentes. Debería esperarse que a mayor número atómico el contraste apareciera más claro y a menor número atómico, por el contrario, el contraste sería oscuro. Por lo tanto, pudiera afirmarse que aquellas regiones de contraste claro corresponden a las partículas

de WC-Co-Cr mientras que aquellas de contraste oscuro se relacionan con las partículas de Colmonoy 88.

Asimismo, puede observarse que ambos contrastes se encuentran homogéneamente distribuidos en partes aproximadamente iguales en el recubrimiento tal y como se llevó a cabo el proceso de mezclado. También se puede identificar cierta orientación preferencial de las partículas que forman el recubrimiento, siendo dicha orientación paralela a la intercara del conjunto material base-depósito. El espesor del recubrimiento en las muestras de fatiga es de aproximadamente 130 μm .

Además, en esta Figura también se aprecia lo irregular de la intercara substrato-recubrimiento y se pueden observar partículas de distintos tamaños, de contraste muy oscuro, algunas pequeñas y otras de gran tamaño como aquella identificada con la letra C, las cuales se asocian a incrustaciones de óxido de aluminio, material utilizado para granallar las probetas antes de recubrirlas. Estas partículas de forma angular son las causantes de la superficie irregular que incrementa el anclaje mecánico del depósito al substrato pero que bajo la acción de cargas cíclicas pudieran convertirse en concentradores de esfuerzos.

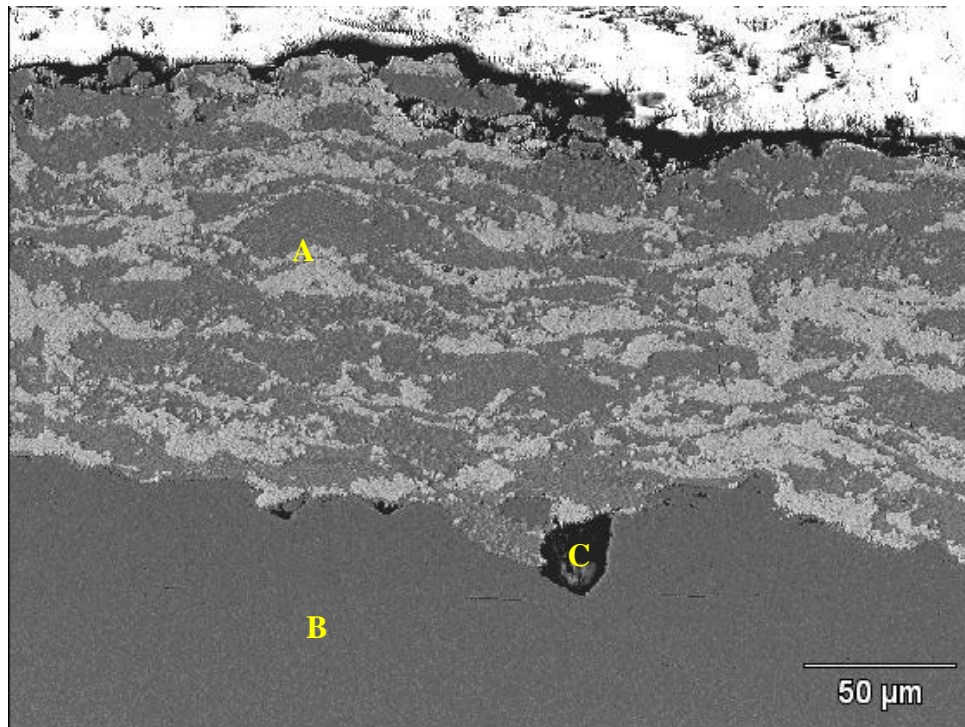
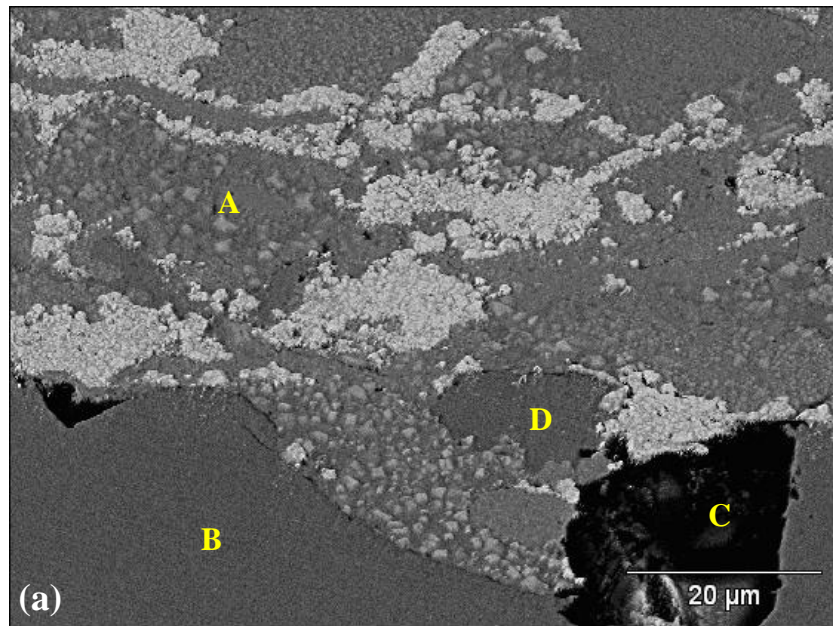


Figura N°43. Apariencia del Recubrimiento y posibles incrustaciones del material utilizado para granallar. Aumento 400x.

En la Figura N° 44a se muestra a un mayor aumento una región cercana a la partícula de alúmina identificada con la letra C en la Figura anterior. Esta fotomicrografía, en el modo de electrones retrodispersados, en conjunto con la Figura N° 44b que muestra una composición de capas de colores asociadas a varios análisis químicos de elementos por área de la región mostrada en la Figura N° 44a, permiten corroborar las afirmaciones realizadas anteriormente. Las regiones de contraste oscuro asociadas con el Colmonoy 88 muestran una matriz rica en Ni (color verde) mientras que aquellas zonas desprovistas de Ni y que aparecen con un contraste claro son las del WC-Co-Cr. También, se evidencia la presencia de zonas ricas en aluminio (zona C, color azul) en la intercara las cuales se atribuyen a las partículas de alúmina y una zona D rica

en Fe (color rojo) la cual se encuentra por encima de la intercara, a lo interno del recubrimiento, que de alguna forma muestra lo drástico que puede llegar a ser el proceso de granallado al remover parte del sustrato ubicado en la superficie.

Adicionalmente, en la Figura N° 45 se pueden observar con mayor detalle las características microestructurales de cada uno de los polvos proyectados que conforman el recubrimiento. En la región del Colmonoy 88 se aprecian partículas de segunda fase de forma cuadrangular y tipo estrella, las cuales de acuerdo a estudios previos realizados por Rodríguez ^[21] y Gil *et al.* ^[22] pudieran estar asociadas a carburos y/o boruros complejos de W con alguna cantidad de Cr disuelto o a carbo-boruros o boruros complejos de Ni y W. En cuanto al WC-Co-Cr, estas regiones se caracterizan por el hecho de presentar una matriz continua de Co y Cr en la que se encuentran alojadas las partículas pequeñas de WC del orden de 1-2 μm .



408 MPa - L(1)

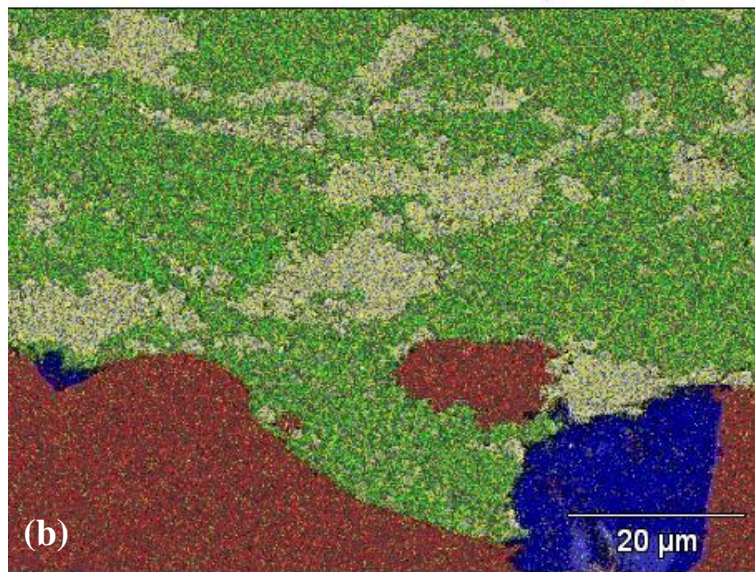
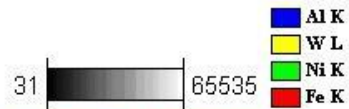


Figura N°44. (a) Detalle de la zona C mostrada en la Figura N 15. (b) Análisis de elementos químicos por área correspondiente a la Figura (a). Aumento 1500x.

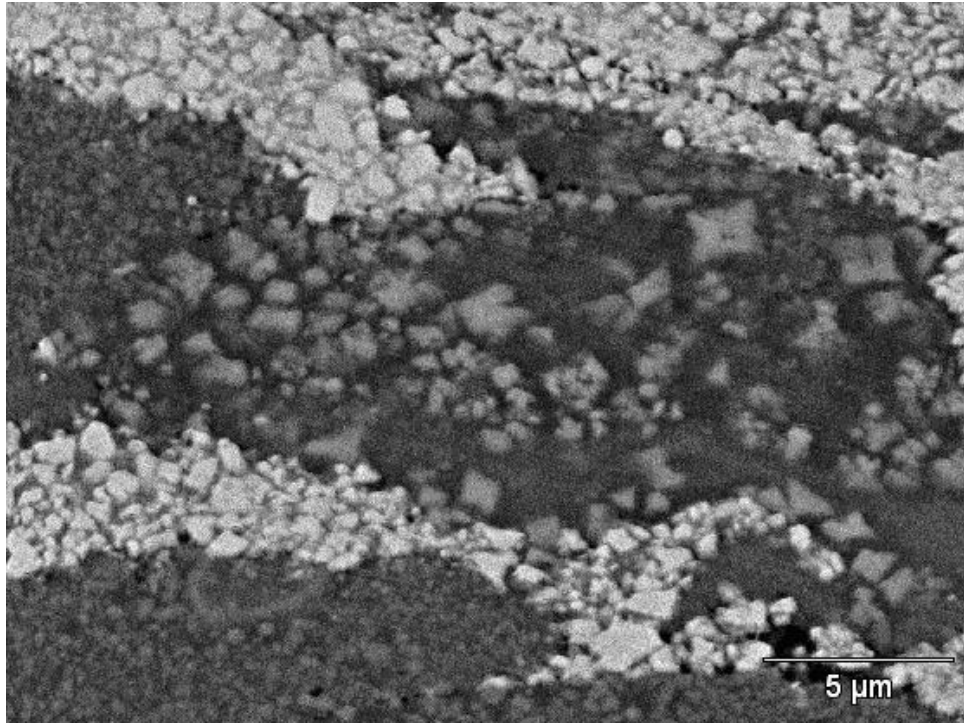


Figura N°45. Detalle de las características microestructurales del recubrimiento de WC-Co-Cr + Colmonoy 88. Aumento 5000x.

Por otro lado, la rugosidad superficial promedio de las probetas de fatiga recubiertas con WC-Co-Cr + Colmonoy 88 se determinó haciendo uso de un perfilómetro. El valor promedio de la rugosidad fue de $6,4 \pm 0,9 \mu\text{m}$ y en la Figura N° 46 se ilustra una imagen en tres dimensiones de lo que sería una topografía representativa de la condición superficial del depósito.

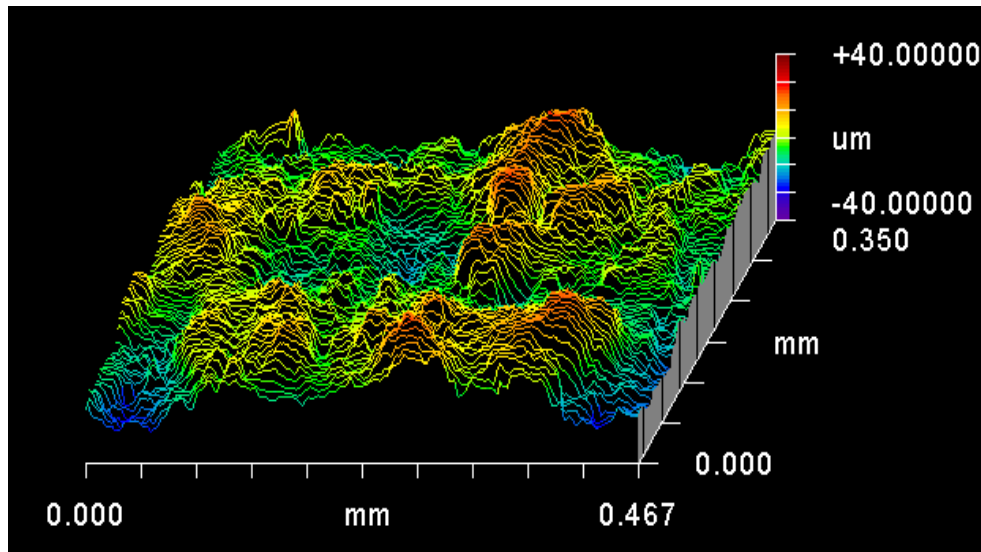


Figura N°46. Imagen 3D de parte de la superficie de la probeta seleccionada para estudiar la rugosidad.

3.2. Estimación del esfuerzo de fluencia del recubrimiento

La estimación de la resistencia a la fluencia del recubrimiento se llevó a cabo, tal y como se explicó en la sección del Procedimiento Experimental, haciendo uso de las ecuaciones de Hertz descritas en la sección 1.7.2. Es decir, dicha estimación fue posible, conociendo del recubrimiento: el espesor ($t \sim 770 \mu\text{m}$), el módulo elástico, la relación de Poisson y la carga mínima aplicada que generó una huella que pudiera ser observada en el interferómetro y además conociendo del indentador esférico: sus propiedades elásticas y el diámetro de la bola. De esta manera, para el caso de una bola de carburo de tungsteno como la utilizada en los experimentos, la relación de Poisson y el módulo de elasticidad tienen los valores de 0,22 y 475 GPa, respectivamente.

Por otro lado, en relación al recubrimiento de 50%WC-Co-Cr + 50%Colmonoy 88, se tomó como relación de Poisson 0,25 y dado que en la

literatura no se encuentra el valor del módulo de elasticidad pudiera asumirse que se cumple una ley de mezclas simple y en una primera aproximación el módulo de elasticidad compuesto del recubrimiento (E_c) vendría dado por:

$$E_c = (1 - f_{WC}) E_{Colmonoy} + f_{WC} E_{WC} \quad (E. 20)$$

donde $E_{Colmonoy} = 97 \text{ GPa}$ ^[23] y $E_{WC} = 264 \text{ GPa}$ ^[24] representan el módulo de elasticidad del Colmonoy 88 y el WC-Co-Cr respectivamente. f_{WC} corresponde a la fracción volumétrica del WC-Co-Cr en el recubrimiento y se calcula como:

$$f_{WC} = \frac{V_{WC}}{V_{WC} + V_{Colmonoy}} \quad (E. 21)$$

donde V_{WC} y $V_{Colmonoy}$ son los volúmenes de WC-Co-Cr y Colmonoy 88 empleados en la mezcla de los polvos respectivamente. Estos volúmenes fueron calculados sabiendo que la mezcla de polvos se hizo utilizando partes iguales en peso y además que la densidad del WC-Co-Cr y el Colmonoy 88 son $14,1 \text{ g.cm}^{-3}$ ^[25] y $9,89 \text{ g.cm}^{-3}$ ^[26] respectivamente.

Así, utilizando la expresión (E. 21) se tiene que $f_{WC} = 0,41$ y luego de la ecuación (E. 20) el módulo de elasticidad compuesto del recubrimiento sería $E_c = 164 \text{ GPa}$.

Una vez realizado los ensayos de indentación esférica utilizando una bola de 6 mm de diámetro y un barrido de cargas desde 120 N hasta 40 N, se pudo determinar que la carga mínima que permite la observación de la huella residual en el perfilómetro es de aproximadamente 90 N siendo el valor experimental del radio de la huella $0,102 \pm 0,002 \text{ mm}$ y la profundidad de la huella $0,211 \pm 0,008 \text{ }\mu\text{m}$. En este punto, también sería interesante realizar el cálculo teórico del radio de la huella residual generada al aplicar una carga de

90 N utilizando la ecuación. (E. 12) de la sección 1.7.2. Dicho cálculo indica que el radio teórico sería de $\sim 0,116$ mm, es decir que la diferencia entre el valor del radio teórico calculado y el valor experimental obtenido es de $\sim 10\%$ solamente. Por lo tanto, se pudiera afirmar que la expresión (E. 12) se acopla bastante bien al sistema en estudio a pesar que la misma es aplicable en principio a materiales masivos homogéneos y en esta investigación, por el contrario, se trata de un material que presenta cierta porosidad y defectos que son propios del proceso mismo de deposición.

Por otro lado, la Figura N°47 presenta el cambio de los esfuerzos principales (σ_z , σ_x y σ_y) y el esfuerzo cortante máximo (τ_{\max}) en función de la distancia desde la superficie del recubrimiento, mientras que la Figura N°48 muestra la evolución del esfuerzo de von Mises desarrollado por debajo de la superficie indentada tanto para el recubrimiento como para el sustrato. También se muestra en esta Figura una línea vertical que delimita a la izquierda lo que ocurre con el recubrimiento y a la derecha lo que sucede en el sustrato y una línea horizontal que representa el esfuerzo de fluencia del sustrato. De esta manera, puede observarse que la evolución del esfuerzo de von Mises con la profundidad alcanza un máximo de 2684 MPa dentro del recubrimiento a una profundidad de $\sim 0,055$ mm mientras que más allá del recubrimiento, dentro del sustrato, la magnitud de estos esfuerzos están por debajo del esfuerzo de fluencia del acero utilizado como material base. Por lo tanto, dado que se ha asumido que la carga de 90 N corresponde a aquella carga que origina deformación plástica incipiente entonces el máximo esfuerzo de von Mises encontrado pudiera tomarse como el valor del esfuerzo de fluencia del recubrimiento.

Finalmente, esta estimación también se pudo llevar a cabo ya que la profundidad de la huella generada fue apenas un pequeño porcentaje ($\sim 0,03\%$)

del espesor total de la capa de recubrimiento evaluada y puede considerarse por tanto que el aporte del sustrato no es apreciable.

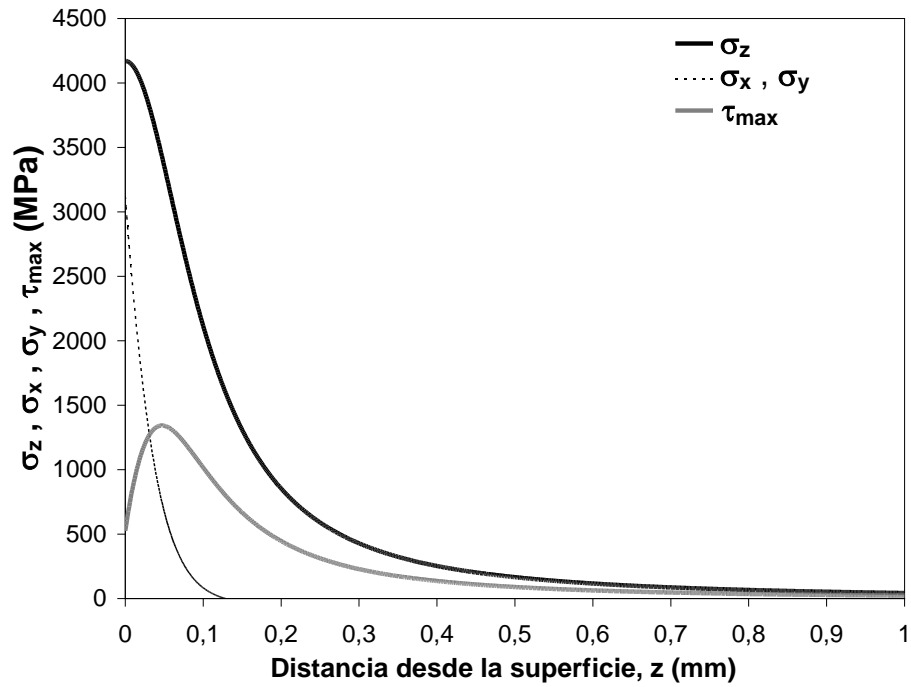


Figura N°47. Magnitud de las componentes de esfuerzo debajo de la superficie en función de la distancia desde la superficie libre.

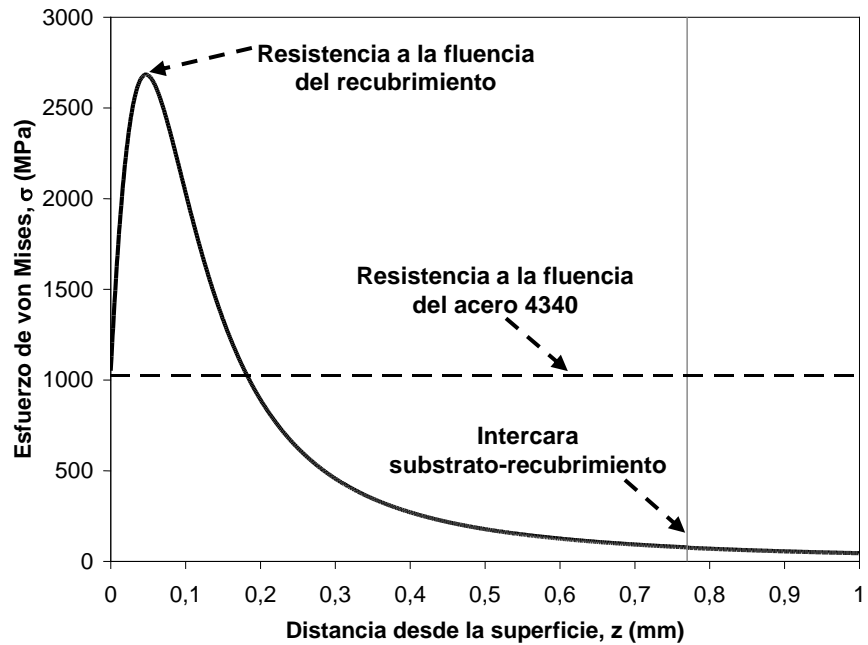


Figura N°48. Esfuerzo de von Mises versus la distancia desde la superficie en el recubrimiento y parte del sustrato.

3.3.- Desempeño a fatiga del acero AISI 4340 recubierto con WC-Co-Cr + Colmonoy 88

3.3.1.- Vida media y Curvas de Wöhler

En la Tabla N° 9, se presentan los resultados experimentales obtenidos en los ensayos de fatiga al aire para el sistema recubierto en estudio; se especifica para cada una de las probetas ensayadas el diámetro del espécimen, y el esfuerzo alternante, el número de ciclos a la fractura y el promedio de ciclos a falla para cada nivel de esfuerzo, reportándose también el valor de desviación estándar de este promedio.

Tabla N°9. Resultados de los ensayos de fatiga en flexión rotativa para cada esfuerzo alternante aplicado.

Identificación Probeta	Diámetro (mm)	Esfuerzo Alternante σ_{es} (MPa)	Número de Ciclos a falla (Nf)	Número de Ciclos a falla ($\overline{N_f}$)	Desviación Estándar
0	7,02	471	91700	69025	45170
1	6,74		40600		
16	6,89		120800		
3	6,96		23000		
18	6,78	453	150600	201433	46557
19	6,75		211700		
20	6,87		242000		
15	6,79	434	564300	434150	92778
4	6,78		347700		
5	6,72		397200		
6	6,75		427400		
7	6,98	408	288800	577975	392660
8	6,88		572700		
9	6,90		315600		
14	6,62		1134800		

Para iniciar la discusión de los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga es importante evaluar el comportamiento del valor de la desviación estándar reportado para cada uno de los valores de esfuerzo ensayados. Así, estos nos muestran que a medida que disminuye el valor del esfuerzo aplicado, el valor de la desviación estándar incrementa considerablemente; siendo este comportamiento ampliamente reportado ^[27]. Dicha tendencia se atribuye a la

influencia que ejerce para niveles de esfuerzo relativamente bajos, la etapa I de la fatiga, la cual corresponde al evento de nucleación de la grieta como mecanismo que controla el fenómeno de falla por fatiga. En nuestro caso algunas de las variables que podrían estar afectando la nucleación son por ejemplo las condiciones superficiales de las probetas, ya que para empezar el sustrato fue granallado previamente con óxido de aluminio (alúmina), donde las partículas de este componente son de forma angular y al incrustarse en el sustrato crean discontinuidades en la superficie que posteriormente generan inicios de grietas, como se evidenciará más adelante en la discusión; por otro lado una vez que se realizó el depósito del recubrimiento no se procedió a realizar el pulido de la superficie, lo que mejora considerablemente la superficie de la probeta y evita que existan defectos superficiales que puedan estar ocasionando concentradores de esfuerzos que generen grietas por fatiga. Por lo tanto, esta etapa introduce en los resultados una componente importante de carácter probabilística, la cual se ve reflejada en una alta desviación estándar para los especímenes ensayados a bajos niveles de esfuerzo, en comparación con los evaluados a altos niveles de esfuerzo, en los cuales, por el contrario, esta influencia probabilística se ve disminuida, debido a que aquí la fractura se realiza de una forma más violenta por lo que el tiempo que dura la probeta en la fase de avance de grieta es considerablemente menor lo que disminuye el valor de la desviación estándar ^[27].

Por otro lado, a partir de los resultados obtenidos en la Tabla mostrada anteriormente, se construyeron las curvas de vida a la fatiga empleando el método de distribución de Weibull que permitió determinar los valores de vida media. En la Tabla N° 10, se presentan los resultados de dicha distribución, reportando el nivel de esfuerzo, la vida media para ese esfuerzo, el tipo de

distribución de Weibull utilizada y por último los parámetros para esta distribución.

Tabla N°10. *Parámetros y vida media obtenidos de la distribución de Weibull para cada esfuerzo.*

Esfuerzo (MPa)	Vida Media	Distribución empleada	β	α	δ
471	87300	Weibull 3 parámetros	0,7677	60100	17060
453	201000	Weibull 2 parámetros	3,9958	221620	---
434	449000	Weibull 3 parámetros	1,064	129910	322620
408	1200000	Weibull 3 parámetros	0,3705	218600	286910

Adicionalmente se observa en la Figura N° 49 las curvas de función de densidad de probabilidad vs número de ciclos a falla para cada nivel de esfuerzo en todas las condiciones de ensayo. Estas curvas representan los valores de vida media antes mencionados.

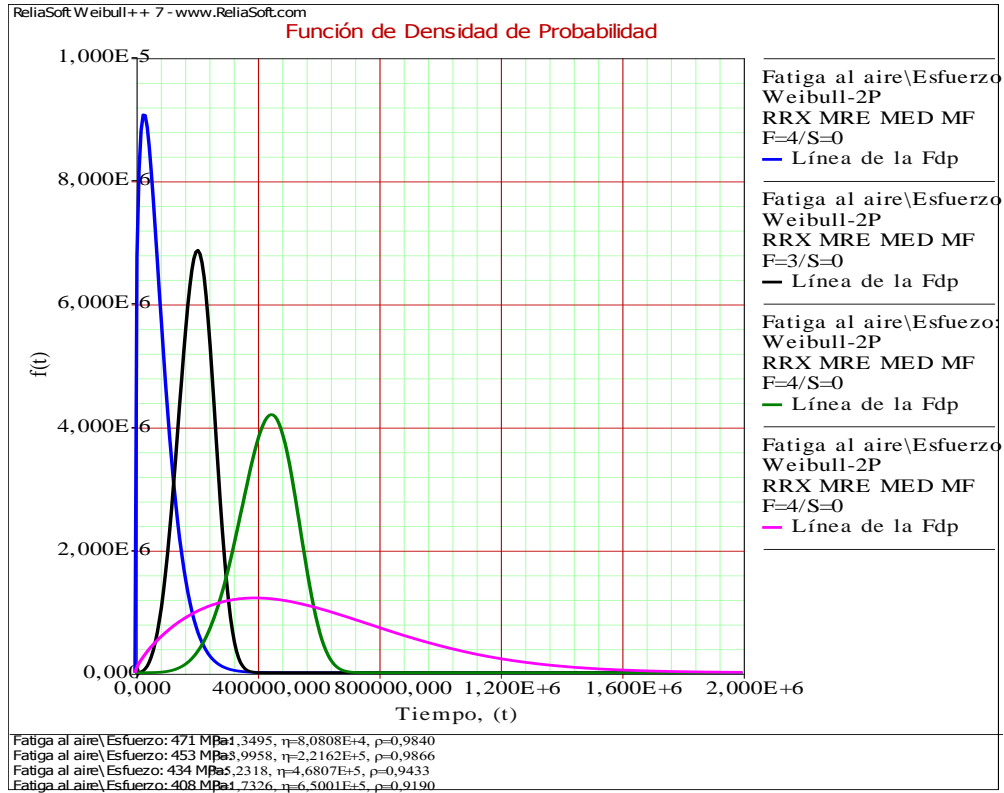


Figura N° 49. Curvas de la función de probabilidad de Weibull para cada uno de los niveles de esfuerzo alternante evaluados en los ensayos de fatiga al aire del conjunto substrato-recubrimiento.

Seguidamente tomando en cuenta los datos obtenidos de la vida media, a través de la distribución de Weibull, se aplicó tanto el modelo de Basquin [28], como el modelo propuesto por Weibull [29] para describir el comportamiento del sistema recubierto y del material base AISI 4340 [14].

En el caso del modelo de Basquin se tiene la siguiente expresión:

$$\sigma_a = A(N_f)^{-b} \quad (E.22)$$

donde A y m representan constantes que dependen de las propiedades del material y las condiciones de ensayo. El coeficiente A está relacionado con el coeficiente de resistencia a la fatiga del material y el exponente b representa el exponente de resistencia a la fatiga.

Asimismo, la ecuación de Weibull viene dada por la siguiente expresión:

$$N_f = K(\sigma_a - \sigma_L)^m \quad (E.23)$$

donde σ_L representa el límite de fatiga y K y m constantes que dependen del material, tipo de carga, forma y dimensiones de las muestras de fatiga.

En las ecuaciones (E.22) y (E.23) las constantes A , b , σ_L , K y m son determinadas a partir del ajuste de los datos de máximo esfuerzo alternante (σ_a) y número de ciclos a falla (N_f), a cada uno de las expresiones a través de un método de mínimos cuadrados.

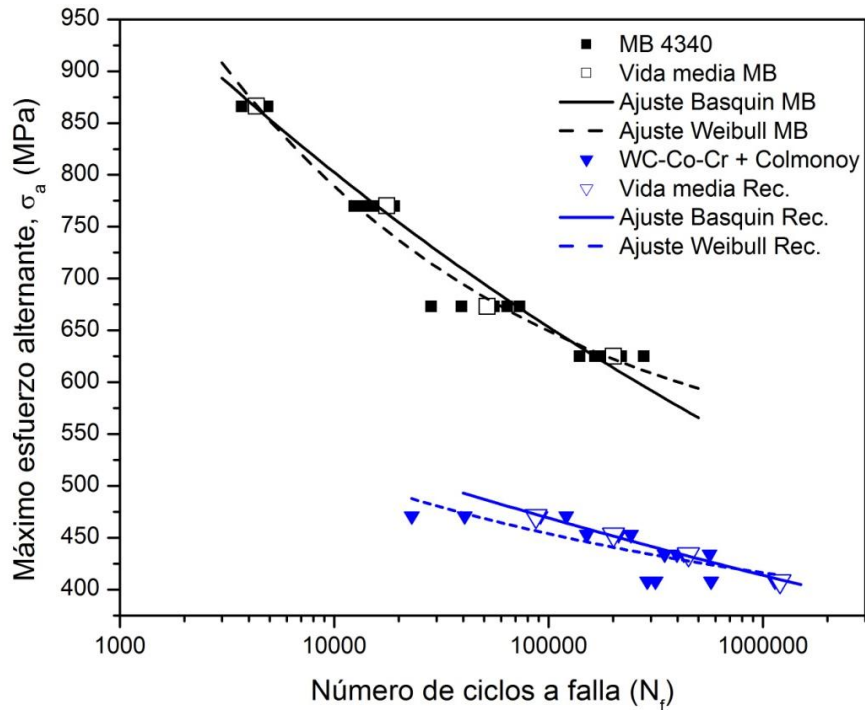


Figura N° 50. Curvas de Wöhler para el material base AISI 4340 sin recubrir y recubierto con 50% WC-Co-Cr + 50% Colmonoy 88.

De esta manera, la Figura N° 50 muestra el ajuste de los datos experimentales a ambos modelos y en la Tabla N° 11 se reportan los valores calculados de los parámetros involucrados en ambas ecuaciones que fueron determinados mediante el método de mínimos cuadrados.

Tabla N° 11. Valores de las constantes involucradas en las ecuaciones de Basquin y Weibull para el material base y el recubrimiento en estudio.

Condición	Basquin $\sigma_a = A(N_f)^{-b}$			Weibull $N_f = K(\sigma_a - \sigma_L)^m$			
	A (MPa)	b	R ²	σ_L (MPa)	K	m	R ²
MB 4340	1797	0,088	0,964	499	4,42 x 10 ¹²	-3,510	0,657
WC-Co-Cr + Colmonoy	749	0,043	0,977	345	1,21 x 10 ¹⁶	-5,440	0,626

En primer lugar los resultados indican que las curvas de Wöhler determinadas según la expresión de Basquin y Weibull son bastante similares. De igual forma, se puede observar que el desempeño a fatiga del acero recubierto es inferior al del acero sin recubrir ya que la curva de fatiga de la primera se encuentra por debajo de la última (Figura N° 50). Además, se puede apreciar que para un número de ciclos a falla cercano a los 2×10^5 ciclos el esfuerzo alternante asociado a la condición sin recubrir es de ~ 625 MPa mientras que para la condición recubierta es de ~ 450 MPa, es decir que la aplicación de este recubrimiento induce al menos una disminución de la resistencia a la fatiga que está alrededor de 175 MPa (28%). En este mismo orden de ideas, de acuerdo a lo que indica la Tabla N°11, el límite de fatiga (σ_L) estimado a partir de la ecuación de Weibull es de 499 MPa para el acero sin recubrir y de 345 MPa para el acero recubierto, lo cual representa una

disminución absoluta del límite de fatiga de 154 MPa o en términos de porcentaje de ~ 31%.

Con el objeto de complementar e intentar explicar la disminución encontrada en el desempeño a fatiga del sistema recubierto se hace necesario estudiar la secuencia de agrietamiento asociada a este conjunto substrato-recubrimiento, por lo tanto a continuación, en la siguiente sección, se presentará el estudio de algunas de las superficies de fractura de las probetas recubiertas ensayadas a fatiga.

3.3.2.- Estudio fractográfico por microscopía electrónica de barrido

A continuación se muestran los resultados obtenidos del estudio fractográfico, realizado a partir de la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) sobre las muestras más representativas ensayadas a fatiga para los esfuerzos alternantes menor y mayor.

3.3.2.1.- Probeta de fatiga ensayada al menor esfuerzo alternante

La probeta utilizada para realizar este estudio es aquella cuyo máximo esfuerzo alternante aplicado fue de 408 MPa y su número de ciclos a falla fue de 1.134.800 ciclos. La Figura N° 51a muestra una vista general de la superficie de fractura de esta probeta en la que se pueden apreciar al menos tres regiones asociadas al inicio de la grieta por fatiga ubicados hacia la periferia y señalados como O1, O2 y O3. Sin embargo, de estos tres posibles inicios solo el inicio O1 fue capaz de avanzar o propagarse y consumir en mayor proporción la sección transversal de la probeta dejando a su paso una superficie relativamente lisa identificada como A y B en la Figura N° 51a, es decir que la grieta avanzó normal al esfuerzo principal aplicado tal y como debería esperarse. Asimismo, se observa una región relativamente rugosa (zona C) ubicada a 180° del inicio O1, la cual se atribuye a la zona de fractura por

sobrecarga. También, se aprecia que en esta última zona, producto de la ruptura violenta, existe la presencia de grietas secundarias en la intercara substrato-recubrimiento que han producido la delaminación (D) del recubrimiento.

En la Figura N° 51b se observa a mayor aumento la región encerrada en un ovalo de líneas discontinuas en la Figura N° 51a. Aquí pueden detallarse claramente las diferentes marcas radiales dejadas por la grieta al avanzar de manera progresiva sobre la superficie. Las flechas en esta Figura muestran el sentido y dirección de propagación de la grieta (DPG). Estas marcas radiales tienden a converger hacia un punto ubicado cerca de la periferia de la probeta, el cual a su vez se cree que corresponde al posible sitio de nucleación O1.

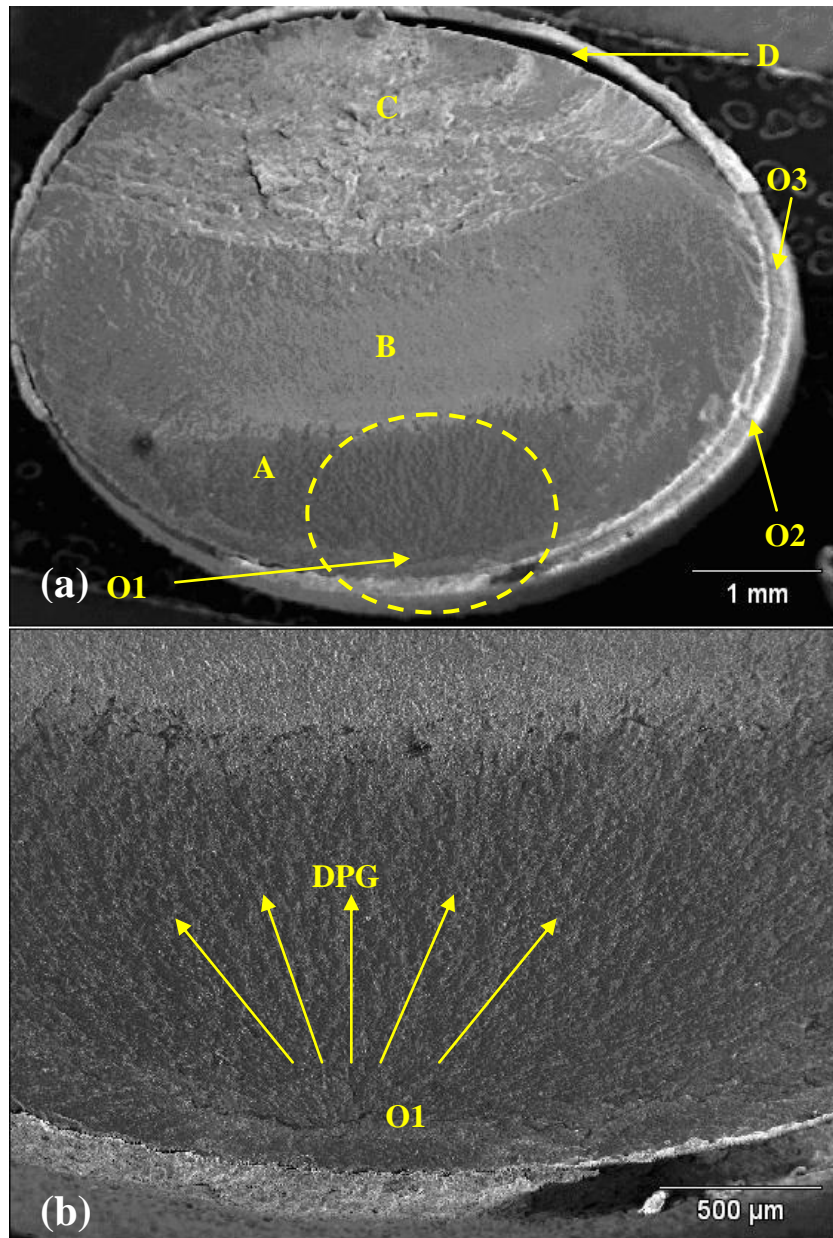


Figura N°51. (a) Vista general de la superficie de fractura de la probeta ensayada al menor esfuerzo alternante. Aumento 20x; (b) Detalle de la zona de nucleación de la grieta de fatiga encerrada con un ovalo en la Figura N°51(a). Aumento 50x.

La Figura N° 52a corresponde a una fotomicrografía tomada justo debajo de la región O1 de la Figura N° 51b. Se muestra la superficie de fractura del recubrimiento, el sustrato y el límite entre ellas, la intercara. La Figura N°52b muestra con mayor detalle la región encerrada con un rectángulo en la Figura anterior. En esta Figura se pudo identificar que en la intercara se encuentran alojadas partículas de alúmina (1 y 2) cuya composición química fue corroborada por un micro-análisis químico puntual por dispersión en la energía de rayos X (EDS) el cual se presenta en la Tabla N xx. Estas partículas, también, poseen una forma angular que al incrustarse en el sustrato se convierten en concentradores de esfuerzos en los cuales se puede iniciar una grieta.

Tabla N°12 . Porcentaje en peso y error de los puntos 1 y 2 representados en la Figura anterior.

	Al-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K	W-L
Punto 1	8,15 +/- 0,11	2,51 +/- 0,05	1,81 +/- 0,07	82,56 +/- 0,36	1,55 +/- 0,08	3,42 +/- 0,24
Punto 2	4,39 +/- 0,06	1,5 +/- 0,03	0,62 +/- 0,04	85,31 +/- 0,29	4,44 +/- 0,07	3,74 +/- 0,16

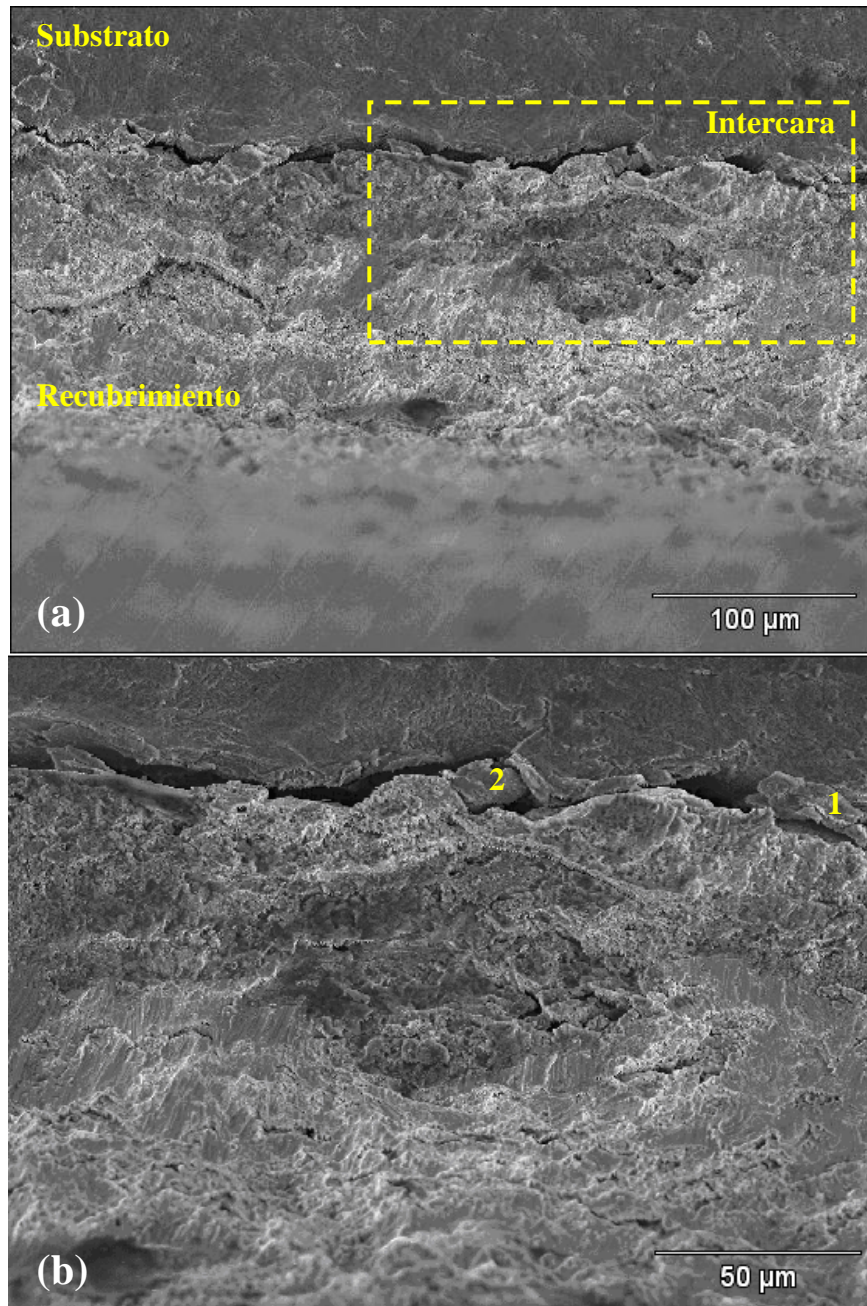


Figura N°52. (a) Superficie de fractura ubicada hacia la periferia de la probeta en la región O1 de la Figura N 19b. Aumento 300x; (b) Detalle de la zona encerrada en un rectángulo en la Figura N° 52a. Aumento 600x.

También, se observó la condición en la que se encuentra la pared lateral del recubrimiento, para tal fin la probeta en estudio se inclinó alrededor de unos 55° respecto al haz de electrones que compone la imagen por MEB. De esta manera en la Figura N° 53, se muestra el resultado de esto, es decir se pueden observar de manera simultánea la superficie de fractura del substrato, la del recubrimiento (SFR) y la pared lateral del recubrimiento. En esta pared no se aprecia ningún tipo de agrietamiento circunferencial pero si cierta delaminación de recubrimiento (DR) del substrato. Si se observa esta pared a un mayor aumento (Figura N° 54a y b) se encuentra una superficie relativamente rugosa y la presencia de defectos superficiales en forma de cráteres los cuales por su morfología y tamaño se asocian a partículas no fundidas de Colmonoy 88 que han sido desalojadas de la superficie posiblemente durante los ciclos de carga y descarga.

Por último, en la Figura N° 55a se muestra la superficie que resulta luego de realizar un corte longitudinal a lo largo del eje principal de la probeta cilíndrica y normal a la superficie de fractura. Así, queda expuesto el espesor del recubrimiento $\sim 130 \mu\text{m}$, la intercara y el substrato, observándose claramente la presencia de una grieta primaria paralela a la grieta principal que originó la fractura de la probeta y normal al máximo esfuerzo alternante aplicado. Esta grieta pareciera ubicarse hacia la zona central del recubrimiento sin llegar a alcanzar la superficie externa del recubrimiento y tampoco la intercara (Figura N° 55b). También, se observa que dicha grieta pareciera propagarse de manera preferencial a través de las zonas ricas en Colmonoy y/o entre los límites que definen las partículas de Colmonoy y WC-Co-Cr.

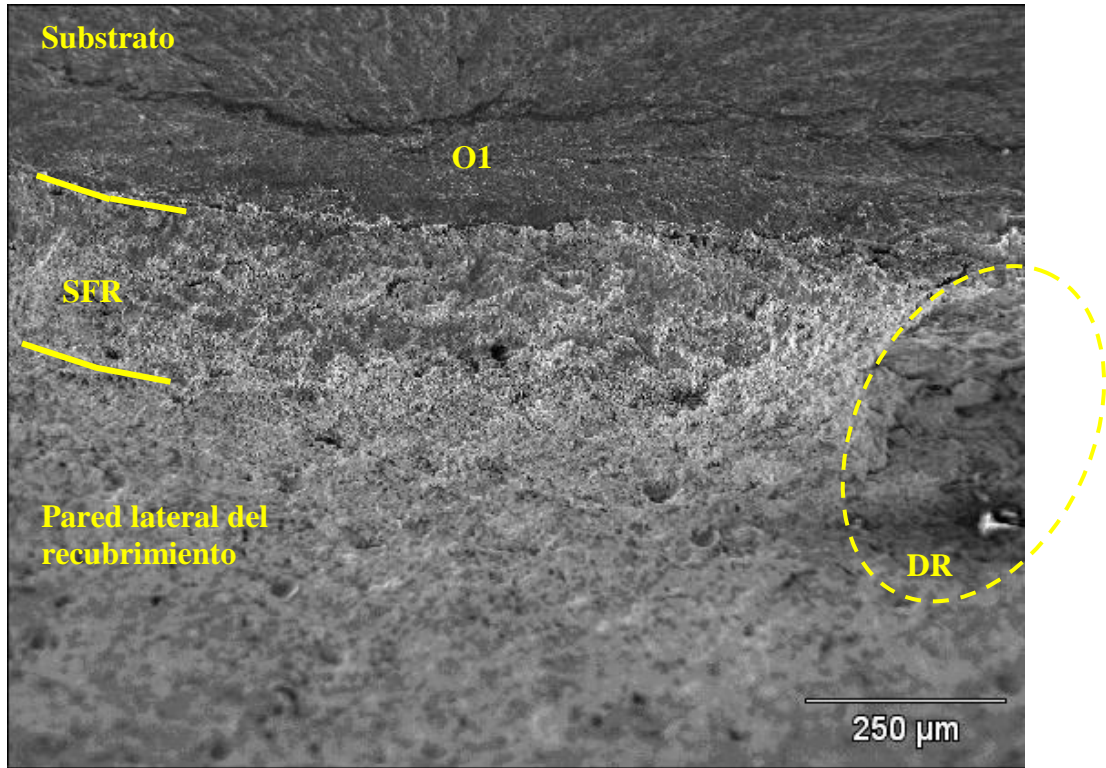


Figura N°53. Vista general de la pared del recubrimiento y la superficie de fractura correspondiente al inicio O1. Aumento 100x.

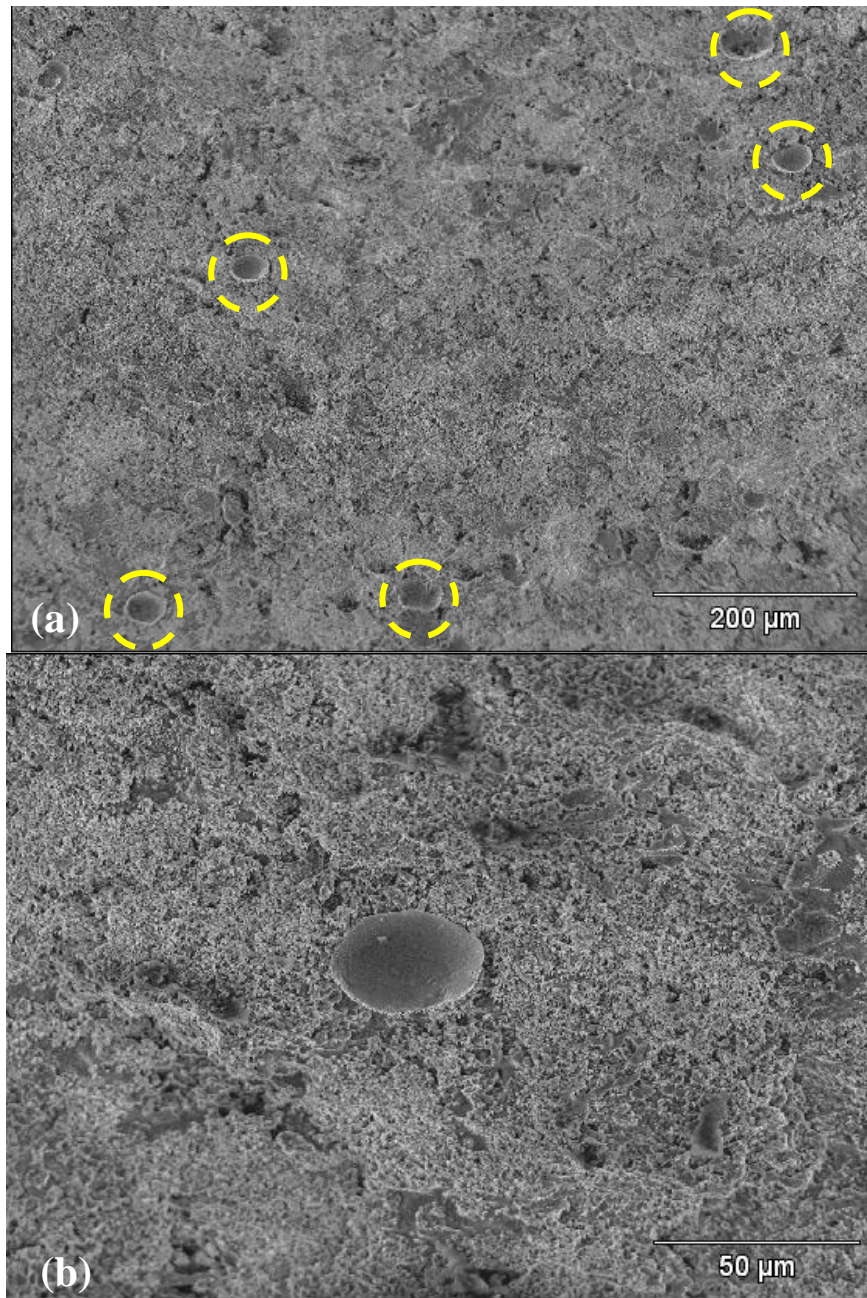


Figura N°54. (a) Apariencia de la pared del recubrimiento. Aumento 150x; (b) Detalle de un defecto superficial asociado al desprendimiento de una partícula no fundida en la pared del recubrimiento. Aumento 600x.

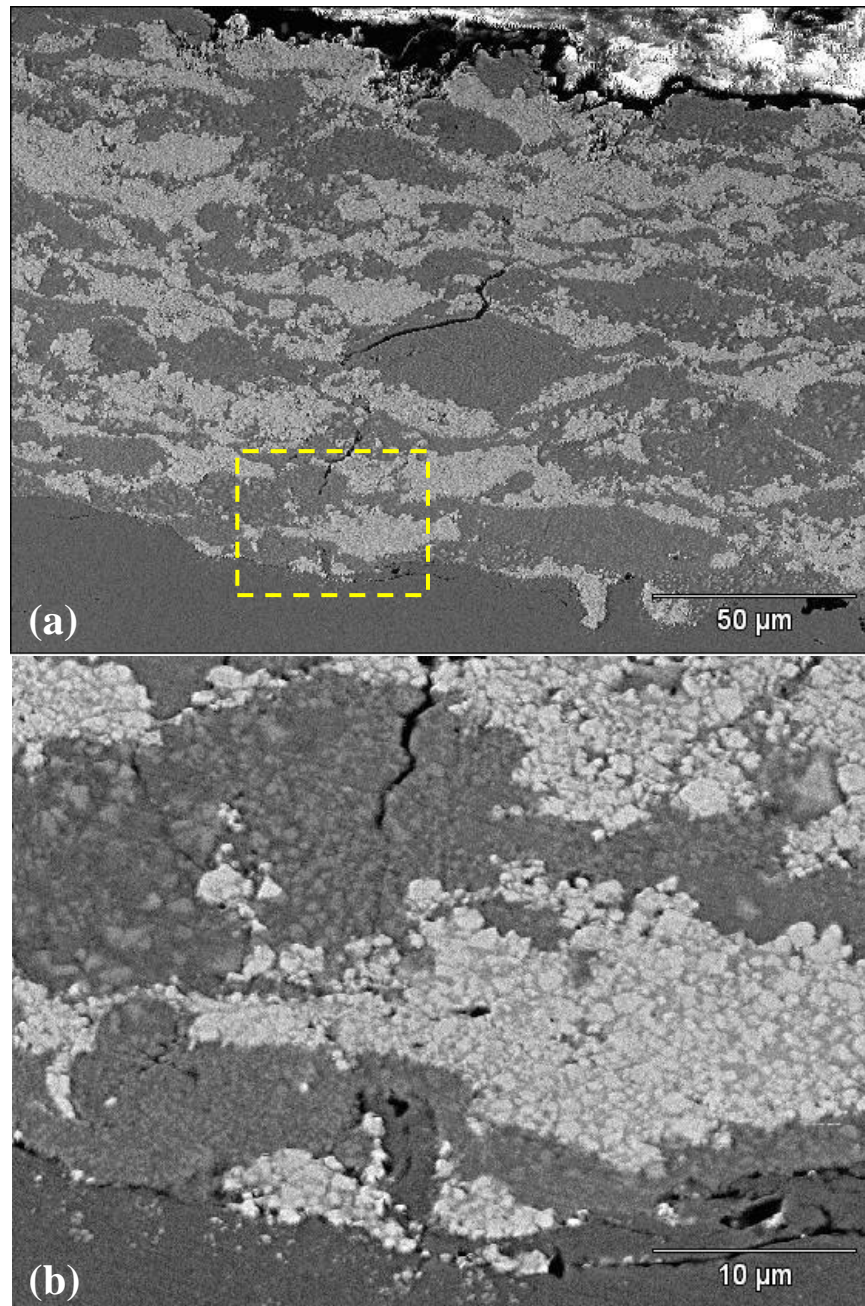


Figura N°55. Sección longitudinal, normal a la superficie de fractura. (a) Vista general que muestra una grieta primaria. Aumento 600x. (b) Detalle de la zona encerrada con un rectángulo en la Figura N 23a. Aumento 3000x.

3.3.2.2.- Probeta de fatiga ensayada al mayor esfuerzo alternante

La probeta considerada como representativa para este nivel de esfuerzo alternante (471 MPa) corresponde a aquella que falló a 120.800 ciclos. Al igual que en el nivel de esfuerzo estudiado anteriormente, la vista superior de la zona de fractura evidencia las áreas de iniciación de grietas y de ruptura violenta.

En este caso la Figura N° 56a muestra la vista general del área de fractura, la zona A de nucleación y propagación de las grietas y la zona B de fractura y desprendimiento violento de la probeta. A su vez se pueden apreciar tanto grietas secundarias en el recubrimiento (GSR) como una amplia delaminación (D) de éste respecto al substrato.

A diferencia de las características observadas para el esfuerzo menor en el que se observa un solo inicio de grieta que fue capaz de avanzar y propagarse hasta la zona de ruptura violenta, en este caso para el mayor esfuerzo alternante se tiene que en la zona A (Figura N°56a) se pueden observar múltiples inicios de grieta que producen una zona relativamente lisa pero de menor alcance en comparación con aquella encontrada para el esfuerzo alternante de 408 MPa, debido a que para este esfuerzo la región asociada a la fractura por sobrecarga se espera sea mayor. Como producto de esta ruptura violenta se observan múltiples grietas secundarias en toda la periferia del recubrimiento produciendo la delaminación de este.

Las múltiples grietas de fatiga identificadas por la presencia de múltiples escalones de clivaje se observan con mayor detalle en la Figura N°56b. Estos escalones son el resultado de la intersección de diferentes frentes de avance de grietas por fatiga a diferentes alturas. Entre estos escalones también se pueden observar algunas marcas radiales que sugieren la región de inicio de las grietas las cuales están asociadas a sitios con presencia de partículas de alúmina como lo ilustra claramente la Figura N°57

correspondiente a un mayor aumento de la región identificada como 1 en la Figura °56b. A esta partícula se le realizó un análisis químico puntual por EDS, el cual se presenta en la Tabla N°13. Este análisis confirmó que dicha partícula está compuesta de aluminio y oxígeno, es decir, que corresponde a una partícula de alúmina incrustada en la intercara del substrato-recubrimiento, causante de una grieta que da origen a un plano de propagación. Estas incrustaciones de alúmina son partículas con una geometría angular y de gran tamaño que al ser rociadas a alta velocidad durante el proceso de granallado quedan adheridas al sustrato, evitando que este punto sea recubierto y se cree una discontinuidad que disminuye probablemente la adhesión del recubrimiento al substrato facilitando también la delaminación.

De igual manera, en la Figura N°58 se muestra un acercamiento y un análisis químico de elementos por área de una de las grietas que se produjeron en el recubrimiento, particularmente aquella ubicada justo por debajo de la partícula de alúmina señalada como 1 en la Figura N°56b. El análisis muestra la presencia de aluminio especialmente ubicado en la intercara substrato-recubrimiento, evidenciándose la presencia de incrustaciones de aluminio en el substrato. También este micro-análisis químico evidencia la presencia de hierro en el recubrimiento en pequeñas zonas particularmente ubicadas cerca de la intercara, las cuales pudieran atribuirse a que durante el proceso mismo de granalla partes del substrato fueron desprendidas y desplazadas al recubrimiento al momento de recubrir, produciendo un solapamiento del substrato en el recubrimiento.

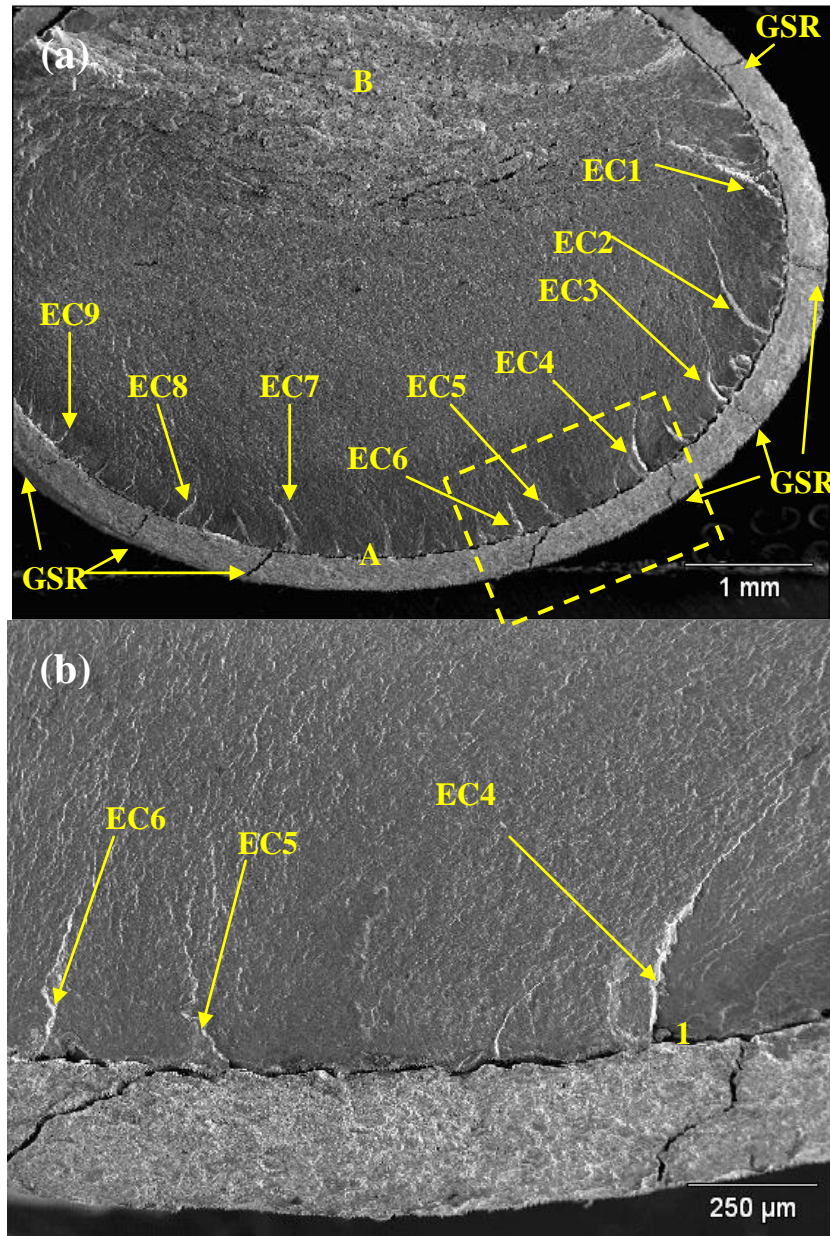


Figura N°56. (a) Vista general de la superficie de fractura de la probeta ensayada al mayor esfuerzo alternante. Aumento 20x. (b) Detalle de los escalones de clivaje de la zona encerrada en un rectángulo en la Figura N°51a. Aumento 80x.

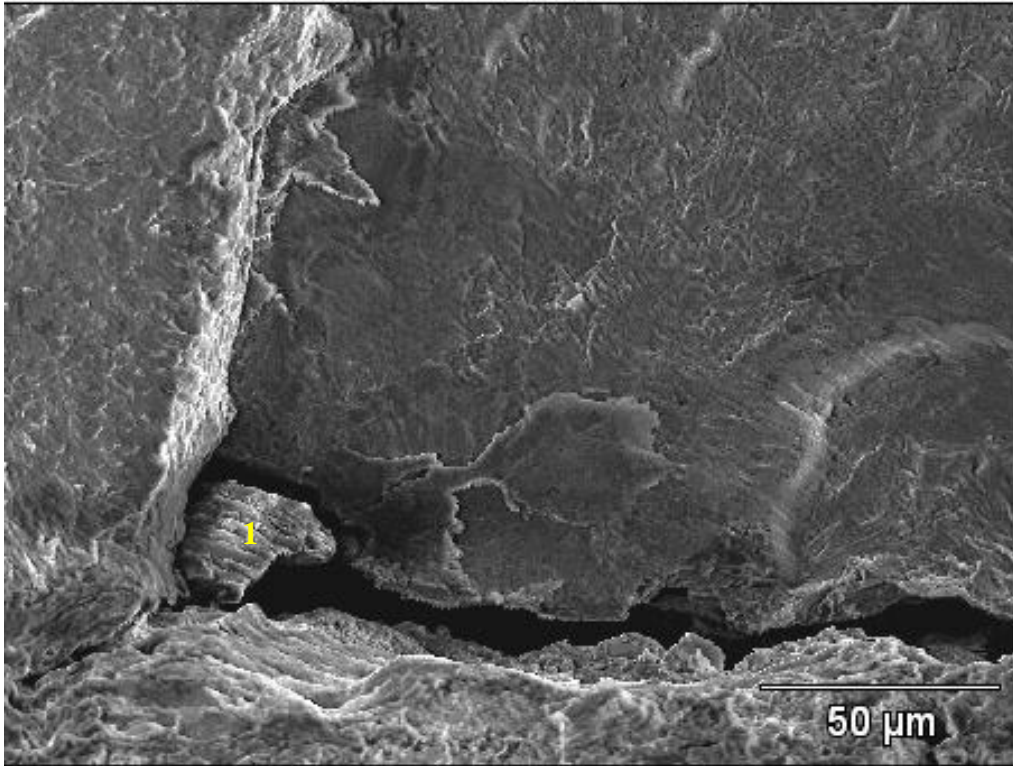


Figura N°57. Ampliación a una partícula presente en la intercara substrato recubrimiento. Aumento 600x.

Tabla N°13. Análisis químico por EDS del punto 1 representado en la Figura N°52 dado en porcentaje en peso con su respectivo error.

	Al-K	Si-K	P-K	Fe-K
Punto 1	88,10+/-0,34	1,75+/- 0,06	1,91+/- 0,06	8,24+/- 0,10

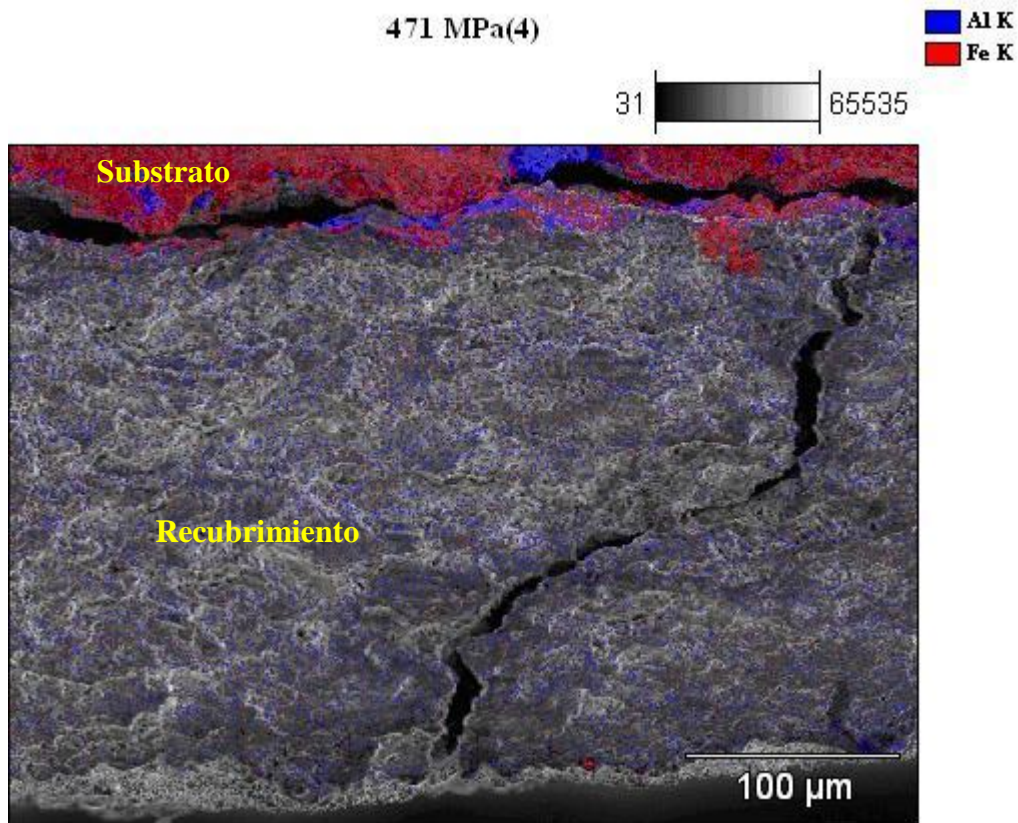


Figura N°58. Micro-análisis Químico de elementos por área a una de las grietas presentes en el Recubrimiento. Aumento 300x.

La Figura N°59a y b presentan la probeta inclinada aproximadamente 75° respecto al haz de electrones que compone la imagen por MEB, donde se puede observar la superficie de fractura y la pared del recubrimiento. Se hace evidente la presencia de grietas secundarias en el recubrimiento las cuales avanzan a lo largo de la pared lateral, paralelas al eje principal de esfuerzo máximo desarrollado durante el ensayo. Aunque dicho agrietamiento no es de esperarse sin embargo pudiera explicarse en parte si se considera el hecho que estos recubrimientos presentan una rugosidad superficial relativamente elevada y además pudieran presentar regiones de cohesión limitadas.

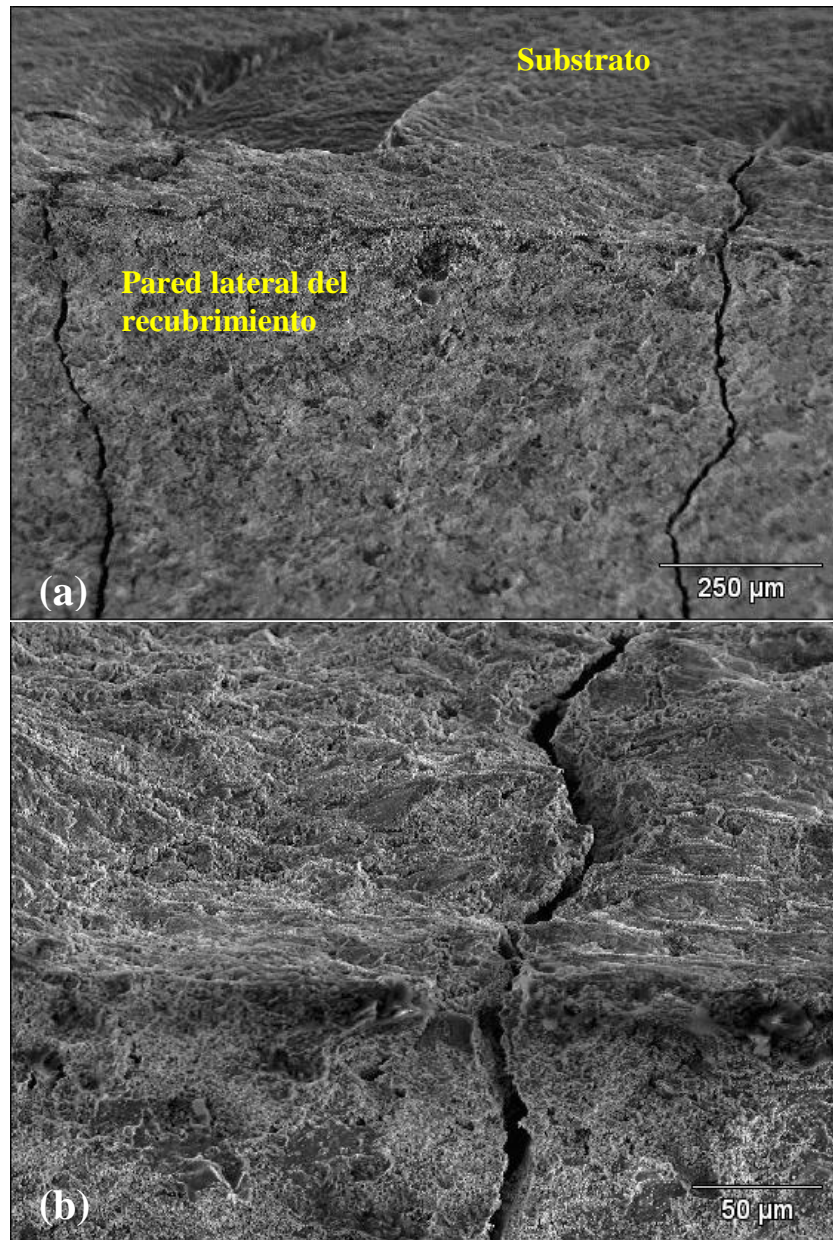


Figura N°59. (a) Pared del recubrimiento donde se evidencia la prolongación de las grietas originadas en la superficie de fractura. Aumento 100x. (b)Detalle del avance de la fractura de la superficie a la pared del recubrimiento. Aumento 400x.

En cuanto al corte longitudinal, normal a la superficie de fractura estudiada para el mayor esfuerzo alternante, la Figura N°60 muestra una grieta primaria que consume el espesor del recubrimiento y posteriormente se propaga hacia la izquierda y hacia la derecha a través de la intercara delaminando el recubrimiento del sustrato. Al igual que para la probeta ensayada a 408 MPa la grieta pareciera propagarse aunque no de manera exclusiva si en forma preferencial a través de las zonas ricas en Colmonoy y/o entre los límites que definen las partículas de Colmonoy y WC-Co-Cr, sugiriendo que no existe una buena cohesión entre estos materiales lo cual favorece que las grietas se abran paso más fácilmente entre estos límites.

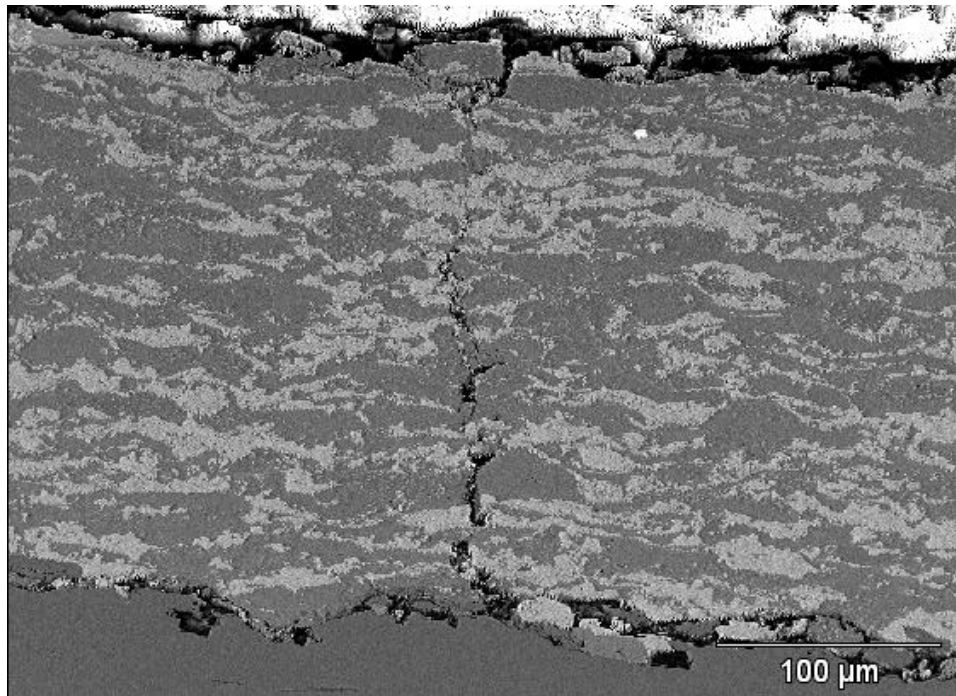


Figura N°60. *Espesor del recubrimiento expuesto en un corte longitudinal de la probeta, donde se evidencia una grieta que se extiende hasta la intercara sustrato-recubrimiento. Aumento 300x.*

3.3.3.- Efecto de los recubrimientos termorrociados sobre el acero AISI 4340

De manera complementaria y para finalizar, en esta sección se presentará a modo comparativo cómo es el comportamiento a la fatiga del sistema recubierto evaluado en esta investigación respecto a otros sistemas recubiertos por termorrociado que han utilizado como material base el acero 4340. En la Figura N°61 se presentan las curvas de Wöhler que resultan de ensayar a fatiga al aire al material base sin recubrimiento y al material base recubierto con: (i) WC-12Co^[30], (ii) Colmonoy 88^[14] y (iii) 50%WC-10Co-4Cr + 50% Colmonoy 88 (presente trabajo).

Esta Figura muestra claramente que en general la aplicación de recubrimientos termorrociados sobre la superficie del acero 4340 genera una disminución de la resistencia a la fatiga del sustrato, siendo la condición con menor pérdida aquella en la que se utiliza como recubrimiento el WC-12Co, luego le sigue el recubrimiento de Colmonoy 88 y por último la mayor pérdida en resistencia a la fatiga se produce al utilizar una mezcla de estos recubrimientos.

A pesar de que son múltiples los factores que afectan el desempeño a fatiga de estos sistemas recubiertos como por ejemplo: el tamaño de las partículas utilizadas durante el granallado, la presión de granallado, la distancia de rociado, el espesor de los recubrimientos y su rugosidad superficial entre otros, pudiera sugerirse en una primera aproximación que la mayor disminución encontrada en el recubrimiento de WC-Co-Cr + Colmonoy 88 estaría atribuida fundamentalmente a la mayor distancia de rociado utilizada para este sistema (~ 406 mm) en comparación a los otros dos sistemas (~ 380 mm), ya que una revisión del resto de los factores enunciados anteriormente mostró que los mismos se han mantenido muy similares entre sí.

De esta manera, al utilizarse una mayor distancia de rociado la posibilidad de que las partículas proyectadas desde la pistola alcancen la superficie del sustrato y las capas sucesivas del recubrimiento a una menor temperatura son mayores, tal y como pudo evidenciarse en la Figura N°54a y b donde se apreciaron cráteres correspondientes a partículas re-solidificadas de Colmonoy 88 que fueron desalojadas. Además, esta mayor distancia de rociado aunado al hecho que están presentes partículas de diferente especie pudiera comprometer en mayor proporción la cohesión entre partículas promoviendo así regiones de cohesión limitada que favorezcan el avance de grietas de fatiga entre estos límites, tal y como se encontró en el estudio fractográfico realizado en esta investigación.

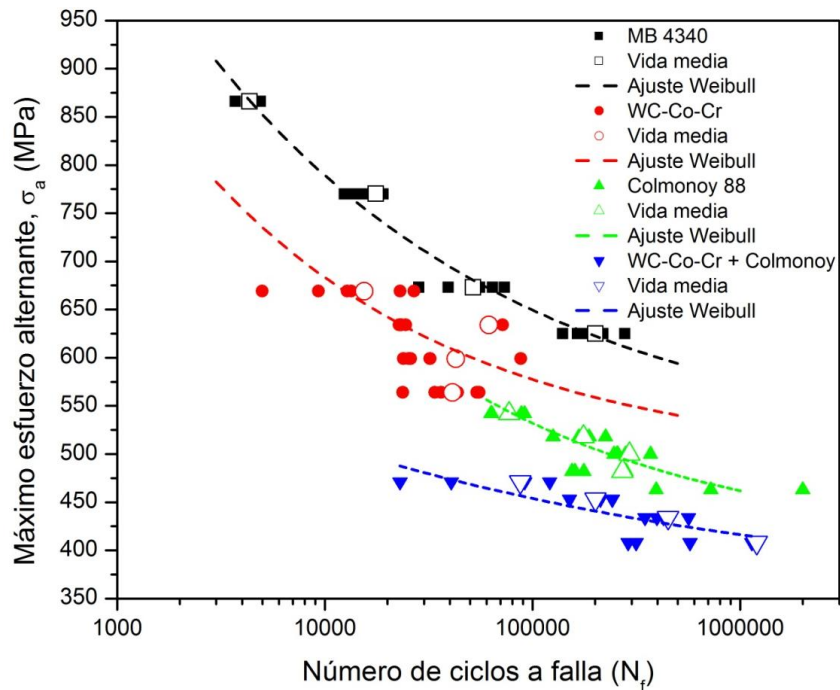


Figura N°61. Máximo esfuerzo alternante en función del número de ciclos a falla para el acero 4340 sin recubrimiento y recubierto con diferentes depósitos termorrociados.

CONCLUSIONES

1. La aplicación de un recubrimiento termorrociado 50% WC-Co-Cr + 50% Colmonoy 88 con un espesor de aproximadamente 130 μm genera una reducción de la resistencia a la fatiga en el orden de 175 MPa (~30%) en comparación con el material base sin recubrir para el intervalo de número de ciclos a falla entre 10^5 y 10^6 ciclos.
2. El límite de fatiga calculado de acuerdo a la expresión de Weibull para el sistema recubierto resultó ser un 30% inferior a aquel calculado para el material base sin recubrimiento. En el primer caso el límite de fatiga fue de 345 MPa mientras que en el último caso fue de 499 MPa.
3. La disminución en la resistencia a la fatiga encontrada en el sistema recubierto respecto al material base se atribuye fundamentalmente tanto a la presencia de concentradores de esfuerzo presentes en la intercara substrato-recubrimiento como a las características mismas del recubrimiento.
4. El estudio fractográfico sugiere que el evento de nucleación de las grietas de fatiga ocurre de manera simultánea tanto en la intercara substrato-recubrimiento como en la superficie libre del recubrimiento. En el primer caso asociado a una intercara irregular y la presencia de partículas de alúmina que funcionan como elevadores locales del esfuerzo mientras que en el segundo caso

asociado a la presencia cráteres y la elevada rugosidad superficial del recubrimiento.

5. La propagación de las grietas de fatiga a través del espesor del recubrimiento pareciera darse de manera preferencial entre los límites de las partículas que conforman el recubrimiento, particularmente en las partículas de Colmonoy 88, lo cual pudiera hacer pensar que estas regiones presentan una cohesión limitada.
6. Los ensayos de indentación esférica y las ecuaciones de Hertz muestran que la diferencia entre el valor teórico del radio de la huella residual calculado por la ecuación (E.12) y el valor experimental obtenido por perfilometría es de solo $\sim 10\%$. Por lo tanto, se pudiera afirmar que la expresión (E. 12) se acopla bastante bien al sistema en estudio el cual presenta cierta porosidad y defectos que son propios del proceso mismo de deposición.
7. La resistencia a la fluencia del recubrimiento en estudio fue estimada alrededor de los 2,7 GPa.

RECOMENDACIONES

1. Utilizar un polvo distinto para granallar las probetas de forma tal que dichas partículas no presenten una morfología angular como las partículas de alúmina, para reducir así la posible concentración de esfuerzos que favorezca la iniciación de grietas.
2. Disminuir la distancia de proyección del recubrimiento, ya que para este trabajo se utilizó una distancia ligeramente mayor a la acostumbrada para estos compuestos, lo que puede ocasionar un mayor enfriamiento de las partículas y por lo tanto una menor cohesión entre las partículas rociadas.
3. Realizar ensayos de fatiga en estos recubrimientos pero mejorando el acabado superficial de los recubrimientos a fin de identificar la influencia de la rugosidad superficial sobre el desempeño de este sistema.
4. Llevar a cabo un tratamiento térmico que permita modificar la adhesión o cohesión de la capa recubierta y estimar la resistencia a la fluencia de la misma así como también su comportamiento a la fatiga.

BIBLIOGRAFÍA

- (1) MUÑOZ JORGE E., CORONADO JOHN J. “Análisis Mecánico y tribológico de los recubrimientos Fe-Cr-Ni-C Y Ni-Al-Mo”, Dyna rev.fac.nac.minas, vol.74, N°.153, Medellín Sep. /Dec. 2007.
- (2) CASTRO G., ARENAS F., RODRIGUEZ M., SCAGNI A. “Microestructura de materiales compuestos WC-Co/Ni-W-Cr recubiertos por HVOF”, Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, vol. 21, N° 1, 2001.
- (3) RODRÍGUEZ MARÍA, MORENO IVÁN, BILBAO CAROLINA. “Resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet depositados por HVOF con tratamiento térmico posterior”, Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V., Vol 22, N° 4, pp 25-35, 2007.
- (4) GAONA MIREIA. “Recubrimientos biocompatibles obtenidos por proyección térmica y estudio in vitro de la función osteoblástica”, Universitat de Barcelona, Junio 2007.
- (5) STEWART D. A., SHIPWAY P. H., MCCARTNEY D. G., Acta Mater. 48 (2000) 1593. [1] ZHITOMIRSKY V. N., WALD S., FACTOR M., RABANI L., ZOLER D., CUPERMAN S., BRUMA C., ROMAN I., Surf. Coat. Technol. 132 (2000) 80.

- (6) GUILMANY J.M., MIGUEL J.M., VIZCAINO S., CLIMENT F., “Role of three-body abrasion wear in the sliding wear behavior of WC-Co coatings obtained by thermal spraying”, *Surface and Coating technology*, N° 140, pp 141-146, 2001.
- (7) YANG Q., SENDA T., OHMORI A., *Wear* 254 (2003) 23. [4]
GUILMANY J.M., MIGUEL J.M., VIZCAINO S., CLIMENT F., *Surf. Coat. Technol.*, 140 (2001) 141.
- (8) MATEJICEK J., SAMPATH S., *Acta Mater.* 49 (2001) 1993. [6]
KANDIL F.A., LORD J.D., FRY A.T., GRANT P.V., *NPL Rep. MATC (A) 04* (2001) (UK).
- (9) CADENAS P., RODRÍGUEZ M., STAIA M. H., “Efecto del tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento de un recubrimiento base níquel depositado por HVOF”, *Revista de Metalurgia*, N°43 (1), pp. 50-62, 2007.
- (10) PUCHI-CABRERA E.S., STAIA M.H., LESAGE J., CHICOT D., LA BARBERA J.G., OCHOA-PÉREZ E. A., “Fatigue performance of a SAE 1045 steel coated with a Colmonoy 88 alloy deposited by HVOF thermal spraying”, *Surface and Coatings Technology*, N° 201, pp. 2038-2045, 2006.
- (11) ASM HANDBOOK, “Fatigue Resistance of Steels”, Volume 8, ninth edition, 1985.

- (12) ASM HANDBOOK, "Failure Analysis and Prevention", Volume 10, ninth edition, 1985.
- (13) AVNER SYDNEY H. "Introducción a la Metalurgia Física", 2ª Edición, Mc Graw Hill, México 1980.
- (14) HERNÁNDEZ L., OLIVEIRA F., BERRÍOS J.A., VILLALOBOS C., PERTUZ A., PUCHI CABRERA E.S., "Fatigue properties of a 4340 steel coated with a Colmonoy 88 deposit applied by high-velocity oxygen fuel", Surface and Coatings Technology, N°133-134, pp 68-77, 2000.
- (15) NASCIMENTO M.P., SOUZA R.C., PIGATIN W.L., VOORWALD H.J.C., "Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel", International Journal of Fatigue, N°23, pp 607-618, 2001.
- (16) NASCIMENTO, MARCELINO P.; SOUZA, RENATO C.; MIGUEL, IVANCY M.; PIGATIN, WALTER L.; VOORWALD, HERMAN J. C. "Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating in AISI 4340 high strength steel", Surface and coatings technology, N°138, pp. 113-124, 2001.

- (17) RAMOS A, CASTILLO E, LÓPEZ AENLLE M, FERNÁNDEZ CANTELI A, “Aplicación informática para el análisis de ensayos de fatiga”, Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 20, pp. 456-461, 2003.
- (18) LÓPEZ AENLLE M., FERNÁNDEZ CANTELI A., LAMELA REY M. J., CASTILLO RON E., “Predicción de vida a fatiga en materiales compuestos de fibra de carbono bajo carga de amplitud variable”, Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 18, pp. 375-382, 2001.
- (19) RAIF SAKIN, IRFAN AY, “Statistical Analysis of bending fatigue life data using Weibull distribution in glass-fiber reinforced polyester composites”. Materials and Design, N° 29, pp. 1170-1181, 2008.
- (20) CHOI W. B., PRCHLIK L., SAMPATH S., GOULDSTONE A. “Indentation of metallic and Cermet Thermal Spray Coatings”. Journal of Thermal Spray Technology, Vol 18, pp. 58-64, 2009.
- (21) RODRÍGUEZ M. Thesis, School of Metallurgical Engineering and Materials Science, Faculty of Engineering, Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela, p. 85, 2002.
- (22) GIL L., STAIA M. H. Surf. Coat. Technol. N° 423, pp. 120-121, 1999.

- (23) LA BARBERA-SOSA J.G., SANTANA Y.Y., STAIA M.H., CHICOT D., LESAGE J., CARO J., MESMACQUE G., PUCHI-CABRERA E.S.. “Microstructural and mechanical characterization of Ni-base thermal spray coatings deposited by HVOF”. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 4552-4559, 2008.
- (24) SANTANA Y.Y., LA BARBERA-SOSA J. G., CARO J., PUCHI-CABRERA E. S., STAIA M. H. “Mechanical properties and microstructure of WC–10Co–4Cr and WC–12Co thermal spray coatings deposited by HVOF”. *Surface Engineering*, Vol. 24, No. 5, pp. 374-382, 2008.
- (25) HAWTHORNE H.M., ARSENAULT B., IMMARIGEON J.P., LEGOUX J.G., PARAMESWARAN V.R. “Comparison of slurry and dry erosion behavior of some HVOF thermal sprayed coatings”. *Wear*, Vol. 225-229, pp. 825-834, 1999.
- (26) Disponible en:
<http://www.wallcolmonoy.com/techservices/coating/hardsurfacing-lackofbond.html>. Wall Colmonoy Corporation, [Consulta 2009, 06, 22].
- (27) CAZAUD, R. “La fatiga de los metales”, Ediciones Aguilar (4), pp. 34-42, 1957.

- (28) BASQUIN, O.H.; "Proc. ASTM", vol. 10 Part II, pp. 625, 1910.
- (29) WEIBULL, W.; "Fatigue Testing and Analysis of Results". Pergamon Press, Oxford, 1961.
- (30) CHIRINOS KARLA, "Comportamiento a la Fatiga del acero SAE 4340 recubierta con Wc-Co por Termorrociado", Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. Año 2003.