

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA Y A LA FATIGA CORROSIÓN DE UN ACERO ESTRUCTURAL AISI 4340 RECUBIERTO POR UNA PELÍCULA DE DIAMANTE POLICRISTALINO SINTÉTICO

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de
Venezuela
Por los bachilleres
Alvarez S., Pedro P.
Hernández C., Rafael A.
Para optar por el Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA Y A LA FATIGA CORROSIÓN DE UN ACERO ESTRUCTURAL AISI 4340 RECUBIERTO POR UNA PELÍCULA DE DIAMANTE POLICRISTALINO SINTÉTICO

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de
Venezuela
Por los bachilleres
Alvarez S., Pedro P.
Hernández C., Rafael A.
Para optar por el Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008

Caracas, Mayo de 2008

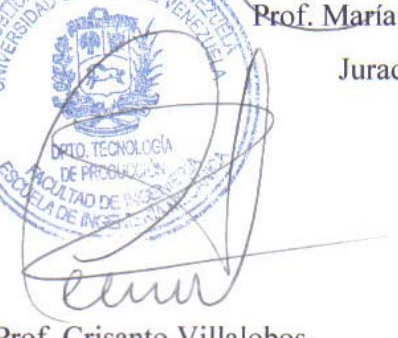
Los abajo firmantes, miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los Bachilleres Pedro P. Alvarez S. y Rafael A. Hernández C., titulado:

“Estudio del comportamiento a la fatiga y a la fatiga corrosión de un acero estructural AISI 4340 recubierto por una película de diamante policristalino sintético”

Consideramos que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el plan de estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico, y sin que ello signifique que se hacen solidarios con las ideas expuestas por los autores


Prof. José Chitty
Jurado


Prof. María de Prato
Jurado


Prof. Crisanto Villalobos
Tutor Académico



DEDICATORIA

A Dios ante todas las cosas
por ser lo que somos y
guiarnos hasta lo que seremos

A nuestra familia
por todo el amor y apoyo
durante nuestra vida y nuestra carrera

A nuestro tutor y amigo Crisanto
por su incondicionable amistad y
espíritu de enseñanza y dedicación.

AGRADECIMIENTOS

A Dios ante todas las cosas

A nuestro Profesor, compañero, tutor y amigo, Crisanto, por guiarnos y apoyarnos en este proyecto y en toda nuestra carrera dentro de la casa que vence a las sombras y magnifico hogar de estudios U.C.V.

A nuestra familia, hermanos y amigos por brindarnos su apoyo y nunca dejarnos decaer ante cualquier inconveniente. LOS AMAMOS.

A los que no nombramos y a los que no están a nuestro lado para acompañarnos, a los que ya se han ido y a los que aun están a nuestro lado, a ellos MIL gracias.

Desde la tierra al cielo que se llene de júbilo, ante las metas alcanzadas, lo logramos, gracias a ti!

**Alvarez S. Pedro P.
Hernández C. Rafael A.**

**ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA Y A LA
FATIGA CORROSIÓN DE UN ACERO ESTRUCTURAL AISI
4340 RECUBIERTO POR UNA PELÍCULA DE DIAMANTE
POLICRISTALINO SINTÉTICO**

**Tutor Académico: Prof. Crisanto Villalobos. Tesis
Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería.
Escuela de Ingeniería Mecánica. Año 2008, 117 p.**

Palabras Claves: Fatiga, Distribución de Weibull, Diamante Sintético
Policristalino, PACVD

Resumen. En este trabajo se estudió el comportamiento a fatiga al aire y fatiga-corrosión de un acero al carbono (AISI 4340) recubierto con una película de diamante sintético policristalino obtenido por una técnica de deposición química en fase vapor asistida por plasma (PACVD). Los ensayos de fatiga se realizaron en condiciones de flexión rotativa. Las muestras se dividieron en dos grandes grupos para evaluar 4 magnitudes de esfuerzos distintos, un grupo para ensayar el sustrato y el otro para las muestras recubiertas, utilizando 24 probetas para cada condición, las cuales son: al aire y a corrosión empleando como medio corrosivo una solución salina de NaCl al 3 %. Las propiedades mecánicas de esfuerzo de fluencia y resistencia a la tracción fueron determinadas acorde con la norma ASTM A-370. La relación entre el esfuerzo alternante y el número de ciclos de vida del material se determinaron por medio de la expresión de Basquin, así como el modelo de Weibull; previo a esto utilizando la distribución de frecuencia de Weibull y un porcentaje de confiabilidad, se obtuvo una mediana entre cada esfuerzo estudiado y con estas, según los modelos mencionados anteriormente, se hallaron las curvas de Whöler. Adicionalmente, se llevó a cabo un análisis de algunas superficies de fractura, por la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB). Los resultados indican que el acero recubierto aumentó su resistencia a la fatiga al ser comparados con la condición original del sustrato. Finalmente, el modelo propuesto por Weibull se ajusta mejor a los datos experimentales de fatiga al aire que el modelo de Basquin, presentando una ventaja al suministrar un resultado numérico para el límite de fatiga.

INDICE GENERAL

RESUMEN.....	v
INDICE GENERAL.....	vi
INDICE DE FIGURAS.....	ix
INDICE DE TABLAS.....	xii
INDICE DE GRAFICAS.....	xiv
INTRODUCCIÓN.....	1

CAPITULO I

1. MARCO TEÓRICO.....	3
1.1. EL ACERO AISI 4340.....	3
1.1.1 Aplicaciones del Acero.....	6
1.2. RECUBRIMIENTO.....	7
1.2.1. Diamante Policristalino Sintético.....	8
1.2.2. Procesamiento de materiales por Plasma.....	18
1.2.3. Efectos del plasma en procesos de deposición PVD y CVD.....	21
1.2.4. Ventajas y aplicaciones del procesamiento por plasma.....	23
1.2.5. El proceso de Deposición Química en Fase Vapor Asistida por Plasma (PACVD)	24
1.3. FATIGA EN EL ACERO.....	29
1.3.1. Etapas en el proceso de Fatiga.....	35
1.3.2. Características Fractográficas.....	36
1.3.3. Variables que afectan la vida a la fatiga.....	41
1.3.4. Fatiga – Corrosión.....	45
1.3.5. Curvas S-N o curvas de Wöhler.....	47
1.3.6. Distribución de frecuencia de Weibull:	51

1.3.6.1	Características generales de la distribución de Weibull.....	52
1.3.6.2	Análisis de Weibull.....	55
1.3.7.	Resistencia a la fatiga.....	61

CAPITULO II

2.	METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	63
2.1.	DIAGRAMA EXPERIMENTAL.....	63
2.2.	MATERIAL BASE.....	64
2.3.	MAQUINADO Y PEPARACIÓN DE LAS PROBETAS.....	64
2.4.	DEPOSICIÓN DEL RECUBRIMIENTO.....	65
2.5.	CARACTERIZACIÓN DEL CONJUNTO.....	67
2.5.1.	Metalografía del Substrato.....	67
2.5.2.	Ensayos de microindentación.....	70
2.5.3.	Determinación del espesor del recubrimiento Calotest.....	71
2.6.	ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	74
2.7.	ENSAYOS DE FATIGA Y FATIGA – CORROSIÓN.....	75
2.8.	ESTUDIO FRACTOGRÁFICO.....	78
2.9.	WEIBULL ++.....	79

CAPITULO III

3.	RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	85
3.1.	MATERIAL BASE.....	85
3.1.1.	Caracterización metalográfica del metal base con y sin recubrimiento.....	85

3.2. CARACTERIZACIÓN DEL CONJUNTO SUBSTRATO- RECUBRIMIENTO.....	86
3.2.1. Determinación del espesor del recubrimiento.....	86
3.3. ENSAYOS DE MICROINDENTACIÓN.....	87
3.4. ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	89
3.5. ENSAYOS DE FATIGA Y FATIGA – CORROSIÓN.....	92
3.6. ESTUDIO FRACTOGÁFICO (MEB).....	107

CAPITULO IV

4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	111
4.1. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	111
4.1.1. Conclusiones.....	111
4.1.2. Recomendaciones.....	113
BIBLIOGRAFIA.....	114

INDICE DE FIGURAS

Figura N° 1,	<i>Arreglo de los átomos de carbón en diamante y grafito.....</i>	<i>9</i>
Figura N° 2,	<i>Enlaces de Hibridación sp del Carbono.....</i>	<i>10</i>
Figura N° 3,	<i>Estructuras de los carbinos.....</i>	<i>10</i>
Figura N° 4,	<i>Hibridación sp^2 del Carbono para dar lugar a una forma alotrópica del grafito.....</i>	<i>10</i>
Figura N° 5,	<i>Estructuras del grafito hexagonal (ABAB) y del grafito romboédrico (ABCA)(sigue los enlaces para ver las estructuras en 3D)</i>	<i>11</i>
Figura N° 6,	<i>Hibridación sp^3 del Carbono para formar diamante cúbico.....</i>	<i>11</i>
Figura N° 7,	<i>Enlace del Diamante Cúbico y diamante Hexagonal.....</i>	<i>12</i>
Figura N° 8,	<i>Textura de un diamante obtenido con alcanfor.....</i>	<i>17</i>
Figura N° 9,	<i>Textura de una película de diamante por RF + DC Plasma CVD de una mezcla de metano mas hidrogeno.....</i>	<i>17</i>
Figura N° 10,	<i>Ilustración conceptual de una lámina de plasma con carga espacial positiva frente a un electrodo con potencial negativo (Vs) con respecto al potencial del plasma (Vp)</i>	<i>23</i>
Figura N° 11	<i>Principio operativo del proceso PACVD directo.....</i>	<i>25</i>
Figura N° 12	<i>Ciclo de tensión de inversión total.....</i>	<i>34</i>
Figura N° 13,	<i>Ciclo de tensión repetitiva.....</i>	<i>34</i>
Figura N° 14	<i>Ciclo de tensión al azar.....</i>	<i>35</i>
Figura N° 15,	<i>Representación esquemática que muestra las etapas I y II de la propagación de fisuras por fatiga en metales policristalinos.....</i>	<i>37</i>
Figura N° 16,	<i>Ilustración esquemática de los mecanismos de probación de fisuras (etapa-II).....</i>	<i>39</i>
Figura N° 17,	<i>Marcas de Playas.....</i>	<i>40</i>
Figura N° 18,	<i>Estrías.....</i>	<i>40</i>
Figura N° 19,	<i>Estriaciones de fatiga cuando se cambia la amplitud de tensiones.....</i>	<i>41</i>

Figura N° 20, Curva S – N en donde el material muestra un límite a la fatiga.....	48
Figura N° 21, Curva S – N en donde el material no muestra un límite a la fatiga.....	48
Figura N° 22, Típica Curva S-N.....	50
Figura N° 23, Variación de la densidad de probabilidad $f(t)$, tasa de fallos $l(t)$ y la unción acumulativa de fallos $F(t)$ en función del tiempo para distintos valores del parámetro de forma β	54
FiguraN° 24, Lineas de Weibull para las un grupo de muestras.....	57
FiguraN° 25, Curvas S-N de Wöhler para ocho diferentes muestra.....	59
FiguraN° 26, Curvas S-N para los diferentes niveles de confianza de las muestras.....	60
FiguraN° 27, Grafico de fiabilidad para las muestras.....	60
FiguraN° 28, Esquema de las probetas para ensayos de fatiga en flexión rotativa según la norma ASTM E 606.....	65
FiguraN° 29, Esquema de las probetas para ensayos de tracción según la norma ASTM-A-370.....	65
FiguraN° 30, Equipo utilizado para cortar las probetas, transversal y longitudinalmen.....	68
FiguraN° 31, Equipo utilizado para realizar el montaje de las probetas para la metalografía y la microscopía optica.....	69
FiguraN° 32, Equipo para el ensayo de microdureza vickers.....	71
FiguraN° 33, Ensayo Calotest, para determinar el espesor del recubrimiento..	73
FiguraN° 34, Máquina de Ensayo de tracción INSTRON modelo 8502.....	74
FiguraN° 35, Máquina de ensayo de fatiga en flexión rotativa.....	76
FiguraN° 36, Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido.....	79
FiguraN° 37, Ventana principal del programa de Relia Soft Weibull ++	81
FiguraN° 38, Venta del Asistente para Distribuciones.....	82
FiguraN° 39, Ventana del Relia Soft Weibull ++ al momento de graficar la función de Probabilidad.....	83
FiguraN° 40, Ventana del programa Weibull ++, coín de cálculos rápidos.....	84

FiguraN° 41, <i>Microestructura del sustrato de la probeta Recubierta(izquierda) sin recubrir (derecha) en la sección longitudinal.....</i>	85
FiguraN° 42, <i>Microestructura del sustrato de la probeta Recubierta(izquierda) sin recubrir (derecha) en la sección transversal.....</i>	86
Figura N° 43, <i>Vista general del área de fractura del conjunto sustrato recubrimiento ensayado a fatiga al aire sometido a un esfuerzo de 726 MPa(a) y a un esfuerzo de 688 (b).....</i>	107
FiguraN° 44, <i>Microfotografía del área de fractura del conjunto sustrato recubrimiento ensayado a fatiga al aire sometido a un esfuerzo de 726 MPa (a) y de las marcas radiales (b).....</i>	108
FiguraN° 45 <i>Microfotografía de las marcas radiales, de la muestras sustrato recubrimiento, sometido a un esfuerzo alternante de 726 MPa (a), estriaciones de fatiga (b) y microhoyuelos (c).....</i>	109
FiguraN° 46, <i>Microfotografía del área de fractura del conjunto sustrato recubrimiento ensayado a fatiga corrosión sometido a un esfuerzo de 726 MPa (a) y de las estriaciones de fatiga (b).....</i>	109
FiguraN° 47, <i>Microfotografía de los microhoyuelos, de la muestras sustrato recubrimiento, sometido a un esfuerzo alternante de 726 MPa.....</i>	110

INDICE DE TABLAS

Tabla N° 1,	<i>Propiedades Mecánicas de un Acero AISI 4340.....</i>	<i>4</i>
Tabla N° 2,	<i>Propiedades del Diamante.....</i>	<i>13</i>
Tabla N° 3,	<i>Tabla de resultados para dos niveles de esfuerzo.....</i>	<i>58</i>
Tabla N° 4,	<i>Parámetros de Weibull acorde con los resultados experimentales de las muestras.....</i>	<i>58</i>
Tabla N° 5,	<i>Composición química del acero AISI 4340 en % en peso.....</i>	<i>64</i>
Tabla N° 6,	<i>Propiedades del Diamante Policristalino Sintético.....</i>	<i>66</i>
Tabla N° 7,	<i>Especificación de la cantidad y tipo de probetas utilizadas con sus respectivas normas.....</i>	<i>66</i>
Tabla N° 8,	<i>Resultado de los ensayos de Calotest, para medir el espesor del recubrimiento.....</i>	<i>87</i>
Tabla N° 9,	<i>Resultado de los ensayos de dureza Vickers de sustrato AISI 4340 con y sin recubrimiento.....</i>	<i>88</i>
Tabla N°10,	<i>Resultado de los ensayos de tracción del sustrato AISI 4340 con y sin recubrimiento.....</i>	<i>90</i>
Tabla N° 11,	<i>Ensayos de fatiga al aire del Acero AISI 4340 sin recubrimiento</i>	<i>92</i>
Tabla N° 12,	<i>Ensayos de fatiga al aire del Acero AISI 4340 + recubrimiento..</i>	<i>93</i>
Tabla N° 13,	<i>Ensayos de fatiga corrosión del Acero AISI 4340 sin recubrimiento.....</i>	<i>93</i>
Tabla N° 14,	<i>Ensayos de fatiga corrosión del Acero AISI 4340 + recubrimiento.....</i>	<i>94</i>
Tabla N° 15,	<i>Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga al aire del material base.....</i>	<i>97</i>
Tabla N° 16,	<i>Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga al aire del conjunto Sustrato-Recubrimiento.....</i>	<i>98</i>
Tabla N° 17,	<i>Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga corrosión del material base.....</i>	<i>99</i>
Tabla N° 18,	<i>Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga corrosión del conjunto Sustrato-Recubrimiento.....</i>	<i>100</i>

Tabla N° 19,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga al aire del sustrato.....</i>	<i>101</i>
Tabla N° 20,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga al aire del conjunto sustrato-recubrimiento.....</i>	<i>101</i>
Tabla N° 21,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga corrosión del sustrato.....</i>	<i>102</i>
Tabla N° 22,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga corrosión del conjunto sustrato-recubrimiento.....</i>	<i>102</i>
Tabla N° 23,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga al aire de las muestras del Sustrato.....</i>	<i>105</i>
Tabla N° 24,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga al aire de las muestras del conjunto Sustrato-Recubrimiento.....</i>	<i>105</i>
Tabla N° 25,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga corrosión de las muestras del Sustrato.....</i>	<i>106</i>
Tabla N° 26,	<i>Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga corrosión de las muestras del conjunto Sustrato-Recubrimiento.....</i>	<i>106</i>

INDICE DE TABLAS

Gráfica N° 1. <i>Curva de la Carga vs. Dureza Vickers del Substrato AISI 4340 con y sin recubrimiento.....</i>	89
Gráfica N° 2. <i>Curva de Esfuerzo real vs. Deformación real del Acero AISI 4340.....</i>	91
Gráfica N° 3. <i>Curva de Esfuerzo real vs. Deformación real del Acero AISI 4340+Recubrimiento.....</i>	91
Gráfica N° 4. <i>Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga al aire del material base a los cuatro niveles de esfuerzo juntos.....</i>	97
Gráfica N° 5. <i>Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga al aire del conjunto substrato-recubrimiento a los cuatro niveles de esfuerzo juntos.....</i>	98
Gráfica N° 6. <i>Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga corrosión del material base a los cuatro niveles de esfuerzo juntos.....</i>	99
Gráfica N° 7. <i>Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga corrosión del conjunto substrato-recubrimiento a los cuatro niveles de esfuerzo juntos.....</i>	100
Gráfica N° 8. <i>Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga al aire del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Basquin.....</i>	101
Gráfica N° 9. <i>Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga corrosión del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Basquin.....</i>	102
Gráfica N° 10. <i>Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga al aire del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Weibull.....</i>	104
Gráfica N° 11. <i>Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga corrosión del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Weibull.....</i>	105

INTRODUCCIÓN:

Dentro de los múltiples campos del conocimiento que son competencia del ingeniero mecánico, se encuentra el relacionado con el Diseño, actividad, que en la actualidad, es considerada por muchos, esencialmente interdisciplinaria, esta, en su concepción mas general, abarca desde el simple planteamiento de una idea, hasta lograr materializarla, ya que las nuevas corrientes del pensamiento en ingeniería de diseño, sugieren la incorporación de etapas sucesivas interconectadas, que permiten incluso la definición desde el inicio de los métodos y modos de producción del bien. Desde luego que dentro de este complejo proceso, es fundamental el gozar de sólidas bases en el manejo, conocimiento de los sistemas materiales, esto garantizaría una selección apropiada, de acuerdo a las exigencias o solicitudes externas. Cuando hablamos de conocer los sistemas, nos referimos al manejo preciso de la información característica que lo define como sustancia, aquí se definen sus propiedades Físico-Químicas, ópticas, magnéticas y por que no hasta alcanzar propiedades relacionadas con información a escala atómica, que en gran medida nos ayuda a comprender el desempeño macro-mecánico de estos sistemas materiales, por lo que el desarrollo de estudios tendientes a predecir el comportamiento mecánico de los materiales de ingeniería bajo condiciones particulares de servicio, no puede considerarse optativo, es aquí que de acuerdo a las nuevas tendencias tecnológicas, en las cuales el objetivo primordial es conferir a substratos comunes valor agregado a través de la incorporación de tratamientos superficiales, se hace necesario desarrollar actividades de investigación tanto en el campo científico como tecnológico, que permita establecer el efecto en su conjunto que estas nuevas tecnologías aportan sobre los substratos tratados. En la mayoría de la literatura especializada, es común el observar como todos los desarrollos de nuevas técnicas de ingeniería de superficie tienen una fuerte componente en mejorar el desempeño tribológico de los conjunto substrato recubrimiento, entendiendo esto como mejoras substanciales en la resistencia a mecanismos de desgaste tales como, Erosión, Abrasión, incremento en la estabilidad química tanto a bajas como a temperaturas elevadas, mejoras en la resistencia a la corrosión, por enunciar algunas de las propiedades que dependen fundamentalmente de las características que el material expone en su superficie.

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 naturaleza cerámica obtenida por un proceso de deposición química en fase vapor asistida por plasma, tendrá al ser depositada sobre un acero de media aleación específicamente el AISI 4340 en condición de Bonificado, sobre su comportamiento a la fatiga y fatiga corrosión, utilizando para ello lo contemplado en las normas ASTM correspondiente a saber, ASTM E-606, 468, el estudio se desarrollará en términos del análisis propuesto por Weibull para tal fin.

La realización del presente estudio implica el manejo de técnicas ampliamente conocidas y estandarizadas; tal como puede evidenciarse en la revisión bibliográfica realizada, existe suficiente información, tanto local como internacional, en temas afines con el presente estudio que sustentan la viabilidad de su ejecución; claro esta su importancia radica en el hecho de aportar nuevos datos experimentales que permitan ampliar la cantidad de materiales disponibles en el mercado con aplicaciones ingenieriles, además de fomentar el desarrollo de nuevos materiales que puedan desempeñarse de forma adecuada ante las mas exigentes condiciones.

CAPITULO I

MARCO TEÓRICO

1.1. EL ACERO AISI 4340

Comúnmente se entiende por acero la aleación de hierro y carbono, donde el carbono no supera el 2% en peso de la composición de la aleación. Porcentajes mayores al 2% de carbono dan lugar a las fundiciones, aleaciones quebradizas y no forjables a diferencia de los aceros. Para mejorar las propiedades del acero se añaden elementos aleantes.

Aunque la composición química de cada fabricante de aceros es casi secreta, certificando a sus clientes solo la resistencia y dureza de los aceros que producen, sí se conocen los compuestos agregados y sus porcentajes admisibles; esto se ha tratado de normalizar según instituciones dedicadas a esto a nivel mundial. Según la American Iron and Steel Institute (AISI), la serie AISI 4XXX son aceros que están medianamente aleados, específicamente la serie AISI 43XX tiene en su constitución dentro de sus elementos aleantes el níquel, cromo y molibdeno; cada uno de estos añadidos le otorga mejoras en distintas propiedades como por ejemplo, una de las mayores ventajas que reporta el empleo del níquel, es evitar el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para producir en ellos gran tenacidad. El níquel además hace descender los puntos críticos y por ello los tratamientos pueden hacerse a temperaturas ligeramente más bajas que la que corresponde a los aceros ordinarios. Experimentalmente se observa que con los aceros aleados con níquel se obtiene para una misma dureza, un límite de elasticidad ligeramente más elevado, mayores alargamientos y resistencias que con los aceros al carbono o de baja aleación. El níquel es un elemento de aleación indiscutible para los aceros de construcción empleados en la fabricación de piezas para máquinas y motores de gran responsabilidad. En cuanto al molibdeno es un elemento habitual del acero y aumenta la profundidad de endurecimiento del mismo, así como su tenacidad; mejora notablemente la

resistencia a la tracción y la resistencia al creep de los aceros. El molibdeno se disuelve en la ferrita, pero tiene una fuerte tendencia a formar carburos. Es un potente estabilizador de los carburos complejos y tiende a retardar el ablandamiento de los aceros, durante el revenido. Por último el cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados, usándose indistintamente en los aceros de construcción, en los de herramientas, en los inoxidables y los de resistencia en caliente. Se emplea en cantidades diversas desde 0.3 % a 30%, según los casos y sirve para aumentar la dureza y la resistencia a la tracción de los aceros, impide las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste, la resistencia a la oxidación, etc. Forma carburos muy duros y aporta al acero mayor dureza, resistencia y tenacidad a cualquier temperatura. Solo o aleado con otros elementos, proporciona a los aceros características de inoxidables y refractario.

Todo esto conlleva a que específicamente el acero AISI 4340 tenga una buena resistencia a la tracción y torsión. Muy buena resistencia al desgaste, al impacto y a la fatiga. Utilizable a temperaturas hasta de 500°C sin perder su estado de bonificado. En la tabla N° 1, se muestran las propiedades mecánicas de un Acero AISI 4340 y el resumen de propiedades que se obtienen con esta aleación, en los diferentes tratamientos.

Tabla N° 1. Propiedades Mecánicas de un Acero AISI 4340

Propiedades Mecánicas						Tratamientos Térmicos		
Estado de Suministro	Resistencia A la tracción Kg/mm ²	Límite Elastico Kg/mm ²	Alargamiento %	Reducción De Area %	Dureza Brinell L	Denominación	Temperatura [°C]	Medio de Enfriamiento
Laminado	65 / 75	45	20	50	210 / 240	Forja Temple Normalizado Recocido Revenido	850 / 1100	Ceniza o Cal
Calibrado	75 / 85	65	10	30	240 / 260		820 / 860	Aceite
							850 / 870	Aire
							690 / 720	Horno
Bonificado	90 / 110	80	16	45	260 / 320		540 / 660	Aire

Como consecuencia, los tratamientos térmicos cambian la microestructura del material, con lo que las propiedades macroscópicas del acero también son alteradas.

Un acero se le denomina en estado de bonificado cuando este ha pasado por un tratamiento térmico de temple y revenido. El temple es un tratamiento térmico que se le realiza a las piezas ya conformadas por mecanizado, para aumentar su dureza, resistencia a esfuerzos y tenacidad. El proceso se lleva a cabo calentando el acero a una temperatura aproximada de 915°C en el cual la ferrita se convierte en austenita, después la masa metálica es enfriada rápidamente, sumergiéndola o rociándola en agua, en aceite o en otros fluidos o sales, obteniéndose una estructura martensítica. El temple es uno de los principales tratamientos térmicos que se realizan y lo que hace es disminuir y afinar el tamaño del grano de la alineación de acero correspondiente.

Las características generales del temple son:

- Hace al acero más duro y resistente pero más frágil
- La temperatura de calentamiento puede variar de acuerdo a las características de la pieza y resistencia que se desea obtener.
- El enfriamiento es rápido.
- Si el temple es muy brusco las piezas se pueden agrietar.

Después del temple siempre se suele hacer un revenido. En cuanto a este es un tratamiento térmico que tiene como fin reducir las tensiones internas de la pieza originadas por el temple o por deformación en frío. Mejora las características mecánicas reduciendo la fragilidad, disminuyendo ligeramente la dureza, esto se agudizará mientras más elevada sea la temperatura de revenido.

Las características generales de este tratamiento térmico son:

- Es un tratamiento que se da después del temple.
- Se da este tratamiento para ablandar el acero.
- Elimina las tensiones internas.

- La temperatura de calentamiento está entre 150 y 500 °C.
- El enfriamiento puede ser al aire o en aceite.

1.1.1. Aplicaciones del Acero

El acero en sus distintas clases está presente de forma abrumadora en nuestra vida cotidiana en forma de herramientas, utensilios, equipos mecánicos y formando parte de electrodomésticos y maquinaria en general, así como en las estructuras de las viviendas que habitamos y en la gran mayoría de los edificios modernos. Entre los campos de ingeniería, los consumidores de acero que podemos citar son: fabricantes de medios de transporte de mercancías (camiones) y maquinaria agrícola, constructoras de índole ferroviario desde la construcción de infraestructuras viarias, así como la fabricación de todo tipo de material rodante, la industria fabricante de armamento, especialmente la dedicada a construir armamento pesado, vehículos blindados y acorazados, grandes astilleros constructores de barcos especialmente petroleros, y gasistas u otros buques cisternas, entre otros. A modo de ejemplo cabe citar los siguientes componentes del automóvil que son de acero:

Son de acero forjado entre otros componentes: cigüeñal, bielas, piñones, ejes de transmisión de caja de velocidades y brazos de articulación de la dirección.

De chapa estampadas son las puertas y demás componentes de la carrocería.

De acero laminado son los perfiles que conforman el bastidor.

Son de acero todos los muelles que incorporan como por ejemplo; muelles de válvulas, de asientos, de prensa embrague, de amortiguadores, etc.

De acero de gran calidad son todos los rodamientos que montan los automóviles.

De chapa troquelada son los rines de las ruedas, excepto las de alto rendimiento que son de aleaciones de aluminio.

De acero son todos los tornillos y tuercas.

Cabe destacar que cuando el automóvil se descarta por su antigüedad y deterioro se separan todas las piezas de acero, son convertidas en chatarra y son reciclados de nuevo en acero mediante hornos eléctricos y trenes de laminación o piezas de fundición de hierro.

Entonces al encontrarnos con el caso específico de el Acero AISI 4340 nos damos cuenta que constituye un material muy importante para la ingeniería, y se utiliza para partes y en general elementos de máquina sometidos a muy altos esfuerzos dinámicos como cigüeñales, ejes de leva, árboles de transmisión, barras de torsión, ejes cardan, tuercas de alta tensión, piñones, ruedas dentadas, moldes para inyección de plásticos, etc.

Se utiliza generalmente en la fabricación de piezas que requieren una buena combinación entre dureza y tenacidad. Tales como tornillería de alta resistencia templada y revenida de gran sección, levas de mando, engranajes para máquinas, ejes para carros y camiones, discos de freno, bielas para motores. Debido a su composición química (Cr, Ni, Mo) tiene un gran rendimiento en piezas sometidas a ciclos de trabajo.

1.2. RECUBRIMIENTO

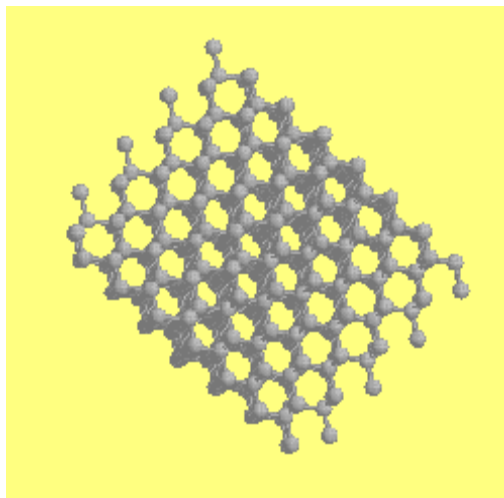
Un recubrimiento puede ser definido como "una región superficial de un material con propiedades diferentes de las del material base". Los objetivos que se pretenden obtener con el empleo de los recubrimientos son básicamente reemplazar, modificar y/o lubricar superficies. Las tres principales áreas en las que los recubrimientos han experimentado grandes avances son: el desgaste, la disminución de la fricción y las barreras térmicas. El uso del recubrimiento permite que el material base sea optimizado para objetivos tales como resistencia mecánica, ligereza, etc., mientras que la superficie es optimizada para la resistencia al desgaste, a la fricción, o como aislamiento térmico o eléctrico entre otras aplicaciones.

La necesidad de mejorar las propiedades físico-mecánicas de los materiales ha conducido al desarrollo de nuevos recubrimientos duros y superduros con durezas superiores a 40 GPa comparadas con la dureza del diamante la cual es de aproximadamente 96 GPa^[1]. Los recubrimientos duros que en su mayoría son resistentes al desgaste y a la corrosión han sido utilizados comercialmente para incrementar la vida útil de algunos elementos industriales, como por ejemplo, las herramientas de corte, piñones, rodamientos y componentes de maquinaria industrial ^[2]. Las aplicaciones incluyen recubrimientos para protección, barreras térmicas, aplicaciones ópticas, biomedicina, semiconductores, y usos decorativos. Con los recubrimientos duros es posible mejorar propiedades superficiales de los materiales o propiedades que dependen de la superficie, tales como la dureza, resistencia a la corrosión y al desgaste ^[3]. Estas propiedades junto con las propiedades eléctricas, magnéticas y ópticas no solo son de interés científico, sino también tecnológico, ya que tanto en los sistemas mecánicos como biológicos se necesita mejorar la vida útil, ahorrar energía, incrementar la eficiencia y la confiabilidad ^[4]. Los materiales metálicos específicamente los aceros que se les aplican recubrimientos duros presentan alta dureza superficial, bajo coeficiente de fricción, alta resistencia al desgaste, alta resistencia a la corrosión y estabilidad dimensional con temperaturas de trabajo menores de 500°C ^[5]. Las características anteriores dependen de varios factores, como el tipo de material a recubrir, la clase de recubrimiento, la compatibilidad y la adhesión del recubrimiento duro sobre el material a recubrir, y el proceso utilizado para la síntesis de la película.

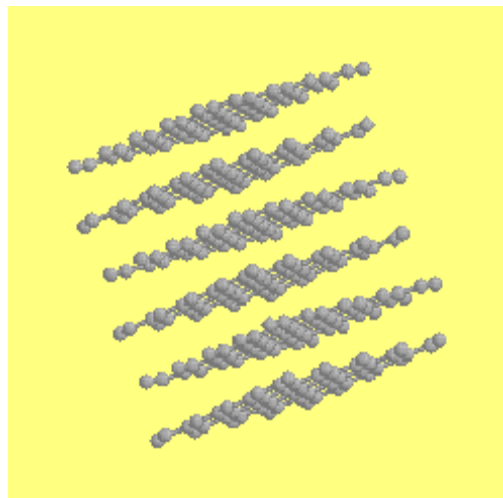
1.2.1. Diamante Policristalino Sintético

El diamante existe en la naturaleza en forma cristalina y está compuesto únicamente de átomos de carbono (C). El grafito es otro material compuesto de carbono el cual es estable a temperatura ambiente y presión atmosférica. A pesar de que el diamante y el grafito es carbono, la diferencia entre los dos materiales es el arreglo de los átomos de carbono en la red, la misma se puede observar en la

Figura N° 1. Dicho arreglo atómico es responsable por la dureza del diamante y lo blando del grafito.



Red del diamante



Red del grafito

Figura N°1, Arreglo de los átomos de carbono en diamante y grafito

El grafito y el diamante son dos formas alternativas de cristalización del carbono. Aunque las dos están presentes en la naturaleza, en realidad sólo el grafito es estable mientras que el diamante es metaestable ya que, la transformación a su forma estable, el grafito, es extremadamente lenta. Esto tiene como consecuencia que no se sintetiza espontáneamente en condiciones ordinarias. Las estructuras a las que dan lugar las diversas combinaciones de átomos de carbono pueden llegar a ser muy numerosas. En consecuencia, existen una gran variedad de materiales de carbono. Para intentar explicar las diferentes estructuras de estos conviene empezar a una escala atómica. Así, los átomos de carbono poseen una estructura electrónica $1s^2 2s^2 2p^2$, lo que permite que los orbitales atómicos de los átomos de carbono puedan presentar hibridaciones del tipo: sp , sp^2 y sp^3 .

Cuando se combinan átomos de carbono con hibridación sp dan lugar a cadenas de átomos, en las que cada átomo de carbono está unido a otro átomo de carbono por un enlace triple y a un segundo átomo de carbono por un enlace sencillo.

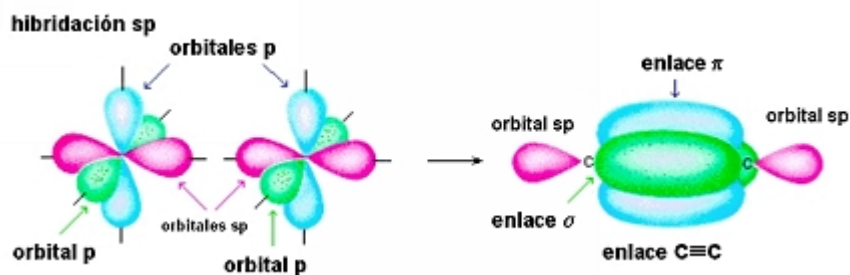
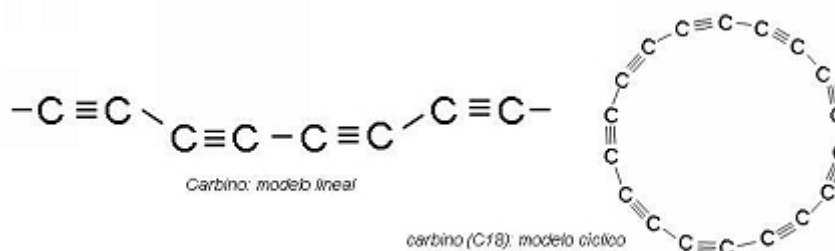


Figura N° 2, Enlaces de Hibridación sp del Carbono

Este tipo de estructuras constituyen una forma alotrópica del carbono poco común: los carbinos. Estos pueden presentar una estructura lineal o cíclica.



Dos de las estructuras propuestas para los carbonos

Figura N° 3, Estructuras de los carbinos

Cuando se combinan átomos de carbono con hibridación sp^2 , cada átomo de carbono se une a otros 3 en una estructura plana que da lugar a la forma alotrópica del grafito.

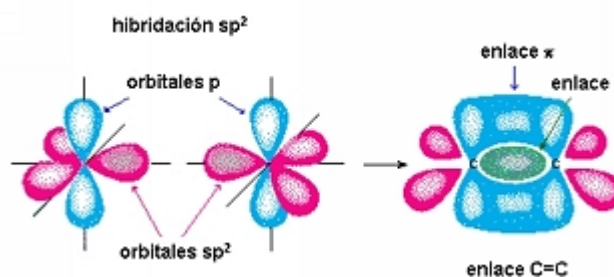


Figura N° 4, Hibridación sp^2 del Carbono para dar lugar a una forma alotrópica del grafito

Los átomos de carbono forman un sistema de anillos condensados que dan lugar a láminas paralelas entre sí. Los enlaces químicos de las láminas son

covalentes entre orbitales híbridos sp^2 , mientras que los enlaces entre las láminas son por fuerzas de van der Waals. Dependiendo del apilamiento de las láminas existen dos formas alotrópicas diferentes: el grafito hexagonal, que es la forma termodinámicamente estable en la que la secuencia de apilamiento de las láminas es ABAB; y el grafito romboédrico, que es una forma termodinámicamente inestable, y mucho menos abundante, con una secuencia de apilamiento ABCABC.

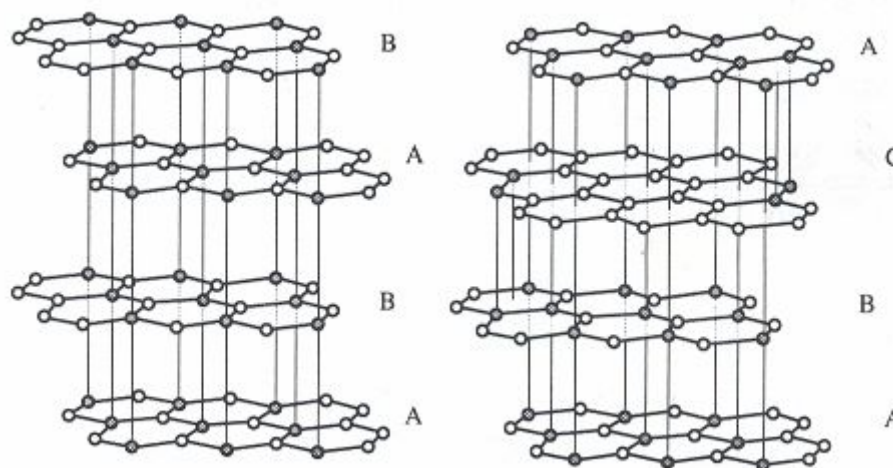


Figura N° 5, Estructuras del grafito hexagonal (ABAB) y del grafito romboédrico (ABCABC)

Cuando se combinan átomos de carbono con hibridación sp^3 cada átomo de carbono se une a otros cuatro formando una estructura tridimensional que da lugar a la forma alotrópica del diamante.

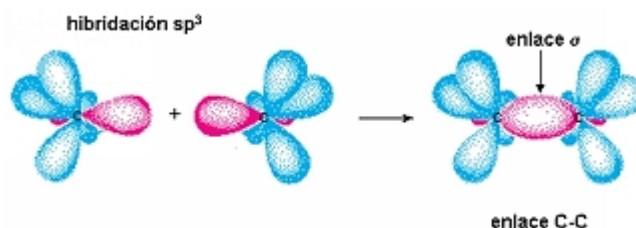
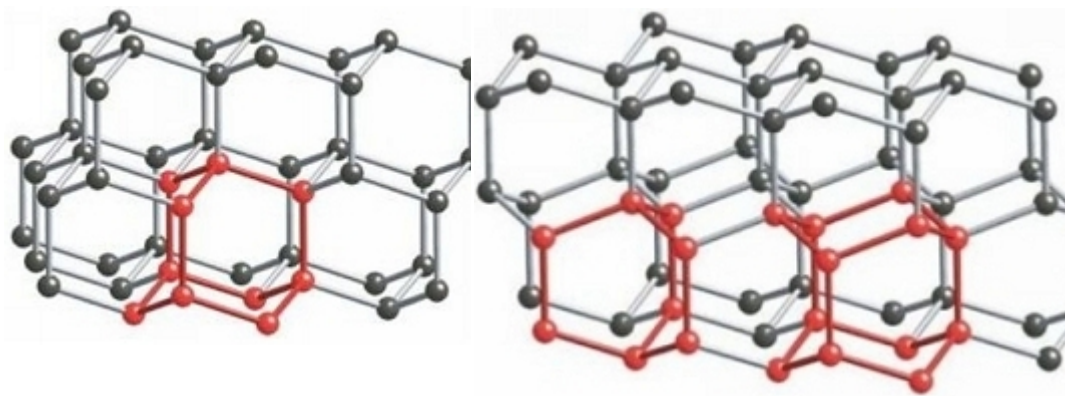


Figura N° 6, Hibridación sp^3 del Carbono para formar diamante cúbico

El diamante cúbico es la estructura más habitual de esta forma alotrópica. Sin embargo, bajo ciertas condiciones el carbono cristaliza como diamante hexagonal o lonsdaleita (llamada así en honor a Kathleen Lonsdale), una forma similar al diamante pero hexagonal. Esta forma inusual del diamante se encontró

por primera vez en 1967 en forma de cristales microscópicos, asociados al diamante, en restos del meteorito del Cañón del Diablo en Arizona. Con posterioridad también se ha identificado esta forma de diamante en otros meteoritos. Se cree que se forma cuando en el momento del impacto de meteoritos que contienen grafito contra la Tierra, de forma que el calor y energía del impacto transforman el grafito en diamante manteniendo en parte de la estructura hexagonal del grafito.



Diamante cúbico

Diamante hexagonal

Figura N° 7, Enlace del Diamante Cúbico y diamante Hexagonal

Apreciado durante siglos como piedra preciosa, el Diamante no ha dejado de asombrar a medida que se iban conociendo sus distintas propiedades. En efecto, el Diamante ostenta varios récords (dureza, módulo elástico, incompresibilidad, conductividad térmica) y obtiene excelentes puntuaciones en muchas otras propiedades (coeficiente de dilatación, fricción, transparencia desde el ultravioleta al infrarrojo, inercia química, aislante eléctrico). Algunas de estas propiedades se pueden observar en la tabla N° 2.

Tabla N° 2, Propiedades del Diamante

DIAMANTE		REFERENCIA
Propiedad	Valor	
Dureza	30-100 GPa	Carburo de Tungsteno: 18 GPa
Módulo de Young	1180 GPa	Carburo de Tungsteno: 600 GPa
Coef. de Fricción	0,05-0,15	Teflon: 0,05-0,1
Desgaste (relativo)	1	Carburo de Tungsteno: 120
Conductividad Térmica	1000-2000 W/m K	Plata: 429 W/m K
Dilatación	0,8x106 K	Invar: 0,8x106 K
Resistividad	1012 Omh-cm	Silicio: 2,3 105 Omh-cm

No es de extrañar que sus aplicaciones industriales potenciales sean amplísimas, tanto en industria mecánica como química, óptica o electrónica. Las aplicaciones industriales de este material experimentaron un decisivo impulso cuando, a mediados de los años 50, se desarrollaron técnicas para sintetizarlo artificialmente. Estos diamantes artificiales se fabrican sometiendo el grafito a altas temperaturas ($>1600^{\circ}\text{C}$) y altísimas presiones ($>50.000\text{ atm}$) en el seno de un metal fundido que actúa de catalizador. La producción mundial supone decenas de toneladas por año y un mercado de cientos de millones de dólares.

Sin embargo, las técnicas de alta presión tienen grandes limitaciones lo que hace comprensible el entusiasmo despertado por el desarrollo, en los años 80, de técnicas de baja presión, precisamente mediante Plasma-CVD.

Los trabajos de Eversole ^[6] en la década de 1950 y las principales contribuciones de Angus, Dejarquin, Fedoseev y Matsumoto han orientado el camino para producir películas de diamante por CVD. El bajo costo de capital, la variedad y versatilidad del proceso de CVD para la producción de diamante han iniciado una esperanza renovada para la variedad del uso del diamante por la industria. Como ya se ha mencionado el carbono se puede presentar en dos formas, en diamante y en grafito, el diamante está compuesto por átomos de carbono en forma de tetraedro (sp^3) mientras que el grafito, los átomos de carbono se encuentran en un plano de forma triangular (sp^2). En estas técnicas, se introduce en el reactor una mezcla de Hidrógeno (H_2) y algún compuesto gaseoso

de carbono (típicamente metano, CH₄). La proporción habitual es Hidrógeno 99: Metano 1. En condiciones de baja presión alrededor de 1 mbar y temperatura en el orden de 700°C-900°C, se establece una cadena de reacciones complejas que tienen como resultado la formación sobre la superficie, de pequeños núcleos cristalinos de diamante. El papel del hidrógeno es clave tanto para deshidrogenar el metano ($\text{CH}_4 + 2\text{H}_2 \rightarrow \text{C} + 4\text{H}_2$) como para mantener la hibridación sp³ del carbono, de manera que cristalice como diamante en lugar de como grafito. Pequeñas proporciones de otros gases (O₂, CF₄, etc.) y el ajuste fino de los parámetros del proceso permiten obtener velocidades de deposición más altas e incluso bajar la temperatura del proceso. Inicialmente se creía que era necesaria una temperatura en el substrato por encima de los 1000 K, pero en una etapa posterior se encontró que esta deposición podía ocurrir a 700 K o menos. Sin embargo dependiendo de la temperatura del substrato y la cantidad relativa de hidrocarburos e hidrógeno en el reactor de plasma, la morfología de la película, especialmente el contenido de carbono en forma de grafito (sp²) puede variar sustancialmente. Por lo tanto, las propiedades físicas de la película son muy sensibles al contenido de grafito en relación al contenido de carbono tetraédrico (sp³) en la película. Suele ser difícil determinar si un recubrimiento de carbono obtenido por CVD o PACVD es de diamante, de esta manera otro material metaestable con contenido de carbono amorfo, con alta hibridación sp³ empezó a ser un valioso subproducto en la síntesis de diamante, las propiedades de estas películas son semejantes y a veces ventajosas con respecto a las de diamante, estas se denominan Películas Diamante Tipo Carbono (DLC) las cuales son amorfas y no muestran cristales en la microscopia electrónica de barrido (SEM), el contenido de hidrógeno en estas películas producen un profundo efecto en las propiedades mecánicas. Dependiendo de la cantidad relativa de carbono en hibridaciones sp² y sp³ se define un término llamado $R = \text{sp}^2 / (\text{sp}^2 + \text{sp}^3)$ y de esta manera es posible tener una aproximación de valores de R si la película es DLC Diamante o Grafito.

No es posible pasar por alto, la pontenciabilidad de las películas de DLC, la temperatura de deposición de estas es mucho mas baja que en las películas de

diamante lo que las hace aptas para la deposición incluso sobre materiales como el plástico. Este material destaca por exhibir una alta dureza, baja fricción y buena resistencia al desgaste. Gracias a sus excelentes propiedades mecánicas y tribológicas, el DLC presenta numerosas aplicaciones como recubrimiento protector y lubricante sólido. Como ejemplos, podemos citar el recubrimiento de herramientas de corte, discos duros de computadoras y prótesis ortopédicas. Las técnicas más frecuentes para el depósito de DLC son el depósito químico en fase vapor activado por plasma (PECVD), el arco catódico, y la pulverización catódica con magnetrón ^[7]. Una desventaja importante presentada por las capas de DLC es su elevado esfuerzo compresivo residual, limita el grosor de las capas a unas pocas decenas de nanómetros. La superación de este grosor provoca inestabilidades en el material que conducen a problemas de adhesión e incluso a la delaminación de la capa.

En 1971 A. Aisenberg y Chabot ^[6] demostraron que películas de carbono con propiedades similares al DLC pueden ser preparadas usando iones de carbono de baja energía. El más importante trabajo tecnológico en esta área fue desarrollada por Holland y Ojha en 1976 con la técnica de radio frecuencia para la producción de plasmas. Distintas técnicas han sido desarrolladas para la deposición de películas de diamante y DLC, entre las cuales están sputtering, DC, RF o microondas plasma CVD. Vale la pena mencionar la excelente labor llevada a cabo por Jubber y Jhon sobre la deposición de películas de diamante MWPCVD (Microwave Plasma CVD) para aplicaciones industriales.

El uso del diamante, el cual es generalmente de naturaleza policristalina esta restringido debido a el efecto de los limites de grano, tamaños de grano grandes producen una superficie muy áspera que a menudo se convierten en un factor limitante en el uso de películas de diamante como recubrimiento de aplicaciones ópticas y capas de baja fricción. Las películas nanocristalinas de diamante son básicamente policristalinas en la naturaleza con tamaños de grano a escala nanométrica. Partículas uniformes de diamante nanocristalino fueron depositados por Gruen y K. Zhou ^[6], con MWCVD en un ambiente de argon y

metano, ellos han observado que a mayor presión del gas reactante la concentración de carbono aumenta y esta concentración de carbono parecía ser el parámetro clave para la deposición de películas de diamante nanocristalino, por otra parte Chakrabarti depositó diamante nanocristalino en un sustrato de sílice fundido y silicón por CVD en una mezcla de alcanfor ($C_{10}H_{16}O$) e hidrógeno aproximadamente de 75%, ellos también estudiaron las propiedades ópticas de diamante sintetizado por CVD con una mezcla de gas precursor de metano e hidrógeno. La textura de este diamante con alcanfor y la de una película de diamante por RF + DC Plasma CVD de una mezcla de metano mas hidrógeno se muestran en la Figura N° 8 y Figura N° 9 respectivamente. Policristales largos de diamante (con un tamaño aproximado de grano de $3,2\ \mu m$) son visibles en la figura N° 9. En películas depositadas a 1150 K, granos de mucho menor tamaño ($0,13\ \mu m$) se encuentran en la película depositada a 573 K por CVD. La superficie de esta película es bastante suave, en los espectros de FTIR no había un destacado pico de absorción de carbono e hidrógeno alrededor de $2900\ cm^{-1}$, además la presencia de la variación de carbono sp^3 de $1337\ cm^{-1}$ fue indicada por el espectro de Raman. El cambio positivo del pico de Raman de los granos puede ser atribuido a los esfuerzos compresivos desarrollados en la película.

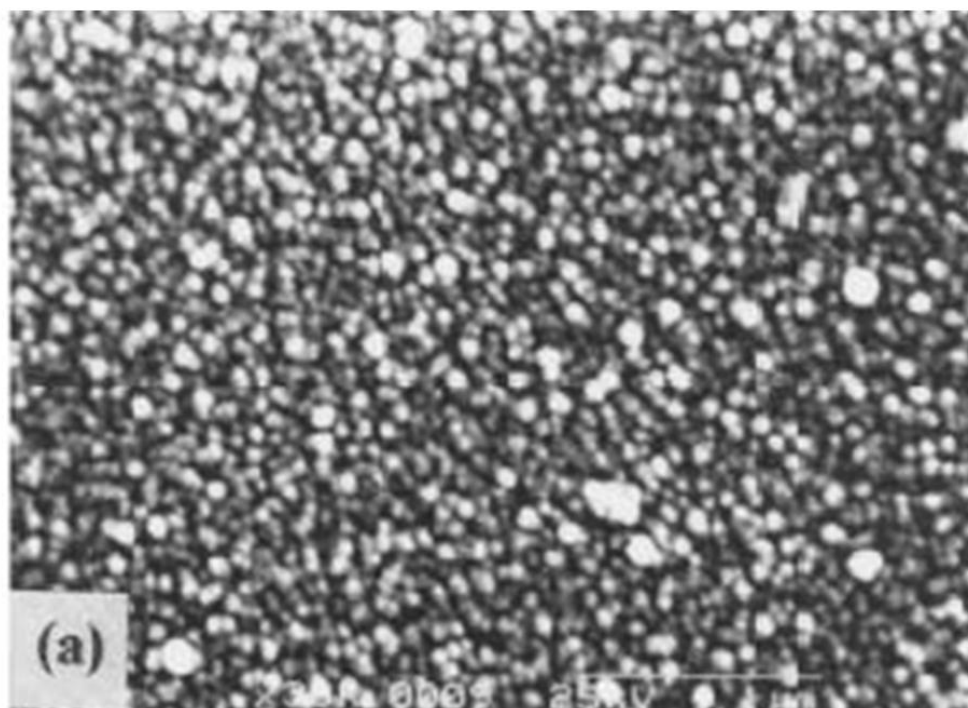


Figura N° 8, Textura de un diamante obtenido con alcanfor

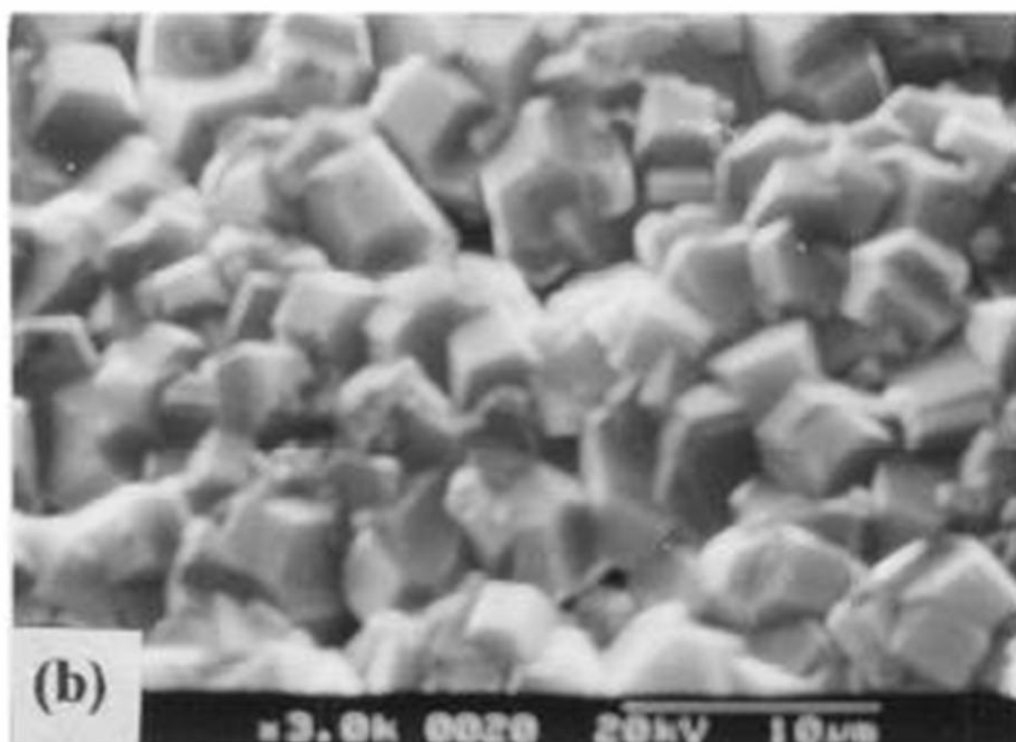


Figura N° 9, Textura de una película de diamante por RF + DC Plasma CVD de una mezcla de metano más hidrogeno

Novikov y Dub ^[6] usando el método de indentación de Vickers midieron la dureza y resistencia a la fractura de películas de diamante CVD, compararon esta dureza y resistencia a la fractura con la de los diamantes naturales. La dureza del diamante natural vario entre 64 y 67 GPa con largas grietas radiales emitidas desde las esquinas de la marca dejada por el indentador. Hubo la evidencia de grietas por corrosión debido a los altos esfuerzos residuales en las esquinas. Un valor de dureza de 75 GPa fue obtenido de una película de 90 μm . Por otra parte Miyoshi estudio la fricción y el desgaste de películas de diamante depositada por Plasma CVD, este usó un sistema de deposición de una fuente de Microondas de alta presión para depositar diamante sobre superficies de silicio, carburo policristalino de silicio y nitruro policristalino de silicón. Estos hicieron experimentos para determinar el coeficiente de fricción con aire húmedo y nitrógeno seco en alto vacío, la característica tribológica de las películas de diamante vario con el ambiente, los coeficiente de fricción para las películas de diamante esta entre 0,02 – 0,04 en aire húmedo y nitrógeno seco. En vacío el valor aumento en 1,5 – 1,8. Lo que muestra que el coeficiente es mucho mayor en vacío que en ambiente húmedo y nitrógeno seco.

1.2.2. Procesamiento de materiales por plasma

El procesamiento por plasma se refiere, en su contexto más amplio, a un número de técnicas que utilizan plasmas, para modificación superficial o volumétrica de materiales. En el caso de procesos superficiales, los mismos incluyen tanto la deposición de un recubrimiento delgado sobre un sustrato de un material diferente, como la modificación de las capas superficiales de un material, alterando su morfología, limpieza o composición química. En ambos casos, el objetivo de la modificación es adaptar de la manera más efectiva posible las propiedades superficiales del material tratado, a sus requerimientos de comportamiento funcional. Así, por ejemplo, puede mejorarse la resistencia al desgaste o a la corrosión de un material dado, su compatibilidad fisicoquímica con determinados medios, su apariencia estética, etc. En el caso de modificación volumétrica, el cambio puede abarcar tanto su

composición química como su geometría. Ejemplos de estas aplicaciones son el uso de plasmas para descontaminación de afluentes gaseosos, en el primer caso, y el uso de antorchas de plasma para corte y soldadura de metales, en el segundo caso.

La utilización de recubrimientos por el hombre es tan antigua como la civilización misma, considerando la existencia de pinturas rupestres que datan de 30.000 a 10.000 años atrás. Más allá de los progresos limitados que se registraron en la antigüedad, basados en enchapados, baños en metales líquidos y barnices, recién a partir de la revolución industrial comenzó un desarrollo consistente del tema, que marcó un hito importante con el uso de la técnica de electrodeposición a partir de 1840. El método se desarrolló inicialmente para plata, oro y zinc y se extendió después a platino, cobre, níquel, estaño y plomo. Otro hito importante establecido durante el siglo XIX fue la producción de las primera películas delgadas metálicas por evaporación en vacío, hecho atribuido a Nahrwold en 1.887 y que constituye la base de las técnicas denominadas PVD (Physical Vapor Deposition) de deposición en fase vapor. En este proceso, material contenido en un crisol se evapora por aporte de calor dentro de una cámara en condiciones de alto vacío; parte de las especies evaporadas se depositan y condensan sobre la pieza de interés, formando un recubrimiento. La técnica de evaporación en vacío tuvo inicialmente una amplia aplicación en óptica y uno de sus resultados más notables fue el recubrimiento en 1935 del espejo del telescopio del observatorio de Mount Wilson, de 2.5 m de diámetro. A fines del siglo XIX (1880) también se gestaron las ideas básicas y se produjeron las primeras aplicaciones de la técnica de deposición química en fase vapor, denominada CVD (Chemical Vapor Deposition). En este caso, el recubrimiento se forma como resultado de reacciones químicas sobre la superficie de un sustrato caliente inmerso en una mezcla gaseosa, cuyas especies pueden reaccionar químicamente entre sí para formar el compuesto del recubrimiento en base a la energía de activación aportada por el sustrato caliente. Por este hecho, el proceso se denomina usualmente CVD térmico. La temperatura del sustrato es típicamente del orden o superior a los 1000°C, lo que limita severamente los materiales que pueden ser recubiertos por este método. Finalmente, también a fines del siglo XIX se concibieron las ideas básicas para la producción de recubrimientos metálicos por proyección, utilizando una llama

convencional. Este método se basa en aportar el material a depositar bajo la forma de un polvo metálico a la vena fluida de los gases que producen la llama. El polvo metálico caliente y en estado pastoso es proyectado contra la superficie a ser recubierta, donde se adhiere y enfría formando un recubrimiento.

A partir de comienzos del siglo XX se registraron avances en varios frentes. En 1925 se desarrolló la electrodeposición de níquel-cromo, con lo que tomó gran auge la producción industrial de recubrimientos decorativos y protectores, que sigue vigente a la fecha. A partir de 1910 se estableció comercialmente el método de recubrimiento con metales por proyección, utilizando una llama de oxiacetileno, la que daría lugar a mediados de la década de 1950 a la técnica de proyección por plasma. Otra técnica desarrollada en las primeras décadas del siglo fue la de nitruración gaseosa, para endurecimiento de aleaciones ferrosas. No obstante estos desarrollos, relativamente aislados, fue recién después de la Segunda Guerra Mundial (1945) cuando comenzó el uso de recubrimientos en escala industrial, utilizando principalmente el método de evaporación en vacío (PVD) que permitía producir recubrimientos de distinto tipo con propiedades bien definidas.

En forma independiente, a partir de mediados del siglo XX comenzaron las investigaciones tendientes al desarrollo de reactores de fusión nuclear, basadas en el confinamiento magnético de plasmas de alta temperatura. Estas actividades dieron como resultado un gran avance en el conocimiento de la física de plasmas y, como subproducto, de sus aplicaciones tecnológicas. Así es como a partir de la década de 1960 comenzó la utilización industrial de plasmas en procesos de modificación superficial. El principal motor de estas aplicaciones fue inicialmente la producción de circuitos integrados y de diversos elementos de uso en microelectrónica; fue precisamente la utilización de plasmas en los procesos de fabricación a partir de 1963 la que permitió el rápido crecimiento de la industria electrónica en las últimas décadas. En 1966, Mattox introdujo el proceso de "ion plaiting", basado en el uso de un plasma en un método clásico de evaporación, lo que dio lugar a una rápida incorporación de plasmas a las técnicas PVD, y a las de CVD térmico a partir de 1974, con resultados altamente positivos en lo que respecta a la calidad y variedad de los

recubrimientos producidos. Las nuevas técnicas pasaron a denominarse procesos PVD y CVD "asistidos por plasma" y, en forma breve, PAPVD y PACVD (Plasma Assisted Physical Vapor Deposition y Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition), respectivamente. También a partir de la década de 1970 se aplicaron plasmas a procesos modificación superficial por nitruración, bajo el nombre de nitruración iónica o nitruración asistida por plasma, otro tanto puede decirse para el proceso de carburización. Al momento, las técnicas de plasma han suplantado en gran parte a las técnicas convencionales de recubrimiento y modificación superficial y se prevé que su campo de aplicación industrial crecerá y se diversificará significativamente en el futuro, complementándose también con otras técnicas de modificación superficial basadas en láseres, haces iónicos y electrónicos

1.2.3. Efectos del plasma en procesos de deposición PVD y CVD

La técnica clásica de deposición por evaporación en vacío, PVD, tiene lugar en un alto vacío ($\sim 10^{-5}$ Torr). Los átomos del material evaporado tienen una longitud de recorrido libre que excede la distancia evaporador-substrato, esto se denomina "camino libre medio", por tanto, se propagan en trayectorias rectilíneas del evaporador hacia la pieza a recubrir. En estas condiciones, el método se adapta idealmente al recubrimiento de sustratos planos pero tiene serias limitaciones para el recubrimiento de piezas de geometría compleja. En adición, el control de la estructura del recubrimiento, que determina sus propiedades y comportamiento en servicio, es también muy ilimitado.

Por su parte, la técnica de CVD térmico opera en un intervalo de presiones considerablemente mayores, para el cual la longitud de recorrido libre de las especies gaseosas que darán lugar a la formación del recubrimiento es muy inferior a la longitud característica del sustrato. En estas condiciones, el método tiene una alta capacidad de cobertura, "throwing power" en la literatura inglesa, de sustratos de geometría compleja. Si bien esta es una ventaja considerable frente al método PVD, la alta temperatura del sustrato requerida para activación de las reacciones

químicas limita seriamente los materiales que pueden ser recubiertos. En adición, el método tampoco permite tener un control importante de la estructura del recubrimiento durante la deposición..

A fin de comprender las ventajas resultantes de incorporar un plasma a las técnicas indicadas, es necesario definir qué es un plasma y cuales son sus principales características. Un plasma es una clase particular de gas ionizado. El requisito para que el gas pueda definirse como un "plasma" es que sus especies con carga eléctrica tengan un "comportamiento colectivo", en cuyo caso la concentración de cargas positivas es prácticamente igual a la de cargas negativas y el gas es, por tanto, eléctricamente neutro. Se entiende por comportamiento colectivo a la capacidad de las cargas libres de distribuirse espacialmente en caso de producirse una perturbación electrostática en el gas, de modo de aislar al plasma de dicha perturbación y preservar su condición de gas neutro. Así, por ejemplo, si se introduce un cuerpo cargado negativamente, se produce un flujo de iones positivos hacia el cuerpo y un flujo de electrones en dirección opuesta. Como resultado, se genera una delgada lámina alrededor del mismo con carga espacial positiva, la que cancela la perturbación y mantiene la neutralidad eléctrica del plasma. La región de carga espacial se denomina "lámina de plasma", debe tenerse presente que por el hecho de tener una carga neta positiva, el gas ionizado de la lámina no satisface la definición de "plasma". Este efecto permite generar un bombardeo de iones positivos sobre un sustrato cuando se asigna al mismo un potencial negativo con respecto al plasma. La Figura N° 10 ilustra esquemáticamente el concepto de una lámina de plasma con carga espacial frente a un electrodo cargado negativamente respecto al plasma.

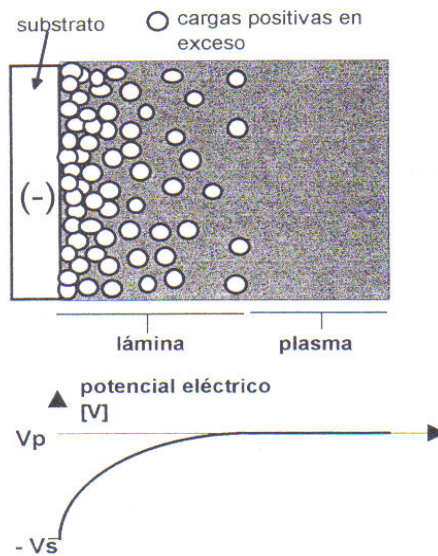


Figura N° 10, Ilustración conceptual de una lámina de plasma con carga espacial positiva frente a un electrodo con potencial negativo (V_s) con respecto al potencial del plasma (V_p)

1.2.4. Ventajas y aplicaciones del procesamiento por plasma

Las principales ventajas de las técnicas de procesamiento de materiales por plasma son:

- Posibilidad de obtener recubrimientos con composición química y estructura controlada (morfología, estequiometría, tensiones residuales, dureza, etc.) como resultado del control de las condiciones de deposición durante el proceso.
- Posibilidad de obtener recubrimientos de adherencia superior, como resultado de procesos de limpieza por bombardeo iónico antes y durante la deposición; alto grado de reproducibilidad y controlabilidad de los parámetros del proceso y de las propiedades del recubrimiento.
- Posibilidad de utilizar temperaturas de deposición más bajas que en los métodos convencionales y, en particular, en relación con CVD térmico, tiempos de proceso significativamente menores en el caso de endurecimiento superficial asistido por plasma.
- Posibilidad de depositar una amplia variedad de materiales inorgánicos tales como metales, aleaciones y compuestos, así como materiales orgánicos.

1.2.5. El proceso de Deposición Química en Fase Vapor Asistida por Plasma (PACVD)

La clasificación de las técnicas de procesamiento por plasma no es trivial y existen distintos criterios a tal efecto, lo que puede crear cierto grado de confusión a quien trata de distinguir las diferencias entre los distintos procesos en uso. Una primera gran división puede establecerse en base al tipo de plasma utilizado, según se trate de un plasma a una presión relativamente alta, en el que todas sus especies (electrones libres, iones positivos, átomos y moléculas neutras) tienen la misma temperatura, o bien un plasma a baja presión en el que los electrones libres no están en equilibrio térmico con las especies pesadas. En el primer caso, el plasma se denomina “térmico” y es característico de los procesos de deposición por proyección de material, o de corte y soldadura utilizando una antorcha de plasma. En el segundo caso, se habla de un plasma “fuera de equilibrio” o de “baja densidad”. Todos los procesos de deposición en vacío utilizan este último tipo de plasma. ^[8]

Considerando específicamente los plasmas de baja densidad, puede establecerse una nueva división, según se trate de técnicas de deposición tipo PVD (Physical Vapor Deposition) o de tipo CVD (Chemical Vapor Deposition).

Puede establecerse una neta distinción entre estas técnicas considerando la forma de introducción de las distintas especies de la mezcla gaseosa en el reactor de plasma. Si alguna de estas especies se produce por evaporación a partir de un material sólido ubicado dentro del reactor, o bien como resultado del bombardeo del mismo con iones positivos (sputtering), se habla de técnicas PAPVD. Por el contrario, si todas las especies se introducen como gases puros o como vapores de compuestos moleculares que contienen especies propias del recubrimiento a ser producido, entonces se habla de técnicas PACVD. Ahora bien, existen subdivisiones dentro de las técnicas PACVD. Pueden distinguirse, por ejemplo, las subclasificaciones de PACVD directo o remoto, según que todos los constituyentes de la mezcla gaseosa estén simultáneamente excitados por el plasma o no, respectivamente. En el PACVD remoto se reduce el calentamiento

del sustrato y es posible un mejor control de la estequiometría del recubrimiento. Otros criterios para la subclasificaciones se basan en considerar si el proceso se realiza con o sin bombardeo iónico, o en las diferentes fuentes de generación del plasma, o bien en el tipo de compuesto utilizados. Por definición todos los procesos PACVD son reactivos. La figura N° 11 ilustra esquemáticamente los principios operativos de un proceso PACVD directo. ^[8]

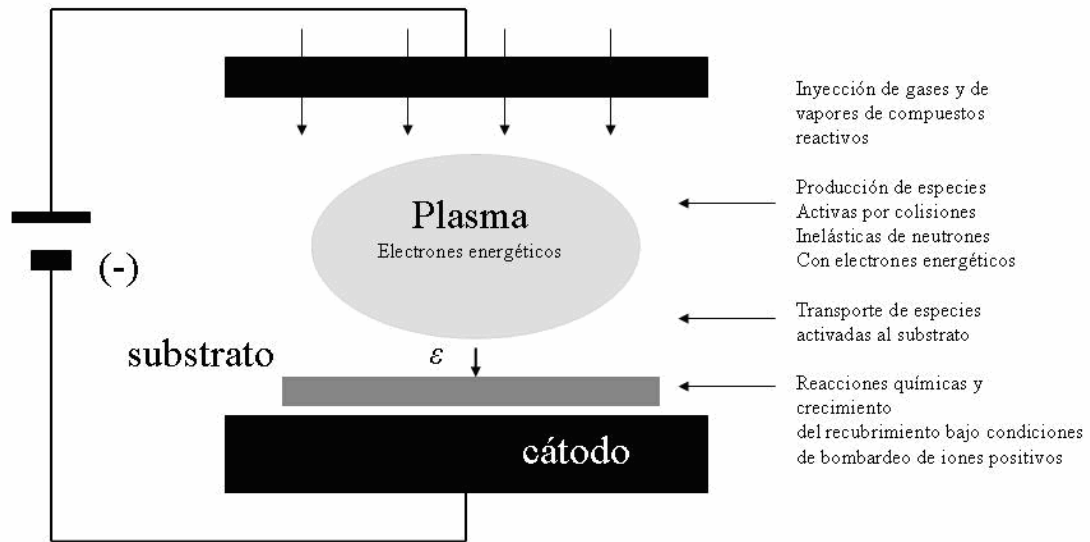


Figura N° 11, Principio operativo del proceso PACVD directo

La deposición química en fase vapor (CVD, Chemical Vapor Deposition) consiste en la formación de una película sólida sobre alguna superficie a partir de la reacción de especies (moléculas, átomos, iones, moléculas y átomos excitados, radicales libres, etc.) en la fase gaseosa. Esta técnica se ha extendido rápidamente a muchas aplicaciones debido a las facilidades que ofrece con respecto a:

- La síntesis y deposición de materiales con un amplio intervalo de condiciones estequiométricas que pueden ser ajustadas de un modo preciso.
- La versatilidad para depositar una enorme cantidad de elementos y compuestos.
- Las bajas temperaturas involucradas, en comparación con aquellas de otros procesos de deposición.
- La posibilidad de lograr estructuras multicapa y gradientes de concentración de difícil implementación mediante otras técnicas.

Habitualmente la temperatura necesaria para la síntesis y deposición del material es proporcionada mediante calentamiento resistivo. Esta ha sido y continúa siendo la principal característica de los procesos CVD originalmente utilizados y de amplio uso hasta el día de hoy.

Para una buena parte de los materiales depositados por CVD, las reacciones en la fase gaseosa y la deposición de la película ocurren a temperaturas lo suficientemente elevadas como para afectar las propiedades del sustrato (disolución sólida en el sustrato de algún elemento del compuesto depositado, cambios de fase del sustrato, punto de fusión del sustrato demasiado bajo, descomposición del sustrato, etc.). Las dificultades en el diseño específico de reactores CVD que permitan la operación manteniendo la superficie a recubrir a bajas temperaturas llevan a la búsqueda de otros medios de proveer energía a la reacción.

La adición o bien la sustitución de energía eléctrica por energía térmica al medio de CVD lleva a la disminución de la temperatura necesaria para depositar un gran número de materiales de importancia económica. De hecho, las técnicas de plasma CVD (PECVD, Plasma Enhanced CVD, o Plasma Assisted CVD) se encuentran actualmente entre las técnicas comerciales de mayor aplicación en la deposición de materiales. Materiales como el nitrato de titanio (TiN), utilizado como recubrimiento tanto para disminuir el desgaste y aumentar la vida útil de herramientas de corte, matricería, etc., como contra la corrosión en medios salinos, cuya temperatura de deposición en CVD térmico está en el intervalo de 900 a 1100°C, se depositan habitualmente por PECVD a una temperatura de 500°C.

En resumen las técnicas de tipo PACVD se basan en la técnica clásica de CVD térmico, en donde la activación resulta de la alta temperatura del sustrato y de los gases de trabajo, en el caso de PACVD son los electrones libres y energéticos del plasma los que proveen la energía necesaria de activación, en tanto que sus especies pesadas permanecen a una temperatura relativamente baja, e inclusive a temperatura ambiente en ciertos casos.

Las aplicaciones más comunes de esta técnica en la industria se pueden mencionar a continuación

- Producción de recubrimientos protectores (desgaste, corrosión, erosión, etc.)
- Producción de recubrimientos de bajo coeficiente de fricción.
- Producción de recubrimientos decorativos (grifería, herrajes, relojería).
- Recubrimientos ópticos (fotocromáticos, conductores eléctricos, filtros ópticos).
- Recubrimientos de uso en medicina (biocompatibles, para insertos quirúrgicos).
- Usos varios en microelectrónica (memorias magnéticas, circuitos integrados).
- Tratamiento de textiles (antimanchas, antiarrugas, efectos decorativos).
- Procesos de endurecimiento superficial (nitruración, carbonitruración).

Entre los materiales que es posible depositar utilizando el proceso de PACVD, están las películas de diamante. La alta conductividad térmica, transparencia, resistencia química, dureza y resistencia al desgaste y abrasión, así como la baja fricción hacen del diamante un material atractivo para muchas aplicaciones. Sus aplicaciones en la producción actual se destinan a maquinarias textiles, instrumentos de medición, superficies de rodamientos, herramientas de precisión, superficies autolubricadas, etc. La resistencia a la fluencia obtenida en estos depósitos suele oscilar entre 3000 y 5000 Kg/mm².

La deposición de películas de diamante por CVD como recubrimientos duros sobre herramientas ha sido un aspecto importante de estudio en la última década. Los recubrimientos de diamante pueden proveer mejor desempeño al momento de su aplicación. Los materiales más comunes para herramientas son los aceros rápidos. Recientemente se ha reportado la posibilidad de recubrir directamente películas de diamante sobre sustratos de acero; es bien sabido que la adherencia de películas de diamante por CVD en sustratos de acero es muy difícil, esta deposición se ve obstaculizada tanto por el efecto catalizador del

hierro en la formación de grafito como la gran solubilidad del carbono del sustrato. El hierro cataliza el crecimiento de las fases de grafito en la interfase comprometiendo la adhesión del sustrato y la película, además, el carbono se difunde en el sustrato a medida que aumenta la temperatura del mismo cambiando las propiedades mecánicas del sustrato. La diferencia del coeficiente de expansión térmico entre el diamante y el acero produce altos esfuerzos residuales en la interfaz. Con el fin de solventar los problemas de adherencia debe añadirse una delgada capa sobre la película de diamante, las funciones de esta intercapa son: proveer una barrera para la difusión del carbono en el sustrato y viceversa, conferir adherencia entre el sustrato y la película de diamante, disminuir los esfuerzos térmicos inducidos por deformación plástica y ofrecer una alta densidad de nucleación. Entre los materiales que se han usado están el silicio, nitruro de titanio, tungsteno, molibdeno y titanio. Incluso con una muy delgada capa de carburos de elementos como silicio, cromo y titanio se puede evitar la difusión del carbono en el sustrato^[9].

Sin embargo, la preparación de las capas intermedias implica complejos, costosos y múltiples procedimientos, además que la adhesión interfacial del sustrato/intercapa e intercapa/película de diamante tiene que estar garantizada. Previos estudios sobre la nucleación, el crecimiento y la adherencia de películas de diamante depositados en varios sustratos, particularmente metales de transición, revelan que el comportamiento de la deposición es afectado no solo por la composición química del gas precursor y parámetros de deposición, sino también por la composición química del sustrato. Por ejemplo elementos como el Al y Si se han mostrado beneficiosos para reducir el efecto catalizador de hierro para formar grafito.^[10]

Y.S. Li y A. Hirose^[10] reportaron la deposición de una película de diamante sobre aleaciones de hierro por MWPACVD, los resultados demostraron que películas de diamante pueden ser depositadas directamente sobre estas aleaciones, expandiendo esto las aplicaciones prácticas de aleaciones de aceros con recubrimientos de diamante.

1.3. FATIGA EN EL ACERO

La fractura de materiales de ingeniería es casi siempre un hecho indeseable por varias razones, las que incluyen, la seguridad de vidas humanas, pérdidas económicas, y la interferencia con la disponibilidad de productos y servicios.

Aún cuando las causas de la fractura y el comportamiento de materiales pueden ser conocidas, la prevención de fracturas puede ser difícil de garantizar.

Las causas usuales de ello son la selección de materiales, procesado y diseño inadecuados de los componentes o su mal manejo. Es responsabilidad del ingeniero anticipar y planificar las posibles fracturas y, en el caso de que ocurran, determinar sus causas y tomar medidas preventivas apropiadas para futuros incidentes.

Las típicas clases de fracturas son: Fractura dúctil, fractura frágil, fractura por fatiga, fractura por creep y fractura debido al fenómeno de corrosión-tensión.

Una fractura es la separación de un cuerpo en dos o más trozos como respuesta a una tensión que puede ser estática (constante o variando lentamente con el tiempo) y a temperaturas que son bajas en relación a la temperatura de fusión del material. Las tensiones aplicadas pueden ser de tracción, compresión, de corte o torsionales.

Los tipos de fractura típicos son dúctiles y frágiles. Esta clasificación está basada en la capacidad del material a experimentar deformación plástica, con alta absorción de energía antes de la fractura. Por otro lado, hay una pequeña deformación plástica y una baja absorción de energía en la fractura frágil. La ductilidad puede ser cuantificada en términos de elongación porcentual y reducción de área porcentual, y es función de la temperatura del material, la velocidad de aplicación de la carga y estado de tensiones. Cualquier proceso de fractura involucra dos etapas, iniciación de la fisura y su propagación como respuesta a las tensiones impuestas. El tipo de fractura es altamente dependiente

de los mecanismos de propagación de la fisura. La fractura dúctil esta caracterizada por una gran deformación plástica en la vecindad de la punta de fisura. Además, el proceso se lleva a cabo relativamente lento a medida que la fisura se extiende. Así se dice que la fisura es estable. Esto significa que se resiste a cualquier propagación a menos que haya un incremento en las tensiones aplicadas. Además generalmente se apreciará un incremento muy notable en la deformación de sus superficies de fractura.

Por otro lado para la fractura frágil, la fisura se puede propagar extremadamente rápido (300 a 2000 m/s) con muy poca deformación plástica. Tales fisuras se llaman inestables y su propagación, una vez comenzada, continuará espontáneamente sin un incremento en las tensiones aplicadas. Se aclara que también pueden existir inestabilidades dúctiles. La fractura dúctil es casi preferible por dos razones. Primero, la fractura frágil ocurre repentina y catastróficamente sin ninguna advertencia, consecuencia de la espontánea y rápida propagación de la fisura. Por otro lado, en la fractura dúctil la presencia de deformación plástica da aviso de la fractura será inminente, permitiendo que se tomen medidas preventivas. La segunda, es que se requiere mayor energía para inducir la fractura dúctil por lo que los materiales dúctiles son generalmente más tenaces. Bajo la acción de una tensión de tracción, la mayoría de los metales son dúctiles, mientras que los cerámicos son notablemente frágiles.

En cuanto a la fatiga, es una forma de fractura que se produce en estructuras sujetas a tensiones dinámicas y fluctuantes (ej. Puentes, aviones y componentes de máquinas). Bajo estas circunstancias es posible que la fractura se produzca a niveles de tensiones considerablemente bajas. El término fatiga es usado debido a que este tipo de fractura normalmente se produce después de un período de tensiones repetitivas o cíclicas. Se estima que la fatiga comprende aproximadamente un 90 % de todas las fracturas metálicas, siendo de tipo catastrófica y ocurriendo rápidamente sin aviso. La fractura por fatiga es semejante en naturaleza a la fractura frágil aún en metales normalmente dúctiles en los que hay muy poca, o ninguna deformación plástica asociada con la fractura.

Se han experimentado muchos ejemplos de fractura por fatiga. Quizá, el primero realmente apareció en 1829, el famoso cohete de George Stephenson en Inglaterra. A mediados del siglo XIX la frecuencia de uso de locomotoras se incrementó y los accidentes de descarrilamiento comenzaron a incrementarse debido a la rotura de los ejes. Muchos estudios fueron llevados a cabo para mejorar el diseño de los componentes sometidos a cargas repetitivas. Otro accidente registrado es el del Comet el cual fue el primer avión de pasajeros comerciales desarrollado en Inglaterra puesto en servicio en 1952. Al principio este servicio fue bueno, pero uno de ellos se quebró en el aire en mayo de 1953 y nuevamente en enero y abril de 1954 sucesivamente. Después de la examinación del accidente se concluyó que esto se debía a fracturas por fatiga debido a la presurización de las cabinas. El tercero, es el del Boing 747 SR, JAL vuelo N° 123 el cual se estrelló en agosto de 1985, en donde 520 pasajeros murieron y 4 pasajeros sobrevivieron milagrosamente. Este accidente es muy importante desde el punto de vista de ensayos no destructivos, debido a que no se conocía que las fisuras por fatiga se propagaban en una pared hermética para presurizar, estas excedieron la longitud de fisura crítica y finalmente el avión se estrelló.

A. Wöhler llevó a cabo experimentos sistemáticos sobre lo así llamado fatiga durante 1852 y 1870. El introdujo la curva S – N (Tensión – Numero de Ciclos), llamadas curvas de Wöhler, lo cual representa una de las características básicas de la fatiga. Estas curvas dan la relación entre la amplitud de las tensiones cíclicas y un número de ciclos para su rotura, de esto se ampliará un poco mas adelante.

En resumen, se ha conocido que un metal sometido a esfuerzos fluctuantes o repetitivos fallará a un esfuerzo mucho menor que el requerido para causar la fractura, a una simple aplicación de carga. Las fallas ocurren bajo condiciones de carga dinámica las cuales son llamadas fallas por fatiga, posiblemente se ha observado que dichas fallas solo ocurren después de un periodo considerable de servicio. Por mucho tiempo se presumió que la fatiga era debida a la cristalización del metal, pero esto no podía ser considerado como cierto ya que un material se

cristaliza desde el momento de la solidificación de la fundición. De hecho, no hay cambio radical en la estructura de un metal que ha fallado por fatiga, lo cual nos sirve como pista para entender las razones de las fallas por fatiga. El estudio de la fatiga ha llegado a ser progresivamente una herramienta base en el desarrollo tecnológico de equipos y maquinarias como automóviles, compresores, bombas, turbinas, etc., sujetos a cargas y vibraciones repetidas^[11].

De forma que, la fatiga es un proceso de deterioro progresivo que ocurre en los materiales o componentes sometidos a cargas cíclicas (esfuerzos y deformaciones fluctuantes) que pueden resultar en grietas o fracturas después de un número suficiente de fluctuaciones.

El agrietamiento de fatiga normalmente resulta de esfuerzos cíclicos que están incluso muy por debajo de la resistencia a la fluencia estática del material. Sin embargo, en fatiga de bajo ciclaje o si el material tiene una apreciable velocidad de endurecimiento por deformación los esfuerzos pueden estar también por encima de la resistencia a la fluencia estática del material. Esto es un problema que afecta a cualquier parte o componente que esté en movimiento.

Los automóviles en marcha, aeroplanos (principalmente las alas) en el aire, los barcos en alta mar que están sometidos constantemente al oleaje, turbinas bajo condiciones de temperatura variable (por ejemplo esfuerzos cíclicos térmicos) y muchos otros ejemplos son situaciones en donde el comportamiento a la fatiga de un material asume una singular importancia.

Las tensiones cíclicas de las cuales se menciona, pueden ser de naturaleza: axial (tensión – compresión), flexionales (flexión) o torsionales. En general son posibles tres modos diferentes de fluctuaciones tensión-tiempo, representados esquemáticamente en las figura N° 12, N° 13 y N° 14. La figura N° 12 muestra que la amplitud es simétrica a un nivel de tensiones promedio cero, por ejemplo, alternando desde una tensión máxima de tracción ($\sigma_{\max}$) a una tensión de compresión ($\sigma_{\min}$) de igual magnitud; esto se llama ciclo de reversión completo. Otro tipo llamado ciclo de tensiones repetitivas se ilustra en la figura N° 13. El

máximo y el mínimo son asimétricos relativo al nivel de tensiones cero. Finalmente, el nivel de tensiones puede variar al azar en amplitud y frecuencia como se ejemplifica en la figura N° 14. En la figura N° 13 también se indica que son varios los parámetros usados para caracterizar los ciclos de tensiones fluctuantes. La tensión amplitud media σ_m esta definida como el promedio de las tensiones máximas y mínimas en el ciclo y dadas por la ecuación (E.1)

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

Además, el intervalo de tensiones, σ_r , es sólo la diferencia entre $\sigma_{\max}$ y $\sigma_{\min}$ de la ecuación (E.2):

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

El esfuerzo alternante σ_a es solamente la mitad de este rango de tensiones y dado por la ecuación (E.3):

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

Finalmente la relación de tensiones R es la relación entre la amplitud de las tensiones mínima y máxima, 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 -1.

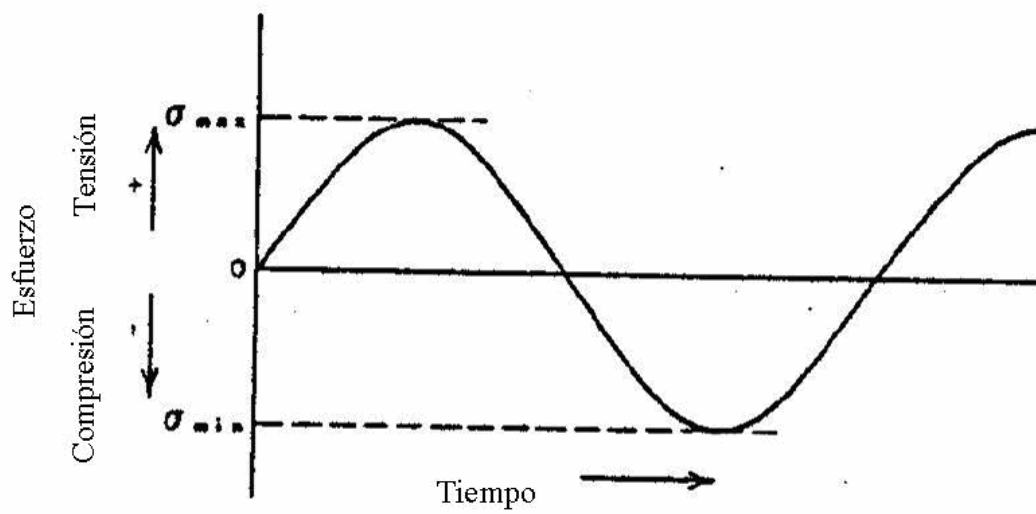


Figura N° 12, Ciclo de tensión de inversión total

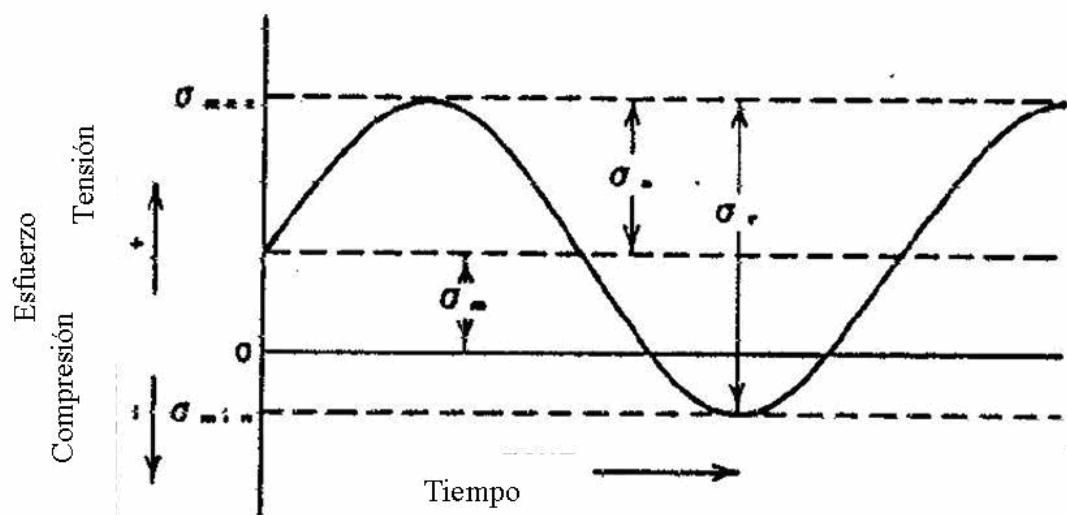


Figura N° 13, Ciclo de tensión repetitiva

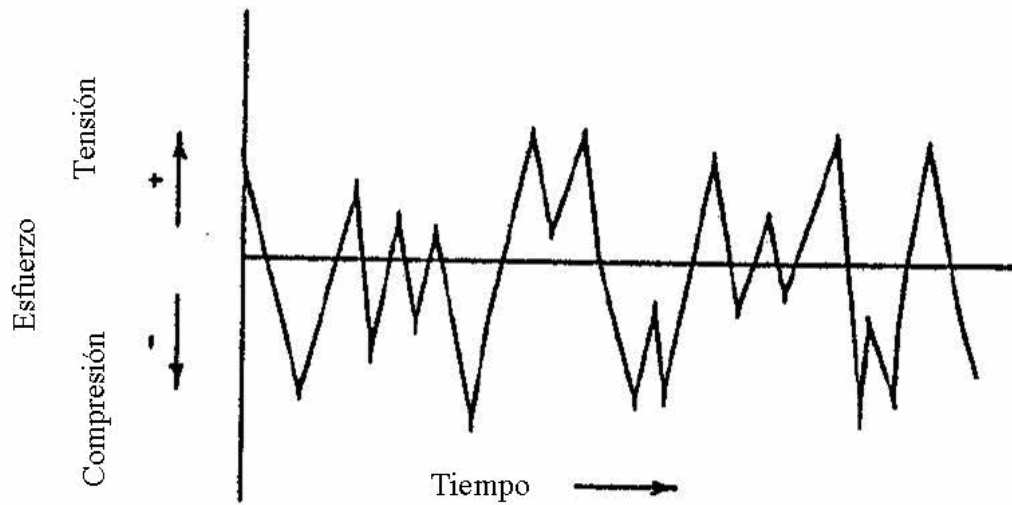


Figura N° 14, Ciclo de tensión al azar

1.3.1. Etapas en el proceso de Fatiga

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

El proceso consta de las siguientes etapas:

- Daño inicial de fatiga llevando a la nucleación de la grieta.
- Crecimiento progresivo de una grieta (propagación de grieta) hasta que la sección transversal remanente sin agrietar se ha reducido sustancialmente para soportar las cargas impuestas.

1.3.2. Características Fractográficas

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

- *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 aproximadamente 45° de la dirección del esfuerzo axial, en esta etapa la fractura nunca se extiende por mas de 2 o 5 granos de 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 ^[12].
- *Etapas 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 esta obligada a desviarse desde su camino de deslizamiento y propagarse en una dirección perpendicular a la dirección del máximo esfuerzo normal ^[12].
- *Etapas 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].

La vida a la fractura o el número total de ciclos para la fractura, se puede tomar como la suma de los ciclos requeridos para la iniciación N_i más los de propagación N_p . La contribución de la etapa de fractura final es insignificante ya que ella se produce muy rápidamente. Las proporciones relativas a la vida total de N_i y N_p , dependen del material en particular y de las condiciones de ensayo. A

niveles bajos de tensiones (por ejemplo para fatiga de altos ciclos), una gran fracción de la vida a la fatiga se utiliza en la iniciación de la fisura. Cuando se incrementan los niveles de tensiones, N_i disminuye y las fisuras se forman más rápidamente. Así para fatiga de bajo ciclos (alto nivel de tensiones), la etapa de propagación es predominante (por ejemplo $N_p > N_i$) ^[12]

Las fisuras asociadas con la fractura por fatiga casi siempre se inician (o nuclean) sobre la superficie de la pieza en algún punto de concentración de tensiones. Los sitios de nucleación de fisuras incluyen rayaduras, filetes de maquinado, rugosidades, filetes, dentados, etc; además las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas (bandas de deslizamiento persistentes, intrusiones y extrusiones) resultado del deslizamiento de dislocaciones las cuales también pueden actuar como concentradores de esfuerzos, y ser iniciadores de fisuras.

Una vez que una fisura estable ha nucleado, comenzará a propagar inicialmente muy despacio y, en metales policristalinos, a lo largo de planos cristalinos con altas tensiones de corte. A esto es lo que se le llama etapa I de propagación como se muestra a continuación en la Figura N° 15.

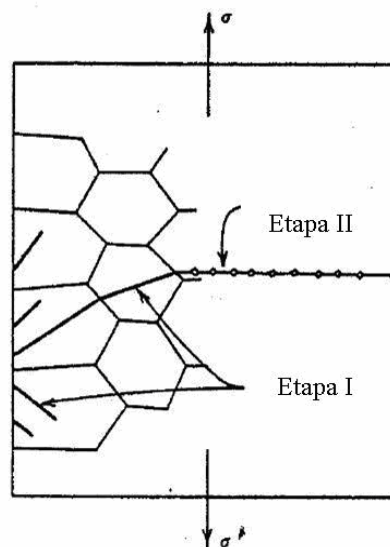


Figura N° 15, Representación esquemática que muestra las etapas I y II de la propagación de fisuras por fatiga en metales policristalinos

Esta etapa puede constituir una fracción grande o pequeña del total de la vida a la fatiga dependiendo del nivel de tensiones y naturaleza de la pieza en ensayo. Altas tensiones y la presencia de entallas favorece una duración de la etapa I corta. En la etapa I en metales policristalinos, la fisura se extiende a través de solo algunos granos. La superficie de fatiga que se forma en esta etapa tiene una apariencia plana y sin características. La segunda etapa de propagación (Etapa II) comienza mientras que la velocidad de propagación de la fisura aumente pronunciadamente. Además, en este punto hay también un cambio en la dirección de propagación siendo globalmente perpendicular a las tensiones aplicadas (Ver figura N° 15). Durante esta etapa de propagación, el crecimiento de la fisura se produce por un proceso repetitivo de redondeo y afinado de la punta de la fisura, denominado comúnmente despunte plástico de la grieta, mecanismo que se ilustra en la Figura N° 16. Al comienzo del ciclo de tensiones (Carga 0), la punta de la fisura tiene la forma de una entalla doble (Figura N° 16 a). A medida que la tensión de tracción se aplica (Figura N° 16 b), se produce una deformación localizada de las puntas de las entallas a lo largo de planos de deslizamiento que están orientados en un ángulo a 45° relativos al plano de la fisura. Con el incremento del ancho de la fisura, la punta avanza continuamente por una deformación por corte, tomando una forma redondeada como se puede observar en la Figura N° 16 c. Durante la compresión la dirección de la deformación por corte se invierte tal cual como se grafica en la Figura N° 16 d, hasta que, cuando culmina el ciclo, se ha formado una nueva punta con doble entalla (Figura N° 16 e). Este proceso se repite con cada ciclo, hasta que se alcance eventualmente algún tamaño de fisura crítico lo cual precipitará la etapa del final y fracturará catastróficamente.

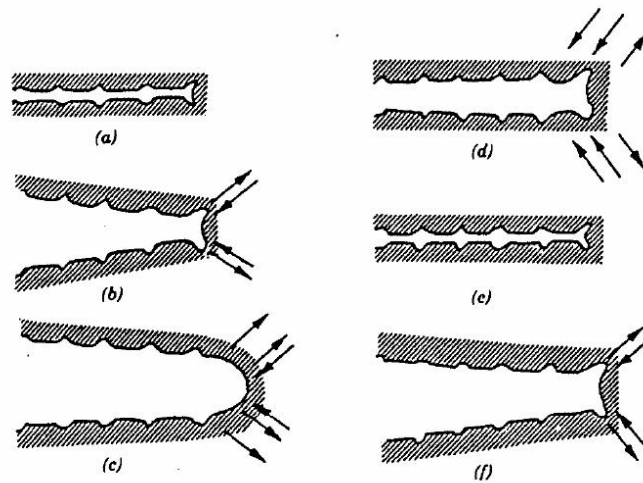


Figura N° 16, Ilustración esquemática de los mecanismos de formación de fisuras (etapa-II)

- a) Carga Cero
- b) Carga de tracción pequeña
- c) Carga de tracción máxima
- d) Carga compresiva pequeña
- e) Carga compresiva máxima
- f) Carga de tracción pequeña

La región de la superficie de fractura formada en la etapa II de propagación puede ser caracterizada por tres tipos de marcas llamadas marcas de playas, estriaciones y marcas radiales. Las primeras indican la posición de la punta de la fisura en algún momento y aparecen como anillos concéntricos que se expanden a partir del punto o puntos de playas, son de dimensiones macroscópicas como se ve en la figura N° 17, y se pueden observar a simple vista. Estas pueden ocurrir como resultado de los cambios en la carga o la frecuencia, o por la oxidación de la superficie de fractura durante períodos de interrupción de la grieta. Muchas fracturas por fatiga producidas bajo condiciones de crecimiento de grietas no interrumpidas y sin variaciones de carga no exhiben marcas de playa [12].

Por otro lado, las estriaciones de fatiga son de tamaño microscópico y solo observadas con el análisis de microscopía electrónica de barrido SEM y en algunos casos son requeridos el uso de replicas fractográficas para su observación. La figura N° 18 muestra sus características. Se piensa que cada estriación representa la distancia de avance del frente de fisura durante un ciclo de carga simple. El ancho de las estrías depende y se incrementa con el aumento del intervalo de tensiones. Otro ejemplo de estriación se muestra en la figura N° 19 en la cual la amplitud de las tensiones máximas ha cambiado. La apariencia de las estrías cambia con el cambio de la amplitud de tensiones.

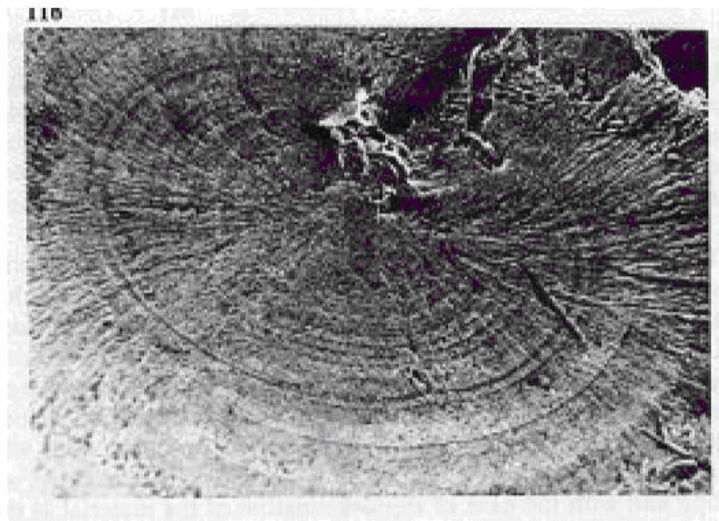


Figura N° 17, Marcas de Playas y marcas radiales

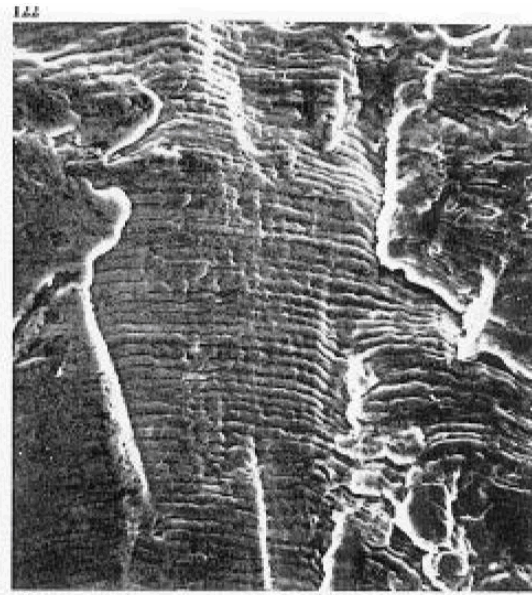


Figura N° 18, Estrías

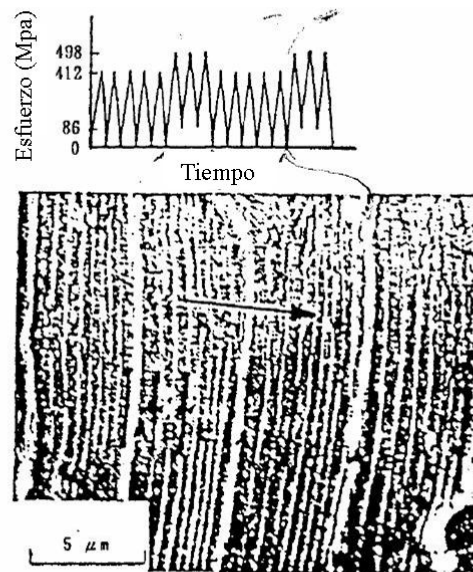


Figura N° 19, Estriaciones de fatiga cuando se cambia la amplitud de tensiones

Se debe enfatizar que aunque las marcas de playa y estrías, que son características de la superficie de fractura por fatiga, tienen apariencia similar, ellas son diferentes en cuanto a su origen y tamaño. Puede haber miles de estrías dentro de una sola marca de playa. Frecuentemente, la causa de la fractura por fatiga se puede deducir después del examen de la superficie de fractura. La presencia de marcas de playa y/o estrías sobre la superficie confirma que la causa ha sido por fatiga, no obstante la ausencia de una o de ambas marcas no excluye a la fatiga como causa de la fractura. Cuando la fractura se produce rápidamente, no aparecen marcas de playa y estrías.

1.3.3. Variables que afectan la vida a la fatiga

Los resultados de los estudios de fatiga han mostrado que la vida de un componente estructural puede relacionarse con la velocidad de crecimiento de la grieta. La velocidad de propagación de la grieta es una función del nivel de tensión y de la amplitud de la misma, una de las expresiones más utilizadas es la de Paris-Edrojan:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^m \quad (E.5)$$

Dónde:

- A y m = son constantes para un determinado material
- K = Factor de intensidad de tensiones
- $\frac{da}{dN}$ = Pendiente de la curva de velocidad de crecimiento

El valor de m normalmente está comprendido entre 1 y 6.

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (E.6)$$

o bien

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{(\pi a)} \quad (E.7)$$

Desarrollando estas expresiones a partir de gráficas generadas por ellas mismas, se puede llegar a la siguiente ecuación:

$$N_f = \frac{da}{A \pi^{\frac{m}{2}} (\Delta \sigma)^m} \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{Y^m a^{\frac{m}{2}}} da \quad (E.8)$$

Dónde:

- N_f = Número de ciclos hasta rotura
- Y = Parámetro independiente de la longitud de la grieta
- A y m = Siguen siendo parámetros definidos por el material
- a_c = Es la longitud crítica de la grieta
- a_0 = Longitud de grieta inicial

a_c se puede calcular por:

$$a_c = \left(\frac{K_I c}{\sigma Y \sqrt{\pi}} \right)^2 \quad (E.9)$$

Dónde:

- K_{Ic} = Es la tenacidad de fractura de deformaciones planas.

Estas fórmulas fueron generadas por Paul C. Paris en 1961 realizando una gráfica logarítmica log-log de la velocidad de crecimiento de grieta contra el factor de intensidad de tensiones mostrando una relación lineal en la gráfica. Utilizando esta gráfica se pueden realizar predicciones cuantitativas sobre la vida residual de una probeta dado un tamaño de grieta particular. Se encuentra así el comienzo de la iniciación o iniciación rápida de grieta.

Son diversos los factores que intervienen en un proceso de rotura por fatiga a parte de las tensiones aplicadas. Así pues, el diseño, tratamiento superficial y endurecimiento superficial pueden tener una importancia relativa.

El diseño tiene una influencia grande en la rotura de fatiga. Cualquier discontinuidad geométrica actúa como concentradora de tensiones y es por donde puede nuclear la grieta de fatiga. Cuanto más aguda es la discontinuidad, más severa es la concentración de tensiones. La probabilidad de rotura por fatiga puede ser reducida evitando estas irregularidades estructurales, o sea, realizando modificaciones en el diseño, eliminando cambios bruscos en el contorno que conduzcan a cantos vivos, por ejemplo, exigiendo superficies redondeadas con radios de curvatura grandes. En cuanto a los tratamientos superficiales se puede mencionar que en las operaciones de mecanizado, se producen pequeñas rayas y surcos en la superficie de la pieza por acción del corte. Estas marcas limitan la vida a la fatiga pues son pequeñas grietas las cuales son mucho más fáciles de aumentar. Mejorando el acabado superficial mediante pulido aumenta la vida a fatiga.

Uno de los métodos más efectivos de aumentar el rendimiento es mediante esfuerzos residuales de compresión dentro de una capa delgada superficial. Cualquier tensión externa de tracción es parcialmente contrarrestada y reducida en magnitud por el esfuerzo residual de compresión. El efecto neto es que la

probabilidad de nucleación de la grieta, y por tanto de rotura por fatiga se reduce. Esto se puede lograr con el proceso de granallado o perdigonado. Partículas pequeñas y duras con diámetros del intervalo de 0,1 a 1,0 μm son proyectadas a altas velocidades sobre la superficie a tratar. La deformación induce tensiones de compresión.

En cuanto al endurecimiento superficial, es una técnica por la cual se aumenta tanto la dureza superficial como la vida a fatiga de los aceros aleados. Esto se lleva a cabo mediante procesos de carburación y nitruración, en los cuales un componente es expuesto a una atmósfera rica en carbono o en nitrógeno a temperaturas elevadas. Una capa superficial rica en carbono en nitrógeno es introducida por difusión atómica a partir de la fase gaseosa. Esta capa es normalmente de 1 μm de profundidad y es más dura que el material del núcleo. La mejora en las propiedades de fatiga proviene del aumento de dureza dentro de la capa, así como de las tensiones residuales de compresión que se originan en los procesos de cementación y nitruración.

En relación a los trabajos previos realizados en el área de fatiga, Mariño y Ortiz ^[11] estudiaron el comportamiento a fatiga y fatiga corrosión de un acero SAE 4140 recubierto con un depósito de Cromo duro. Todas las muestras fueron recubiertas hasta un espesor de 6 μm y los depósitos fueron hechos a partir de una solución convencional de ácido crómico. Para la condición de corrosión-fatiga del metal base, se produjo una disminución que varió entre 81% y 92% respecto al material base ensayado al aire. Para la condición de corrosión fatiga del material recubierto se encontró una disminución de hasta un 90 % respecto al material recubierto ensayado al aire. El estudio fractográfico en MEB reveló una buena adherencia del recubrimiento y formación de múltiples inicios de grietas de fatiga, las cuales, indican que aparentemente el recubrimiento actuó como un concentrador de esfuerzo alrededor de toda la probeta, incidiendo muy probablemente en la disminución de la resistencia a la fatiga del material. Christ y otros ^[11] se enfocaron en el efecto del esfuerzo medio a altas temperaturas en condiciones de fatiga de un acero SAE 1045. Como consecuencia de la

disminución brusca de la amplitud de deformación plástica, un máximo de la vida cíclica podría ser observado a una temperatura cercana a la de 325 °C en las pruebas cuyos esfuerzos medios varían desde - 80 MPa hasta 60 MPa, mostraron que un esfuerzo medio positivo generalmente aumenta la amplitud de deformación plástica y reduce el numero de ciclos al cual el material falla, y viceversa. Oliveira y otros^[11] determinaron las propiedades de la corrosión fatiga de un acero 4340 recubierto de una aleación Colmony 88, aplicada por medio de un roceador térmico a alta velocidad. La resistencia a la fatiga de un sustrato no recubierto ensayado en una solución (NaCl) se encontró que es mucho menor que la resistencia de una ensayado en aire, y si este sustrato se recubre con aleación de Colomoy 88, la resistencia a la corrosión fatiga incrementa satisfactoriamente. Este y otros estudiaron el comportamiento a fatiga de aceros de bajo carbono se determinó que la resistencia a la fatiga y el límite de fatiga incrementa a medida que aumenta el porcentaje de carbono, además se observó la superficie de fractura de las muestras rotas de fatiga por microscopía electrónica de barrido, se determinó que el mecanismo de fractura es mixto por coalescencia de cavidades con presencia de hoyuelos y facetas de clivaje, con presencia de grietas primarias y secundarias.

El medio puede afectar el comportamiento a fatiga de los materiales. Hay dos tipos de fatiga por el medio: fatiga térmica y fatiga con corrosión. Para ampliar un poco más lo que a esta investigación corresponde dentro de los medios que afecta la vida a la fatiga y específicamente a la fatiga corrosión se tiene lo siguiente.

1.3.4. Fatiga - Corrosión

Se conoce como fatiga corrosión cuando un material expuesto a un ambiente corrosivo y a esfuerzos repetidos o fluctuantes llega a fracturar. Usualmente un ambiente agresivo tiene un efecto de deterioro en la vida a la fatiga produciendo falla a menores ciclos de esfuerzos del que requeriría para fallar en un ambiente inerte. La fractura por fatiga en ambiente corrosivo es

identificada por la presencia de numerosas y pequeñas grietas adyacentes a la zona de fractura y picaduras en esta superficie.

Es difícil definir la fatiga por corrosión en forma precisa ya que la corrosión puede tener lugar en cualquier medio oxidante, incluso la fatiga al aire puede considerarse como fatiga por corrosión y se ha demostrado que la resistencia a la fatiga de los metales puede ser aumentada disminuyendo la concentración de oxígeno y/o humedad relativa del aire en la superficie ^[13].

Los materiales que tienen un límite de fatiga definido cuando se ensayan al aire y a temperatura ambiente, no muestran tal límite si se ensayan en un ambiente corrosivo. Los ensayos de fatiga en ambiente corrosivo son afectados por la velocidad de ensayo ya que el ataque corrosivo es un fenómeno que depende del tiempo, entonces a mayor velocidad de ensayo menor será el deterioro producido por corrosión. Esto no ocurre en los ensayos de fatiga al aire en un intervalo de velocidad aproximadamente de 1000 a 12000 ciclos/min.

Recientemente, Puchi y colaboradores^[14], estudiaron el comportamiento a la Fatiga de un Acero AISI 4340 en condiciones de templado y revenido recubierto con una película cerámica de Carbonitruro de Titanio. Estos autores trabajaron con depósitos de aproximadamente 4μm de espesor y la técnica utilizada para la síntesis de la película fue PAPVD. Se realizaron ensayos de fatiga en flexión rotativa tanto al aire como en ambiente corrosivo, utilizando para ello una solución al 3% de NaCl. Comparando los sistemas sustrato recubrimiento con los sustratos originales, de encontraron incrementos importantes en el orden de 140 a 180% para valores de esfuerzos alternantes de 500 y 700MPa respectivamente, mientras que para los ensayos en ambientes corrosivos el incremento observado fue de alrededor de 25% asociado a un esfuerzo alternante de 570MPa. Este comportamiento de acuerdo a lo propuesto por los autores, sugiere que en principio la película afecta positivamente el número de ciclos a falla por fatiga, bien sea impidiendo que la grieta se nucleee o interviniendo en la tasa de crecimiento de ésta, sin embargo en condiciones de

ambientes agresivos al parecer el carbonitruro de titanio no presenta un comportamiento óptimo cuando este se combina con sistemas dinámicos de carga. Finalmente podemos destacar que de acuerdo a los estudios fractográficos realizados en especímenes representativos de cada nivel de esfuerzos se evidencia el hecho de que las grietas de fatiga se nuclean en la superficie libre de la película, se propagan a través de esta y posteriormente son transferidas al sustrato; otro aspecto interesante es la multiplicidad observada en los eventos de nucleación, este comportamiento podría estar asociado a la presencia de poros superficiales no conexos que podrían estar actuando como concentradores de esfuerzos, de manera de modificar localmente el esfuerzo alternante y por ende fungir como sitios potenciales para la nucleación de las grietas de fatiga.

1.3.5. Curvas S-N o curvas de Wöhler

Las propiedades de la fatiga de los materiales pueden ser determinadas a partir de ensayos de simulación en el laboratorio. El equipo de ensayo debería ser diseñado para duplicar tanto como sea posible, las condiciones de servicio (nivel de tensiones, frecuencia de tiempo, patrón de tensiones, etc.). Las series de ensayos se comienzan sometiendo a la pieza a ensayar a tensiones cíclicas con una amplitud de las tensiones máxima relativamente altas, usualmente en el orden de dos tercios de la tensión de tracción estática, contándose el número de ciclos a la rotura. Este procedimiento se repite en otras probetas disminuyendo progresivamente la amplitud de las tensiones máximas. Se grafican los datos como tensión versus el logaritmo del número de ciclos a la rotura para cada una de las probetas; estas curvas son llamadas Curvas S-N o curvas de Wöhler. Los valores de S se toman normalmente como amplitud de tensiones.

Los dos tipos de comportamientos observados en la relación $S - N$, son representados en las Figuras N° 20 y Figura N° 21:

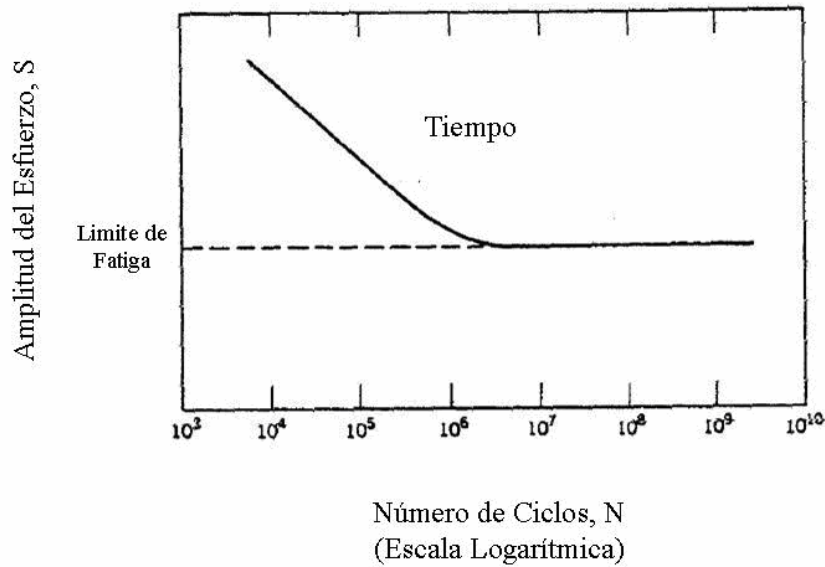


Figura N° 20, Curva $S - N$ en donde el material muestra un límite a la fatiga

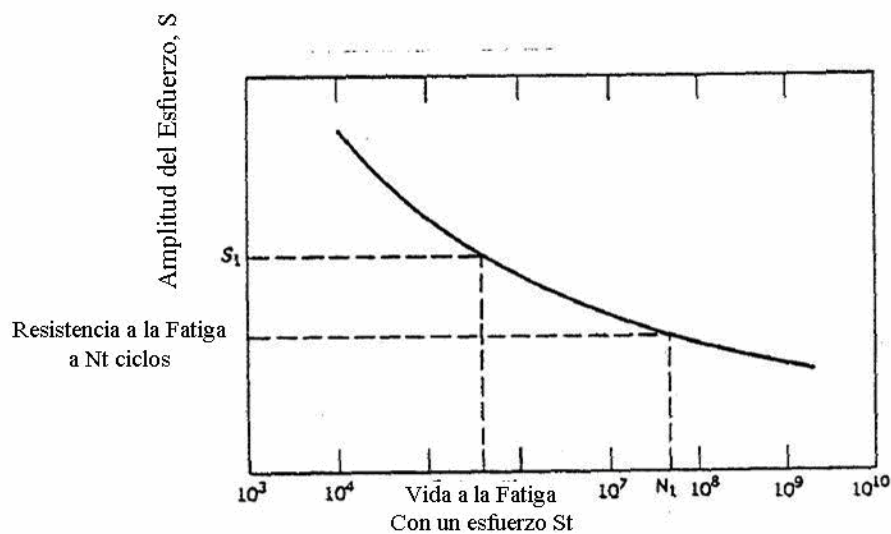


Figura N° 21, Curva $S - N$ en donde el material no muestra un límite a la fatiga

En estos gráficos se indican las magnitudes de tensiones más altas, y el menor número de ciclos que el material es capaz de soportar antes de su fractura. Para algunas aleaciones ferrosas y de titanio, las curvas de Wöhler mostrada en la figura N° 20 se hace horizontal para altos valores de N , o hay un límite de nivel de tensiones, llamado límite de fatiga (S_e), debajo del cual la fractura por fatiga no ocurre. Este límite de fatiga representa el mayor valor de tensiones fluctuantes que

no causará fractura para teóricamente un número infinito de ciclos. Para muchos aceros, los límites de fatiga están entre 35% y 60 % de la resistencia a la fluencia. La mayoría de las aleaciones no ferrosas (por ejemplo el aluminio, cobre, magnesio) no presentan un límite de fatiga, la curva S – N continúa su tendencia descendente a grandes valores de N como se muestra en la Figura N° 21. Aquí se producirá indefinidamente la fractura por fatiga sin considerar la magnitud de las tensiones. Para estos materiales se especifica la resistencia a la fatiga, la cual está definida como el nivel de tensiones que producirá fractura en algún determinado número de ciclos (por ejemplo 10^7 ciclos).

Otro parámetro importante que caracteriza el comportamiento a la fatiga de los materiales es la vida a la fatiga N, definido como el número de ciclos para causar fractura a un nivel especificado de tensiones, como también se indica en la Figura N° 21. Desafortunadamente existe una dispersión considerable en los datos de fatiga, esto es, una variación en los valores medidos de N para un número de probetas ensayadas en los mismos niveles de tensiones. Esto puede guiar a incertidumbres en el diseño cuando se consideran vida a la fatiga y / o límite de fatiga. La dispersión de los resultados es consecuencia de la sensibilidad de la fatiga al número de ensayos y parámetros incluyen fabricación de la pieza de ensayo, preparación de la superficie, variables metalúrgicas, alineación de las probetas en el equipo de ensayo, tensiones a las que está sujeta, y frecuencia del ensayo. Se han desarrollado algunas técnicas estadísticas usadas específicamente en la vida a la fatiga y límite de fatiga en términos de probabilidades.

El comportamiento a la fatiga representado en la Figura N° 20 y Figura N° 21 se puede clasificar dentro de dos dominios. Uno está asociado con cargas relativamente altas que producen no sólo deformación elástica sino también deformación plástica durante cada ciclo. Consecuentemente, las vidas a la fatiga son relativamente cortas; este dominio es llamado fatiga de bajos ciclos y se produce a valores menores que 10^4 a 10^5 ciclos. Para niveles de tensiones menores en las cuales sólo hay deformación totalmente elásticas, se obtienen vidas más prolongadas. Esto se llama fatiga de altos ciclos en los cuales se requiere mayor

número de ciclos para que se produzca la fatiga. La fatiga de altos ciclos esta asociada con vida a la fatiga mayor a 10^4 o 10^5 ciclos.

En resumen el comportamiento de la fatiga de los materiales se estudia sometiendo las probetas con dimensiones estándar a diferentes niveles de esfuerzos menores al de fractura hasta que estas fallen, los resultados de estos ensayos son dibujados en una gráfica de la amplitud del esfuerzo (S) versus el número de ciclos (N), comúnmente para el número de ciclos se utiliza una escala logarítmica, esta gráfica es llamada Curva S-N o curva de Wöhler. Tres curvas S-N típicas se muestran en la Figura N° 22, las dos curvas para el acero 2340 son típicas de un acero cualquiera. Entonces en definitiva, la mayoría de los metales no férreos, no tiene límite a la fatiga, sus curvas S-N continúan decreciendo con una pendiente suave hacia altos números de ciclos, tal comportamiento se observa en la figura N° 22 para una aleación de aluminio. Para estos materiales, la respuesta a fatiga se especifica mediante la resistencia a la fatiga.

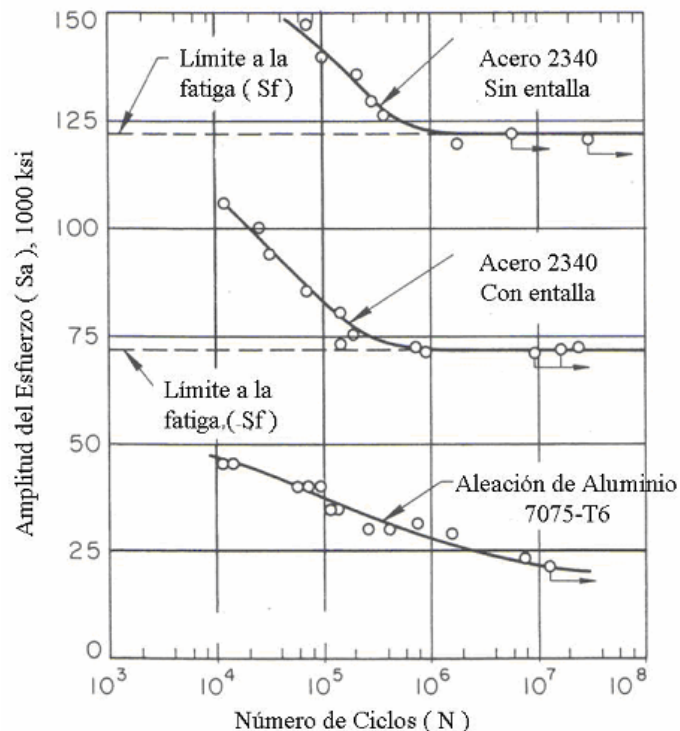


Figura N° 22, Típica Curva S-N

1.3.6. Distribución de frecuencia de Weibull

La prevención de pérdidas o seguridad industrial aplicada con rigor científico está basada, en gran parte, en la aplicación de los métodos probabilísticos a los problemas de falla en los procesos industriales. Todo ello se ha llevado a cabo a través de una disciplina denominada ingeniería de fiabilidad, para la cual se disponen de las adecuadas técnicas de predicción, que han sido fundamentales para el aseguramiento de la calidad de productos y procesos. La distribución de Weibull complementa a la distribución exponencial y a la normal, que son casos particulares de aquella, como veremos. A causa de su mayor complejidad sólo se usa cuando se sabe de antemano que una de ellas es la que mejor describe la distribución de fallas o cuando se han producido muchas fallas y los tiempos correspondientes no se ajustan a una distribución más simple. En general es de gran aplicación en el campo de la mecánica, puede ser usada como un modelo de fallas causadas por procesos de degradación tales como fatiga, corrosión, difusión y abrasión mecánica como fallas de cojinetes y mecanismos transmisores de potencia. Se utiliza también en muchas otras aplicaciones, como la previsión meteorológica y la instalación de datos de todo tipo.

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 aquellas y su consideración, aparte de disponer de una herramienta de predicción de comportamientos.

En 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 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.

1.3.6.1 Características generales de la Distribución de Weibull

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

$$\lambda(t) = \frac{\frac{d[R(t)]}{dt}}{R(t)} \quad (E.10)$$

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

siendo:

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

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

$$\int \lambda(t) dt = \left(\frac{t - \delta}{\alpha} \right)^\beta \quad (E.11)$$

por lo que la fiabilidad será:

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

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 de $F(t)$ vs t , 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 $F(t)$:

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta} \quad (E.13)$$

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

$$f(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^\beta} \quad (E.14)$$

En consecuencia la tasa de fallas para esta distribución es:

$$\lambda(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\delta}{\alpha}\right)^{\beta-1} \quad (E.15)$$

Las variaciones de la densidad de probabilidad, tasa de fallas y función acumulativa de fallos en función del tiempo para los distintos valores de β , están representados gráficamente en la Figura N° 23.

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

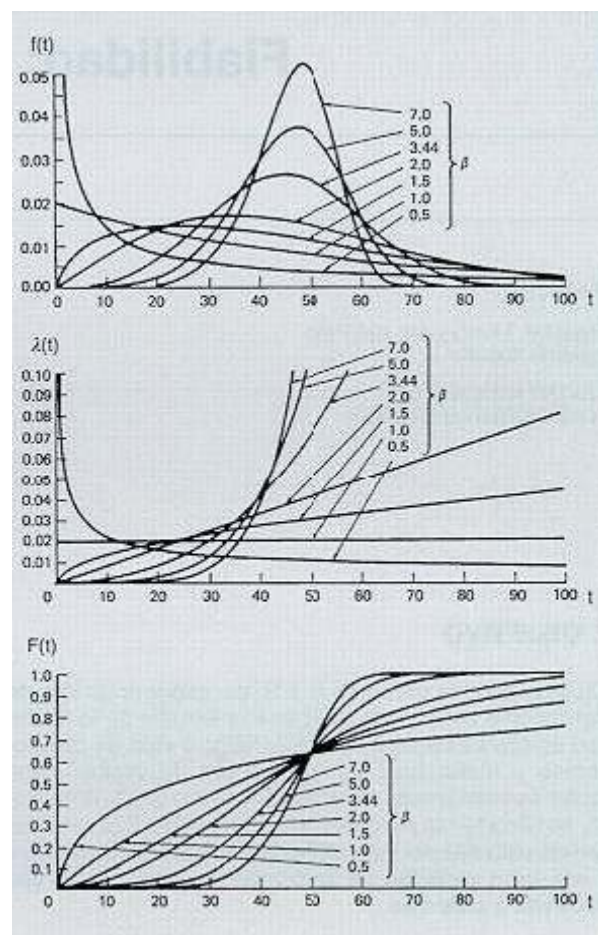


Figura N° 23 Variación de la densidad de probabilidad $f(t)$, tasa de fallas $\lambda(t)$ y la función acumulativa de fallas $F(t)$ en función del tiempo para distintos valores del parámetro de forma β

1.3.6.2 Análisis de Weibull

Uno de los problemas fundamentales de la distribución de Weibull es la evaluación de los parámetros (δ , α , β) de esta distribución. Raif Sakin, Irfan Ay ^[15] estudiaron el comportamiento a la fatiga sometida a flexión de dos compuestos de fibra de vidrio reforzado con un recubrimiento de poliéster, para siete niveles de esfuerzo diferentes y a ocho muestras distintas según la densidad de la fibra de vidrio, estos utilizaron la distribución de Weibull de dos parámetros para el análisis de la vida a la fatiga, su función de probabilidad de fallas (*pdf*) se muestra en la (E.16)

$$f(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{T}{\alpha} \right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{T}{\alpha} \right)^{\beta}} \quad (E.16)$$

Si la ecuación *pdf* es integrada, se convierte en la función de densidad acumulativa (*cdf*) en la (E.17), las ecuaciones (E.18), (E.19) y (E.20) se derivan de la (E.17)

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\alpha} \right)^{\beta}} \quad (E.17)$$

$$1 - F(t) = e^{-\left(\frac{t}{\alpha} \right)^{\beta}} \quad (E.18)$$

$$R(t) = 1 - F(t) \quad (E.19)$$

$$R_t = 1 - F_t \quad (E.20)$$

Donde R_t es la probabilidad de vida y F_t es la probabilidad de falla

Si a la ecuación (E.13) le aplicamos logaritmo natural se obtiene la ecuación (E.21)

$$\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - F(t)} \right) \right) = \beta \ln(t) - \beta \ln(\alpha) \quad (E.21)$$

Cuando la ecuación (E.21) es acomodada como un ecuación lineal

$$Y = mx + c \quad (E.22)$$

Donde

$$Y = \ln \left(\ln \left(\frac{1}{1-F(t)} \right) \right) \quad (E.23)$$

$$m = \beta \quad (E.24)$$

$$c = -\beta \ln(\alpha) \quad (E.25)$$

También se definen otras variables de la distribución de Weibull, las cuales son la vida media (Tiempo medio de falla = MTTF = N_0), desviación estándar (SD) y coeficiente de variación (CV), estas se muestran en las siguientes ecuaciones:

$$MTTF = N_0 = \alpha \cdot \Gamma \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) \quad (E.26)$$

$$SD = \alpha \cdot \sqrt{\Gamma \left(1 + \frac{2}{\beta} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{\beta} \right)} \quad (E.27)$$

$$CV = \frac{SD}{N_0} = \frac{\alpha \cdot \sqrt{\Gamma \left(1 + \frac{2}{\beta} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{\beta} \right)}}{\alpha \cdot \Gamma \left(1 + \frac{1}{\beta} \right)} \quad (E.28)$$

Donde Γ es la función gamma viene dada por la ecuación E.29

$$\Gamma(x) = \int_0^{\infty} t^{x-1} e^{-t} dt \quad (E.29)$$

El proceso que se lleva a cabo para graficar las líneas de Weibull y obtener sus parámetros es el siguiente:

- 1) El número de ciclos de fallas correspondiente a cada esfuerzo se coloca sucesivamente en una lista
- 2) Un número de orden es dado para cada valor ($i=1,2,3,4,\dots,n$)
- 3) Para cada valor, se calcula la probabilidad de falla usando la formula de intervalos medios de Bernard's (E.14)

$$MR = \frac{i - 0.3}{n + 0.4} \quad (E.30)$$

Donde i es el número de orden de falla y n es el número total de muestras

- 4) Se calcula el valor de $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-MR}\right)\right)$.
- 5) Se calcula el logaritmo de los ciclos para cada valor.
- 6) Luego se grafican $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-MR}\right)\right)$ versus el logaritmo de los ciclos. Esta se observa en la Figura N° 24 donde se obtiene la línea de tendencia de los puntos que corresponden a cada nivel de esfuerzo para un grupo en particular de muestras.
- 7) Los valores de β y c se han obtenido por la aplicación de la regresión lineal (Método de mínimos cuadrados). El parámetro α se obtiene por ecuación (E.25), estos resultados de estos parámetros para dos niveles de esfuerzos se muestran en la tabla N° 3.
- 8) La vida media a la fatiga correspondiente a cada esfuerzo, este se puede observar en la tabla N° 4 para un grupo particular de muestras.

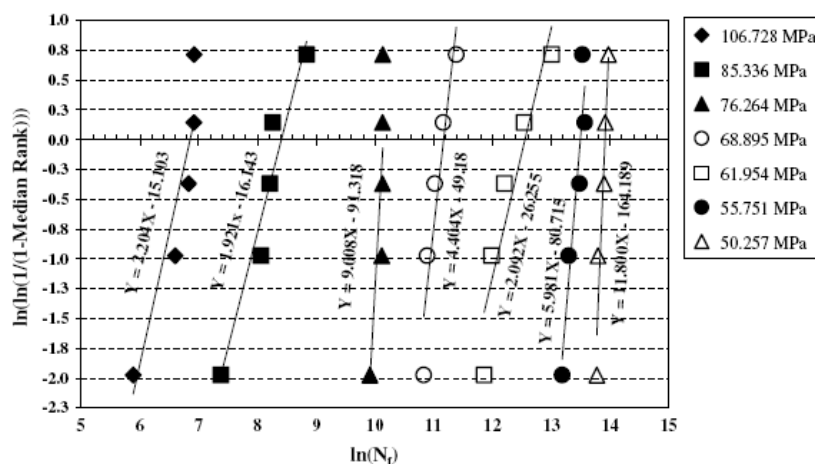


Figura N° 24, Líneas de Weibull para un grupo de muestras

Tabla N° 3, Tabla de resultados para dos niveles de esfuerzo

Amplitud del Esfuerzo, Sa (Mpa)	Cycle	Intervalo	Intervalo Medio	ln (cycle) (eje X)	ln(ln(1/(1-MR))) (eje Y)	α	β
106.728	360	1	0.129630	5.886104	-1.974459	947	2.204
	736	2	0.314815	6.601230	-0.972686		
	922	3	0.500000	6.826545	-0.366513		
	1010	4	0.685185	6.917706	0.144767		
	1016	5	0.870370	6.923629	0.714455		
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
50.257	960,633	1	0.129630	13.775348	-1.974459	1,103,609	11.800
	979,766	2	0.314815	13.795069	-0.972686		
	1,088,925	3	0.500000	13.900702	-0.366513		
	1,108,771	4	0.685185	13.918763	0.144767		
	1,170,104	5	0.870370	13.972603	0.714455		

Tabla N° 4. Parámetros de Weibull acorde con los resultados experimentales de las muestras

Amplitud del Esfuerzo, Sa (Mpa)	Vida Característica, (α) (ciclos)	Parámetro de Forma (β)	Vida Media de Weibull (ciclos)
Grupo A			
203.120	1	1.000	1
106.728	947	2.204	839
85.336	4472	1.921	3967
76.268	25,270	9.008	23,930
68.895	70,756	4.404	64,490
61.954	282,538	2.092	250,249
55.751	725,345	5.981	672,801
50.257	1103 609	11.800	1,056,907

Las curvas de Wöhler obtenidas para cada diferente grupo de muestras, se observa en la Figura N° 25, para trazarla se uso la ecuación de basquin, la cual es la siguiente

$$S_a = a \cdot (N_f)^b \quad (E.31)$$

En donde

S_a es la amplitud de el esfuerzo

N_f es el número de ciclos (vida a la fatiga)

a y b son constantes del material

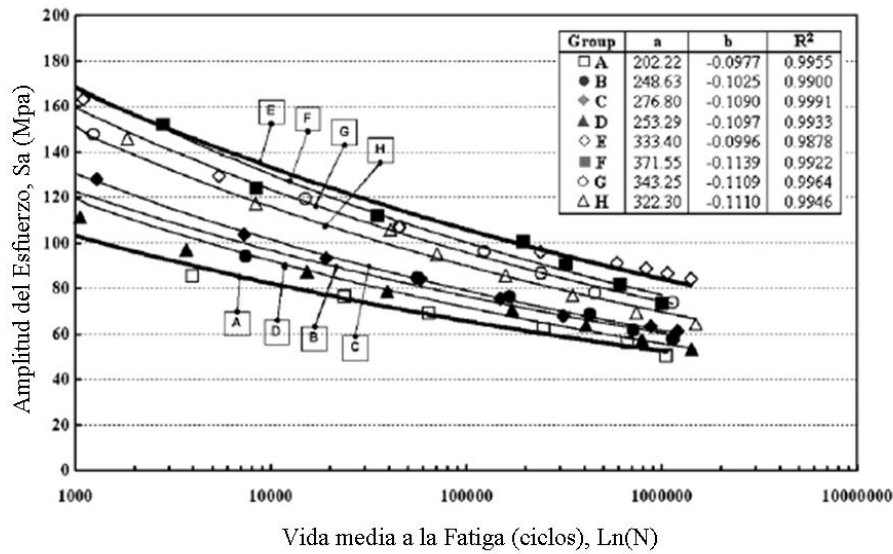


Figura N° 25, Curvas S-N de Wöhler para ocho diferentes muestras

Los gráficos de probabilidad de vida correspondiente a cada valor de esfuerzo de las muestras se observa en la Figura N° 27, este gráfico fue trazado usando las ecuaciones (E.18) y (E.19). La probabilidad de vida de las muestras para cada nivel de esfuerzos se puede determinar intersectando una línea horizontal en el eje Y, por lo tanto si se quiere trazar las curvas S-N a un nivel de probabilidad deseado estas curvas deben trazarse tomando en cuenta el número de ciclos de cada esfuerzo correspondiente a la probabilidad deseada. Estas curvas a diferentes niveles de probabilidad se pueden observar en la Figura N° 26.

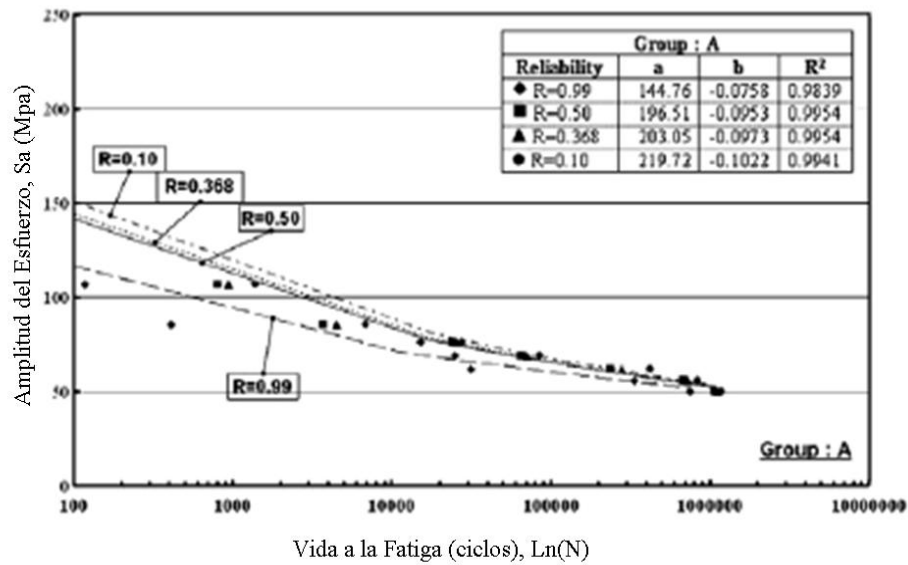


Figura N° 26, Curvas S-N para los diferentes niveles de probabilidad de las muestras del grupo A

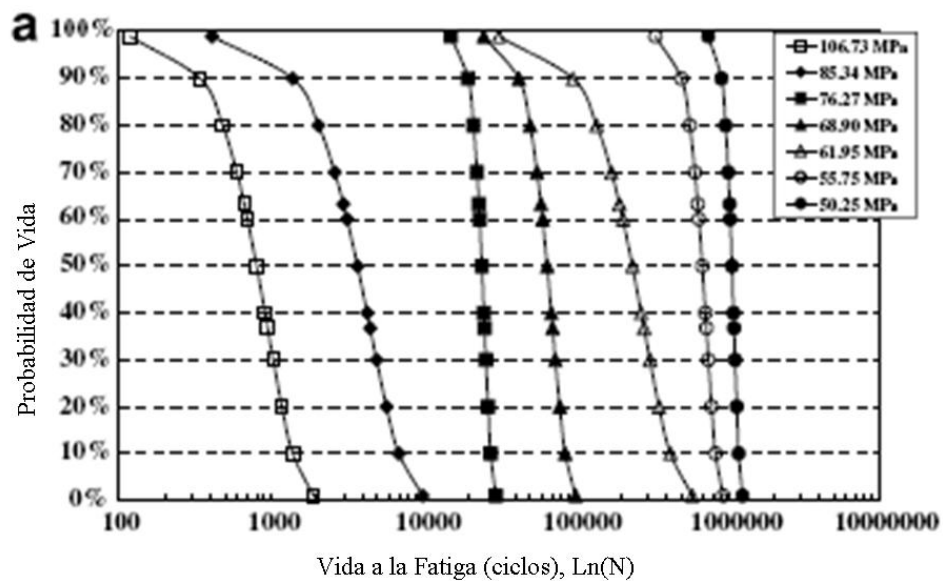


Figura N° 27, Gráfico de fiabilidad para las muestras

Como resultado se obtuvo que las curvas S-N obtenidas para los especímenes del grupo A (Figura N° 25) está muy cerca de las curvas obtenidas a un 50% de probabilidad de vida (Figura N° 26) por lo tanto la curva obtenida con la vida media a la fatiga puede ser aceptada como un análisis a un 50% de probabilidad de vida^[15].

Se ha desarrollado una cantidad importante de softwares los cuales realizan el estudio completo de la distribución de Weibull, entre los más importantes se encuentra el software Weibull ++, el cual es una herramienta poderosa al momento de analizar datos de vida ideado por la empresa Relia Soft Corporation. Entre otros programas en los cuales es posible realizar el análisis de datos de vida se encuentra el llamado ALTA entre muchos otros.

1.3.7. Resistencia a la fatiga

A partir de los trabajos de Wöhler con rieles de trenes sujetos a flexión rotativa, los datos de fatiga habían sido presentados en una curva S-Log (N); donde S representa la amplitud de esfuerzo y N el número de ciclos a falla. Basquin mostró que la curva S-Log(N) puede ser linealizada utilizando todos los ejes coordinados en escala logarítmica ^[16]. La amplitud de esfuerzo puede ser descrita como la resistencia o vida a la fatiga por la siguiente relación:

$$S_a = S_f (N)^b \quad (E.32)$$

S_a = Amplitud de esfuerzo

N = Número de ciclos a falla

S_f = Coeficiente de resistencia a fatiga

b = Exponente de resistencia a fatiga (exponente de basquin)

Los parámetros S_f y b son propiedades de fatiga del metal; S_f es aproximadamente igual al esfuerzo de fractura para muchos metales ^[24].

Por otra parte estudios realizados por Weibull ^[17] demostraron que la curva de Wöhler puede ser linealizada por la ecuación E.33, donde se representa el límite a la fatiga del material.

$$N = b(S - S_e)^a \quad (E.33)$$

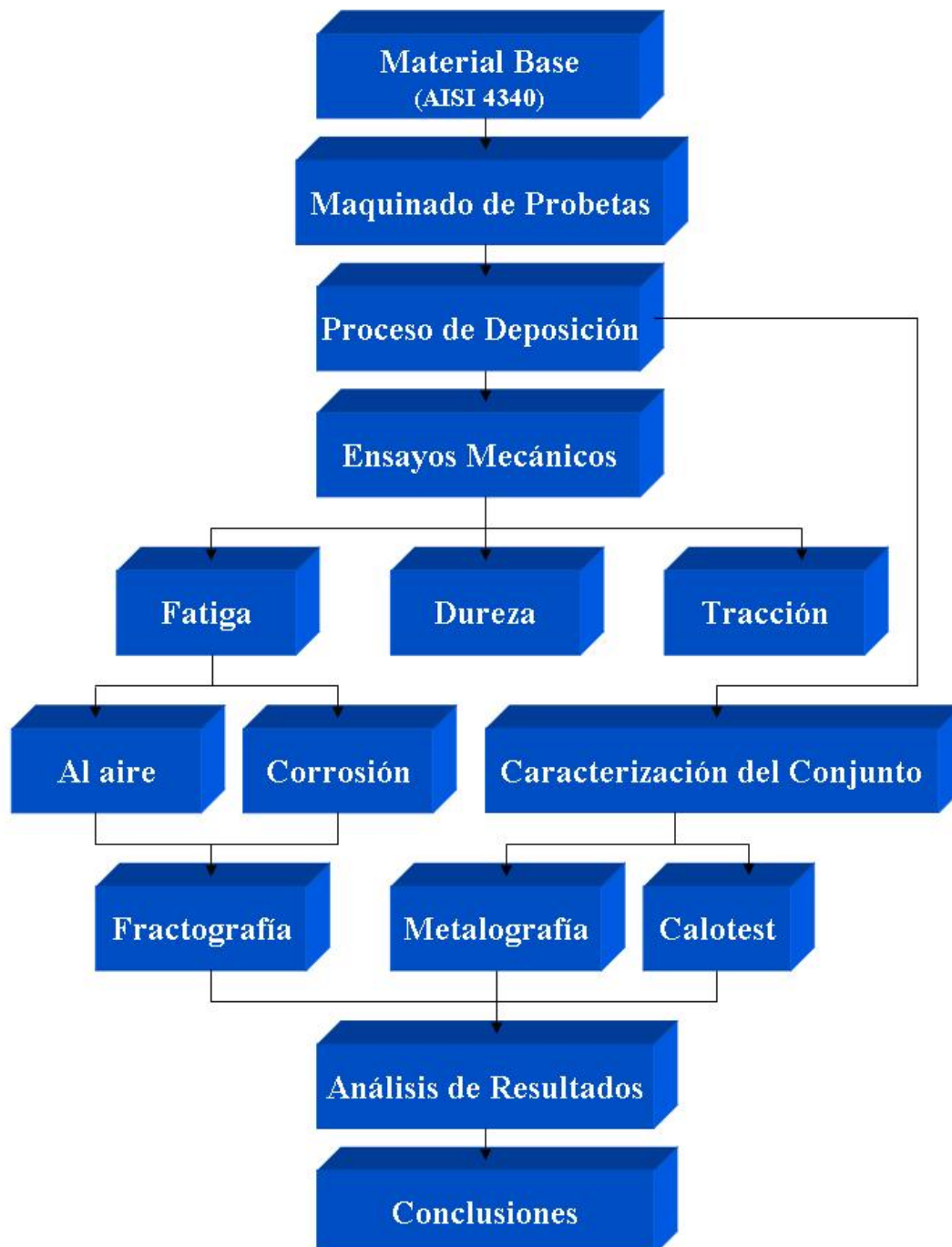
Donde

S = Amplitud de esfuerzo

N = Número de ciclos a falla

S_e = Límite a la Fatiga del material

Los parámetros a y b son propiedades de fatiga del material.

CAPITULO II**METODOLOGÍA EXPERIMENTAL****2.1 DIAGRAMA EXPERIMENTAL**

2.2 MATERIAL BASE

En el presente estudio, 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 1 pulgada de diámetro y 8 metros de largo, en cuanto a su composición química se muestra en la tabla N° 5.

Tabla N° 5. Composición química 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

2.3 MAQUINADO Y PEPARACIÓN DE LAS PROBETAS

El maquinado de las probetas de fatiga y tracción se realizó en tornos, según la norma ASTM E-606 ^[20] y ASTM A-370 ^[18] respectivamente, tal como se muestra en las figuras N° 28 y N° 29. Una vez fabricadas las probetas se procedió a dar el acabado superficial por medio del lijado y pulido de la sección calibrada de las probetas de fatiga, el cual fue realizado en un torno a baja velocidad, en dirección longitudinal en relación al eje de la probeta, bajando el gramaje de las lijas progresivamente desde 300 hasta llegar a 2000.

De esta forma, se evita la presencia de entallas circunferenciales las cuales podrían ser la fuente de inicio de grietas de fatiga. En cuanto a las probetas de tracción, estas fueron lijadas y pulidas de la misma forma que las probetas de fatiga, de tal forma de obtener la misma rugosidad superficial.

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

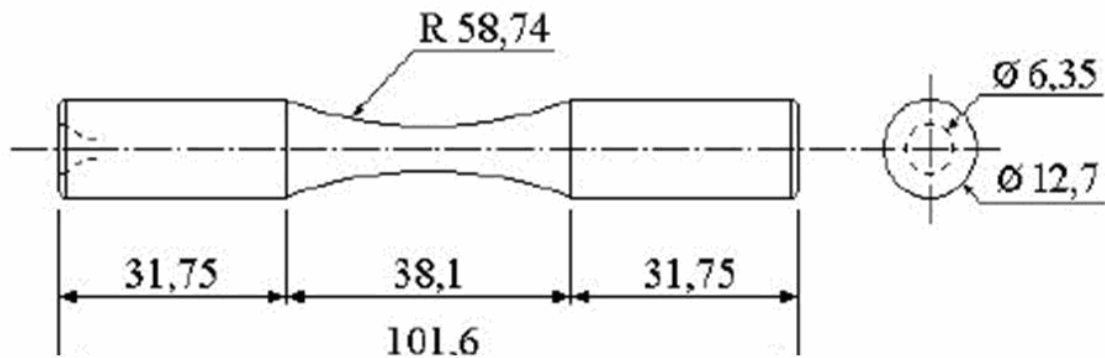


Figura N° 28, Esquema de las probetas para ensayos de fatiga en flexión rotativa según la norma ASTM E 606

En cuanto a las probetas para el ensayo de tracción, poseen un diámetro en la zona de ensayo de 6,35 mm a lo largo de una sección reducida cilindrada de 32 mm de longitud o también llamada longitud l_0 , el cual luego de haber fracturado en el ensayo se unen ambas partes de la probeta y así obtener la longitud final o L como veremos mas adelante; las dimensiones de la probeta se muestran a continuación en la figura N° 29.

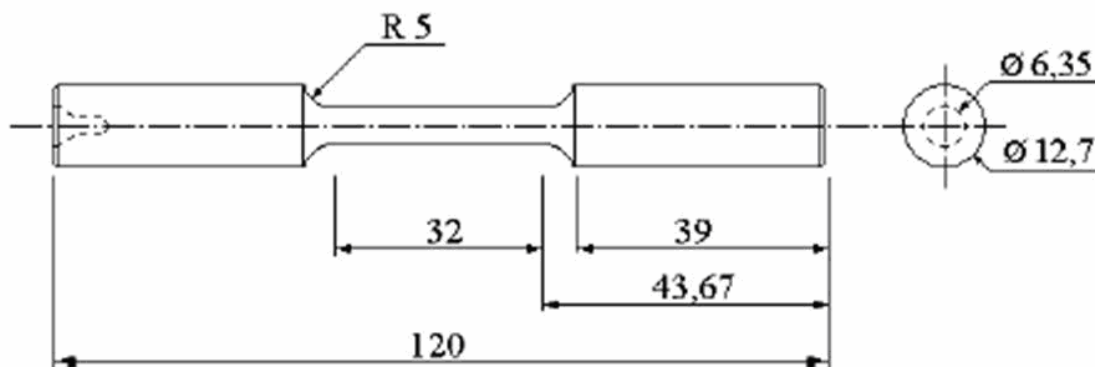


Figura N° 29, Esquema de las probetas para ensayos de tracción según la norma ASTM-A-370

2.4 DEPOSICIÓN DEL RECUBRIMIENTO

La deposición de los recubrimientos de diamante sintético se realizó a través del método PACVD (Plasm Assisted Chemical Vapour Deposition- Deposición Química en fase de Vapor Asistida por Plasma) realizadas por la empresa Balzers Estados Unidos, y es una de las técnicas más utilizadas en la generación de recubrimientos finos.

El recubrimiento utilizado es el diamante Policristalino Sintético, es un recubrimiento cuya elevada dureza y estabilidad térmica son las propiedades mas sobresalientes. Su extraordinaria resistencia al uso y prolongada vida útil permiten maquinar totalmente piezas de trabajo complejas con una única herramienta. Incluso los materiales de elevado nivel abrasivo, tales como los plásticos reforzados con fibra, materiales compuestos y grafito pueden maquinarse el Diamante Policristalino Sintético. A continuación se muestra la tabla N° 6 con algunas de las propiedades de este recubrimiento.

Tabla N° 6, Propiedades del Diamante Policristalino Sintético

Microdureza (HV 0.05)	3000 - 9000
Coeficiente de fricción contra acero (seco)	0.15 - 0.20
Temperatura máxima de servicio (°C)	600
Color del recubrimiento	Gris

En la tabla N° 7 se indica el número de probetas fabricadas para la realización de la investigación.

Tabla N° 7, Especificación de la cantidad y tipo de probetas utilizadas con sus respectivas normas

Probetas	Condición		Cantidad	Norma ASTM
Dureza	Con y sin recubrimiento		2	ASTM E-384
Tracción	Sin recubrimiento		3	ASTM A-370
	Recubiertas con Diamante		3	
Fatiga	Aire	AISI 4340	24	E-606 E-739 E-468
		AISI 4340 + Diamante	24	
	Sol. 3% NaCl	AISI 4340	24	
		AISI 4340 + Diamante	24	

2.5 CARACTERIZACIÓN DEL CONJUNTO

2.5.1. Metalografía del Substrato

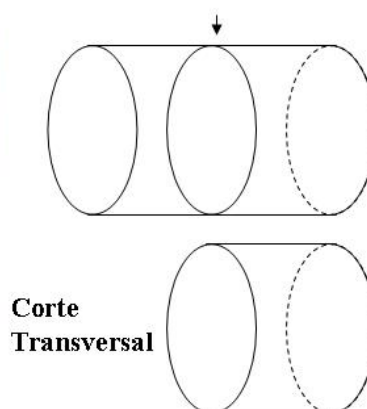
La metalografía consiste en el estudio de la constitución y la estructura de los metales y las aleaciones. La forma más sencilla de hacerlo es examinando las superficies metálicas a simple vista, pudiendo determinar de esta forma las características microscópicas. Este examen se denomina macrográfico y de ellos se extraen datos sobre los tratamientos mecánicos sufridos por el material, es decir poder determinar si el material fue trefilado, laminado, forjado, etc., además de comprobar la distribución de defectos como grietas superficiales, de forja, rechupes, partes soldadas, etc. Existen diversos métodos de ataque, pero el más utilizado es el de tipo químico. El ataque químico puede hacerse de dos maneras, una, sumergiendo la muestra con cara pulida hacia arriba en un reactivo adecuado, y la otra, pasando sobre la cara pulida de la muestra un algodón embebido en dicho reactivo. Posteriormente se lava la probeta con abundante agua, se enjuaga con alcohol o éter y se seca en corriente de aire ^[12].

Para el material base o substrato, así como también el conjunto substrato-recubrimiento, se cortaron muestras de forma longitudinal y transversal como se muestra en la figura N° 30 con una sierra de disco de diamante para el corte transversal y una sierra de disco abrasivo marca Buehler modelo Abrasimet 2 para el corte longitudinal. Luego se procedió al montaje de las mismas, ya que las muestras son muy pequeñas para manejarlas con la mano, para esto se utilizó una prensa de montaje marca Buehler modelo Sampliment 3 que se muestra en la parte superior de la figura N° 31. Las muestras se colocaron junto con polvo transoptic a una temperatura de 160 °C y una presión de 4400 psi durante 8 minutos con precarga, luego de esto fueron desbastadas para eliminar cualquier tipo de marca dejada por la sierra con una lija de grano grueso y pulidas en un esmeril de banco húmedo marca Buehler modelo ECOMET 5 con lijas de grano mas fino cada vez hasta lograr el pulido tipo espejo. Posteriormente se realizó el ataque para poner en evidencia la estructura del acero, las muestras fueron impregnadas de un reactivo químico denominado Nital, comúnmente utilizado para atacar aceros; el mismo esta constituido en 2% de ácido nítrico en alcohol etílico. Para su aplicación, el nital se vierte en un vidrio de reloj y la muestra (lavada y secada previamente) se frota

con un algodón impregnado en dicho reactivo durante alrededor de 15 seg para que el ataque químico sea exitoso y funcional. Inmediatamente después se lava la muestra con abundante agua, se enjuaga con alcohol y se seca mediante un golpe de aire. Luego de esto, se procedió a la observación y obtención de las imágenes de la microestructura de las muestras mediante el equipo de microscopía óptica, el cual se muestra en la parte inferior de la figura N° 31. Se debe evitar el sobreataque, dado que la superficie se puede manchar y tapar la estructura o producirse manchas de corrosión.



Cortadora de Disco abrasivo



Cortadora de Disco de Diamante

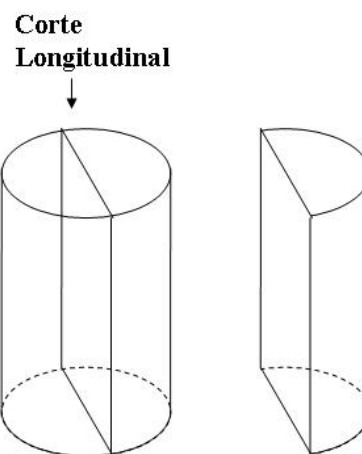


Figura N° 30, Equipo utilizado para cortar las probetas, trasversales y longitudinales

Equipo de Montaje

Marca Buehler
Modelo Simplimente 3
Mounting Press

**Equipo de Microscopía
Óptica**

FiguraNº 31, Equipo utilizado para realizar el montaje de las probetas para la metalografía y la microscopía óptica

2.5.2. Ensayos de Indentación

Las diversas técnicas de indentación permiten obtener información relacionada con las propiedades mecánicas de una superficie dada. Para la caracterización de las muestras se seleccionó el ensayo de microindentación Vickers, realizado en el microdurómetro marca LECO modelo M-400-H, ubicado en el Laboratorio Nuevos Materiales de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Central de Venezuela (Figura N° 32), variando las cargas desde 50 hasta 500 gr. pasando por 100, 200 y 300 gr., bajo la norma ASTM E- 384^[19].

Las muestras se prepararon de igual manera que en el estudio metalográfico y se tomaron en cuenta las probetas seccionadas transversalmente. Las muestras se colocaron en la mordaza del porta probeta, sobre la plataforma motorizada del microdurómetro, luego de esto se ajustó la carga deseada, así como el número de indentaciones que se desea realizar, y la distancia entre estas; en el caso particular de este estudio de dureza Vickers, se hicieron 4 medidas por cada carga a una distancia de 150 μm entre cada indentación como se muestra a continuación en la figura N° 32.

El objetivo principal de la realización de esta prueba fue obtener valores comparativos de microdureza entre las distintas condiciones; inicialmente se determinó la microdureza del sustrato sin recubrimiento, posteriormente, se determinó la microdureza del sustrato, a las que se les aplicó el recubrimiento de diamante sintético, y de esta manera estimar de manera cuantitativa las posibles alteraciones superficiales, producto del proceso de deposición.

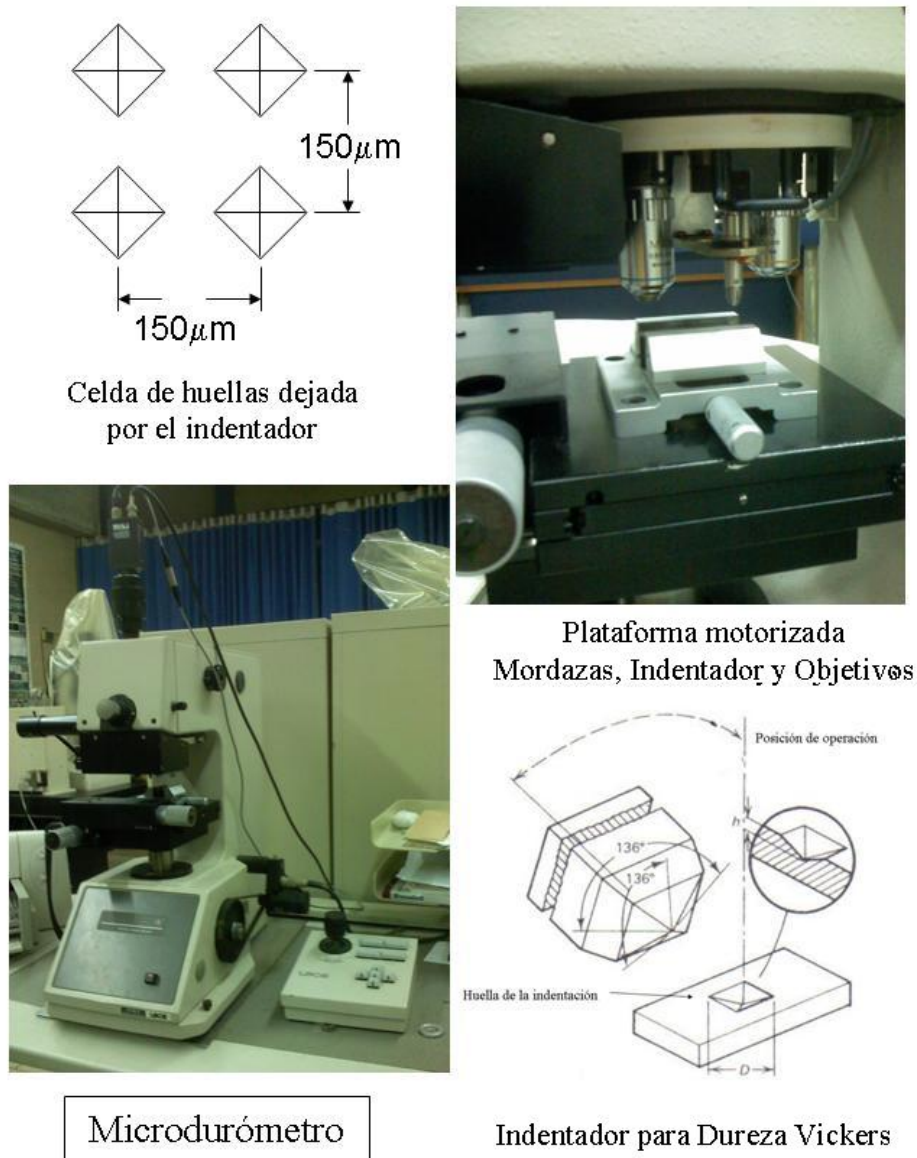


Figura N° 32, Equipo para el ensayo de microdureza vickers

2.5.3. Determinación del espesor del recubrimiento calotest

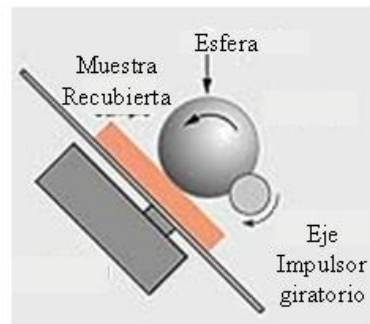
El espesor del recubrimiento se determinó de manera alternativa con la ayuda de un equipo *CALOTEST* marca CSEM. En este método, el espécimen se coloca sobre una base inclinada, ajustando las mordazas para garantizar su inamovilidad. Luego se

pone en contacto con la superficie recubierta, una esfera de acero con un diámetro de 30 mm, la cual a su vez reposa sobre un eje cilíndrico acoplado a un motor eléctrico que tiene la finalidad de suministrar el movimiento al conjunto. Se utiliza una suspensión abrasiva de diamante de 0,5 μm la cual actúa en el contacto esfera y superficie recubierta durante el ensayo. El eje transfiere movimiento a la esfera y esta se desliza sobre la superficie del recubrimiento, ocasionando un desgaste en el mismo. Una vez que han transcurrido 30 segundos, el desgaste ha consumido una porción del recubrimiento dejando expuesto el sustrato, generando así una huella como la mostrada en la figura N° 33.

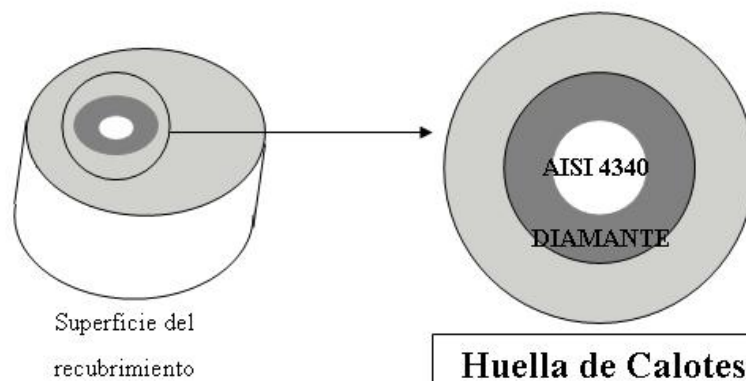
Tal como se muestra en la figura N° 33, al analizar la huella a un aumento adecuado, se logran identificar los diámetros de los dos círculos concéntricos. Justamente, estos diámetros, tanto el externo en la superficie del recubrimiento (D_{cr}) como el interno en el sustrato (D_{cs}), son los que se emplean para hacer la estimación del espesor del recubrimiento (E_r) a partir de la ecuación. E.34, donde R_b es el radio de la esfera de acero utilizada en el ensayo.

$$E_r = \frac{1}{2} \left(\sqrt{4R_b^2 - D_{cs}^2} - \sqrt{4R_b^2 - D_{cr}^2} \right) \quad (E.34)$$

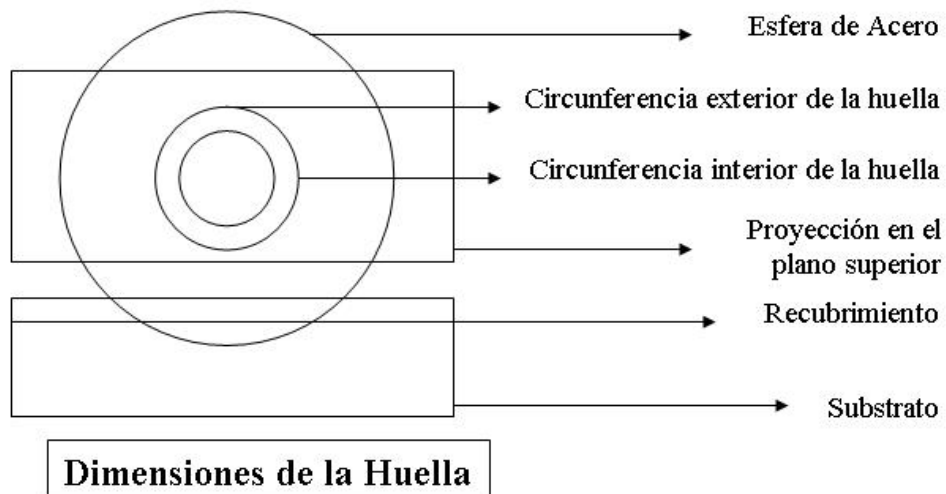
En la presente investigación se hizo un ensayo. Con ayuda de un sistema de análisis de imágenes se determinaron los valores de los diámetros que intervienen en la ecuación anterior, los cuales fueron el resultado de un promedio de 15 mediciones realizadas en cada uno.



Equipo Calotest



Huella de Calotest



Dimensiones de la Huella

Figura N° 33, Ensayo Calotest, para determinar el espesor del recubrimiento

2.6 ENSAYOS DE TRACCIÓN

Los ensayos de tracción fueron realizados en una máquina INSTRON modelo 8502 (figura N° 34), los cuales son controlados por medio de una computadora, empleando para ello un programa de ensayo de materiales en el cual utiliza una velocidad de desplazamiento de la mordaza móvil (actuador) de 3 mm/min y los datos tanto de alargamiento como de carga aplicada serán registrados en la misma computadora a una frecuencia de 3 s⁻¹.



Figura N° 34, Máquina de Ensayo de tracción INSTRON modelo 8502

Subsecuentemente, se realizó una corrección a los datos de alargamiento con el fin de eliminar el efecto de deformación elástica de los componentes de la máquina involucrados en el sistema de carga. La ecuación utilizada para realizar dicha corrección, es dada como:

$$(\Delta L_i)_{corr} = \Delta L_i - \Delta F_i \left(\frac{1}{K_{exp}} - \frac{1}{K_{prob}} \right) \quad (E.35)$$

Donde K_{exp} y K_{prom} son la rigidez experimental y rigidez de la probeta, respectivamente. Dichas constantes se expresan como:

$$K_{exp} = \frac{\sum F_i}{\sum \Delta L_i} \quad (E.36)$$

$$K_{prob} = \frac{A_0 E}{L_0} \quad (E.37)$$

Donde:

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

E: modulo de elasticidad.

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

2.7 ENSAYOS DE FATIGA Y FATIGA – CORROSIÓN

Los ensayos de fatiga y fatiga corrosión se realizaron en una máquina de flexión rotativa marca Fatigue Dynamins, modelo RBF-200, la cual se puede observar en la figura N° 35. 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 los ciclos de 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.

Para crear el ambiente corrosivo durante el momento del ensayo, la máquina está provista de una cámara independiente. En este caso, el medio corrosivo utilizado fue una solución salina de NaCl al 3 %. El rociado de dicha solución sobre la superficie de la probeta se realiza por medio de una boquilla en la parte superior de la cámara de corrosión, cuya ubicación coincide aproximadamente con el diámetro mínimo de la probeta a ensayar, obteniéndose de esta forma una humedad uniforme en la misma. Todos los ensayos fueron realizados con un caudal de aproximadamente 5 cc/s. El flujo continuo de la solución se garantizó mediante el uso de una bomba eléctrica rotativa, inmersa en un depósito para la succión del líquido.



Figura N° 35, Máquina de ensayo de fatiga en flexión rotativa

Para cada condición se realizaron 24 ensayos a cuatro niveles distintos de esfuerzo, estos corresponden al 90, 80, 70 y 60% del esfuerzo de fluencia, tanto para los ensayos de fatiga al aire como los de fatiga corrosión del material base, y el 75, 70, 65 y 60 % del esfuerzo de fluencia, para los ensayos del conjunto substrato-recubrimiento. Por lo tanto, para cada nivel de esfuerzo se ensayaron 6 probetas.

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:

$$S = \frac{M \times C}{I} \Rightarrow M = \frac{S \times I}{C} \quad (E.38)$$

Donde:

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

S es el esfuerzo aplicado dado en [MPa]

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

C es la distancia desde el eje neutro de carga hasta la superficie de la probeta dado en $[\text{mm}]$

$C=D/2$, D es el diámetro de la probeta medido en $[\text{mm}]$

Para una barra circular, se tiene que:

$$I = \frac{\pi \times D^4}{64} \quad (E.39)$$

Sustituyendo se tiene en la ecuación (E.40), se tiene que:

$$M = \frac{S \times \left(\pi \times \frac{D_0^4}{64} \right)}{\frac{D}{2}} = \frac{S \times \pi \times D^3}{32} \quad (E.40)$$

Entonces, el momento flector (M) se obtiene como:

$$M = 9,0982 \times S \times D^3 [\text{Lbf} \times \text{pulg}] \quad \text{ó} \quad M = 11.0955 \times S \times D^3 [\text{MPa} \times \text{mm}^3] \quad (E.41)$$

Todos los ensayos de fatiga al aire y fatiga corrosión se realizaron a una frecuencia de 50 Hz y a una velocidad de rotación promedio de 3000 rpm, Los datos obtenidos de estos ensayos fueron el número de ciclos de falla para cada nivel de esfuerzo alternante aplicado.

Dichos datos se le aplicó la distribución de Weibull con un porcentaje de confiabilidad del 50 %, para luego representar gráficamente mediante una curva de Whöler aplicando los modelos de Basquin (E.32) y Weibull (E.33).

Para el modelo de Basquin dichos datos se representaron en una curva en escala doble logarítmica del esfuerzo alternante ($\log S_a$) versus el número de ciclos a falla ($\log N$).

Para el modelo de Weibull los datos se representaron en una curva de esfuerzo alternante (S_a) versus el logaritmo del número de ciclos a falla ($\log N$). Para esto se represento la ecuación E.33 en función de esfuerzo alternante como se observa en la ecuación E.42

$$S = S_e + \left(\frac{N}{b} \right)^{\frac{1}{a}} \quad (E.42)$$

Donde S_e representa el límite a la fatiga para los ensayos de fatiga al aire. Los dos parámetros que involucra esta relación (a y b) son propiedades de fatiga del metal y se determinan a partir de los datos experimentales.

2.8 ESTUDIO FRACTOGRÁFICO

El estudio fractográfico se realizó con la finalidad de caracterizar los mecanismos de falla que actuaron sobre las probetas del conjunto substrato recubrimiento ensayadas a fatiga al aire y fatiga corrosión. El estudio fue conducido mediante la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), la cual permite analizar los mecanismos de fatiga y corrosión, así como la nucleación y crecimiento de grietas, este se realizó sobre las superficies de fracturas de las probetas escogidas.

En primer lugar se realizó la selección de las probetas a ser estudiadas, tomando en cuenta sólo las que fallaron a un número de ciclos próximo al promedio de falla. Se seleccionaron dos probetas ensayadas a fatiga al aire del conjunto substrato-recubrimiento a un esfuerzo de 726 MPa y 688 MPa, y una probeta a fatiga corrosión del conjunto correspondiente a un esfuerzo de 688 MPa.

Las muestras se cortaron aproximadamente a 7 mm desde la zona de fractura utilizando una cortadora de precisión de disco de diamante marca Buehler, modelo Isomet 2000. Posteriormente, todas las muestras fueron limpiadas, sumergiéndolas en un envase de vidrio con acetona, en un equipo de limpieza ultrasónica marca Buehler, modelo Ultramet II, durante 15 minutos; el proceso se repitió por 15 minutos más utilizando alcohol, todo esto para eliminar grasa u óxido depositado en la superficie de fractura^[18,20].



Figura N° 36, Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido

Finalmente, se introdujeron estas muestras en el equipo de MEB de la escuela de metalurgia de la UCV marca Hitachi modelo S-2400 (figura N°36). Mediante el estudio fractográfico se determinó el inicio de la o las grietas por fatiga, estriaciones, entre otras características como se explicó anteriormente y se profundizará más adelante, en virtud de lo cual se trato de explicar el comportamiento presentado por este conjunto reflejado en los resultados obtenidos de los ensayos.

2.9 WEIBULL ++

Es el estándar en la industria para el análisis de datos de vida (análisis de Weibull). El software realiza análisis de datos de vida utilizando distintas distribuciones de vida incluyendo todas las formas de distribución Weibull, con una interfaz clara y concisa orientada a la ingeniería de la confiabilidad. Este software provee una gama de análisis de datos, gráficos y herramientas para informes utilizado en el análisis estándar de datos de vida con soporte integrado para una variedad de análisis relacionados. Construido por ingenieros en confiabilidad, este software continúa elevando el estándar para software de análisis estadístico utilizado para aplicaciones en confiabilidad.

Este software posee las opciones para realizar el análisis de datos de vida según cualquier tipo de dato, *Weibull++* permite analizar datos completos, censurados a la derecha (suspendidos), censurados a la izquierda, en intervalos y datos en Forma-Libre, insertados individualmente o en grupos. Una interfaz especializada para analizar datos en forma de reporte también está disponible. El software soporta el análisis de datos de, 2 y 3 de parámetros de Weibull, 1 y 2 parámetros de la función Exponencial, Lognormal, Normal, generalizado Gamma y Gamma. Posee un asistente de distribución el cual realiza automáticamente el cálculo para ayudar a elegir la distribución más adecuada para cada conjunto de datos en estudio. Permite escoger el método de estimativa de parámetros más apropiado para su conjunto de datos. Los métodos disponibles son el Estimador de la Máxima Verosimilitud (Maximum Likelihood Estimation – MLE), Regresión en X o en Y con los Rangos Medianos, Kaplan-Meier o el método de ranking de ReliaSoft.

El Weibull ++, de la Versión 7, continua teniendo la misma flexibilidad y facilidad para realizar los cálculos y generar gráficos de confiabilidad, la cual quedo marcada como la gran diferencia con las versiones anteriores. Estos diversos gráficos son útiles para poder demostrar el análisis visualmente. Se puede generar gráficos de Probabilidad, Confiabilidad vs. Tiempo, Desconfiabilidad (Probabilidad de Falla) vs Tiempo, *pdf*, Taza de Falla vs Tiempo, gráfico de Contorno y gráfico de Superficie de la Función Verosimilitud (3D). El Weibull ++ ofrece los límites de confianza para todos los análisis de datos de vida, parámetros, resultados de previsión de garantía (Warranty forecasts), datos recurrentes, etc.

La aplicación de esta distribución a los datos de fatiga, permite calcular un valor de vida mediana para cada nivel de esfuerzo ejercido; esta se define como el tiempo en que el 50% de las fallas son esperadas ^[21] y para el caso de esta investigación esta será llamada vida media. Estos valores de vida media se emplearán para dibujar las curvas de wholer según los modelos de basquin y weibull para fatiga.

El método utilizado para la aplicación de la distribución de Weibull a los resultados experimentales obtenidos en el ensayo de fatiga es el siguiente ^[21]:

- 1) Al abrir el programa de Relia Soft 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 tipo Excel como se muestra en la figura N°37, en el que se colocan los valores experimentales número de ciclos para un esfuerzo determinado, de estos valores arrojará un solo número, el cual se utilizará para dibujar la curva de Wöhler para ese esfuerzo.

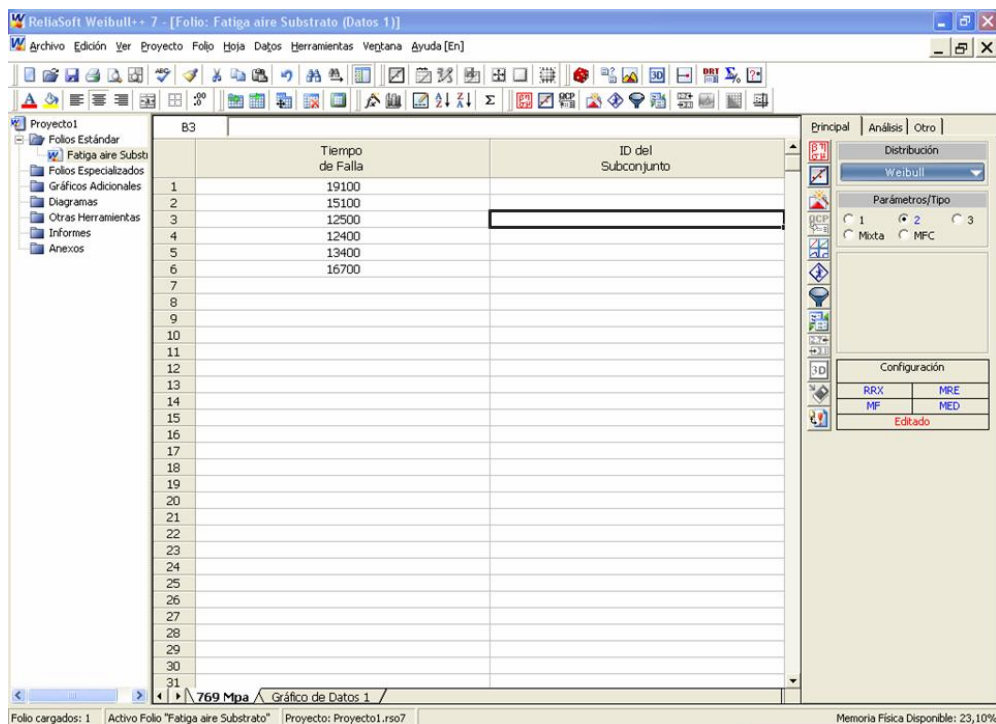


Figura N° 37, Ventana principal del programa de Relia Soft Weibull ++

- 3) En el lado derecho del panel, está una pestaña llamada análisis, en el cual es posible elegir el método de análisis a utilizar y el método de rango a utilizar, para el caso específico de esta investigación se utilizó el método de regresión lineal (mínimos cuadrados) y un método de rango llamado rango medio.
- 4) Así pues, regresando a la pestaña principal del programa, existe un icono que se llama asistente para la distribución como se puede observar en la figura N°38, este analiza los datos y proporciona una sugerencia para la distribución que más se ajuste a estos datos, entrando las posibles respuestas

para este estudio Weibull de 2 y 3 parámetros, al finalizar este análisis, se escoge la opción de implementar.

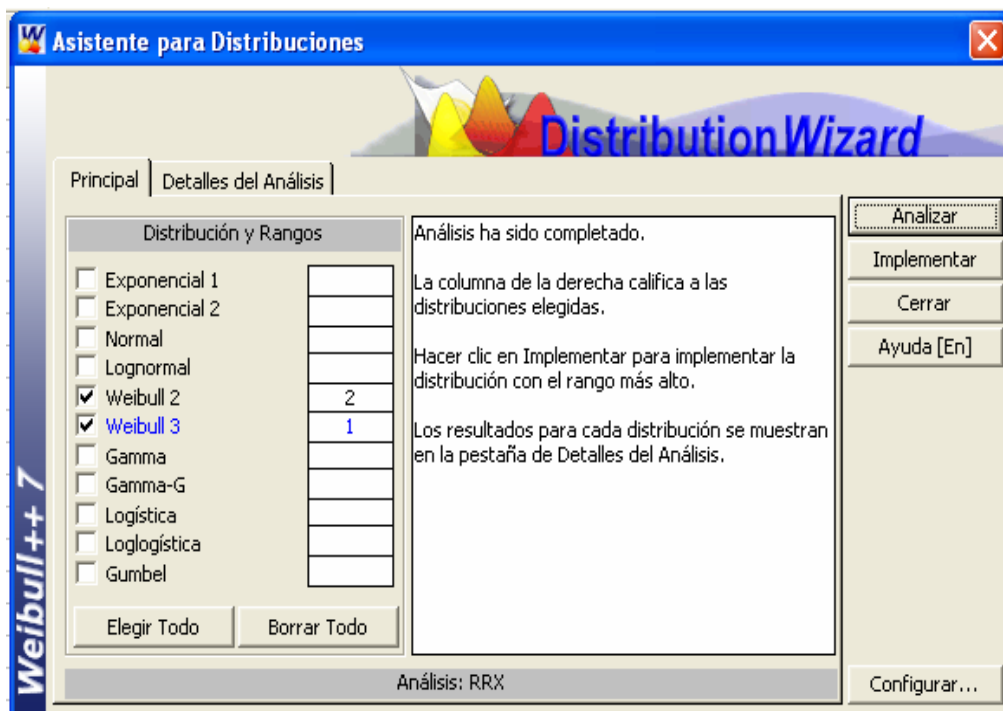
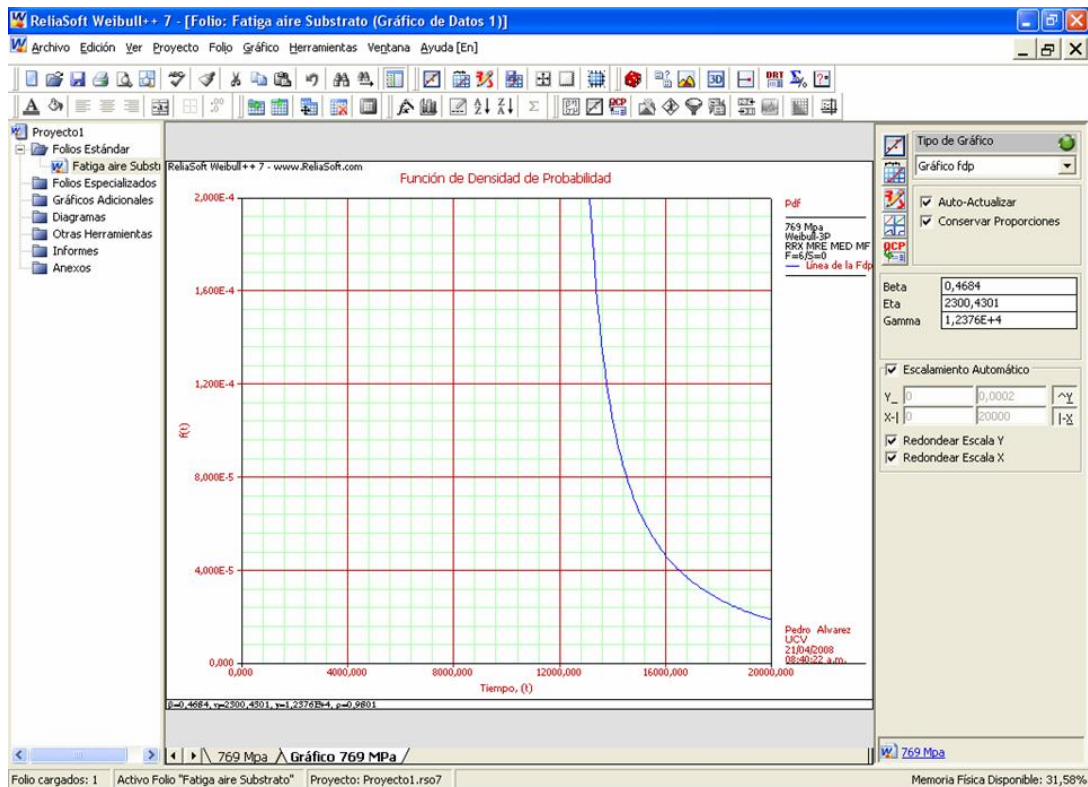


Figura N° 38, Ventana del Asistente para Distribuciones

- 5) Una vez hecho eso, 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°39, esto abre una ventana en la que muestra el gráfico de probabilidad, existe la opción de elegir cual es el tipo de gráfico que se desea, para este caso particular de nuestra investigación se escoge la opción del gráfico de función probabilidad, llamada gráfico $f(t)$.



FiguraN° 39, Ventana del Relia Soft Weibull ++ al momento de graficar la función de Probabilidad

- 6) Una vez obtenido el gráfico, se desea calcular el valor medio de la distribución, para esto se selecciona el ícono en la misma pantalla llamado cojín de cálculos rápidos (QCP) esta se muestra a continuación en la figura N°40, luego se abre automáticamente una nueva ventana al seleccionar este ícono, en la cual es posible escoger la opción de información BX y con un porcentaje de 50% se selecciona el ícono calcular, y se genera el valor de vida media deseado. Igualmente se hace para cada nivel de esfuerzo para así, obtener este valor de vida media para todos los niveles de esfuerzo ensayados; con estos puntos se genera las curvas de Wöhler con los métodos de Basquin y Weibull.



Figura N° 40, Ventana del programa Weibull ++, cojín de cálculos rápidos

CAPITULO III

RESULTADOS Y ANALISIS DE RESULTADOS

3.1. MATERIAL BASE

3.1.1. Caracterización metalográfica del metal base con y sin recubrimiento

Con el objetivo de caracterizar microestructuralmente los especímenes recubiertos y sin recubrir, se procedió a la evaluación metalográfica de las distintas probetas. Como resultado, se presenta a continuación las figuras que muestran diversas secciones para así verificar si ha ocurrido alguna modificación importante en cuanto a la morfología, tamaño y distribución de los microconstituyentes, como consecuencia de la aplicación del recubrimiento de diamante sintético y la estadía de los especímenes dentro del reactor de plasma.

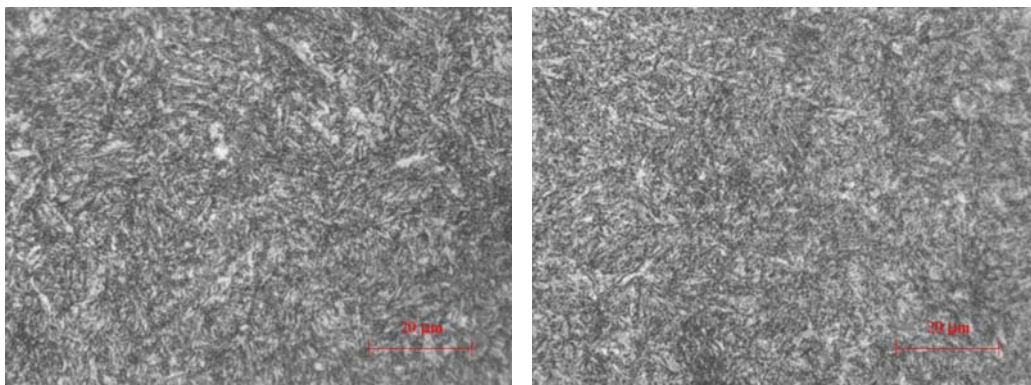
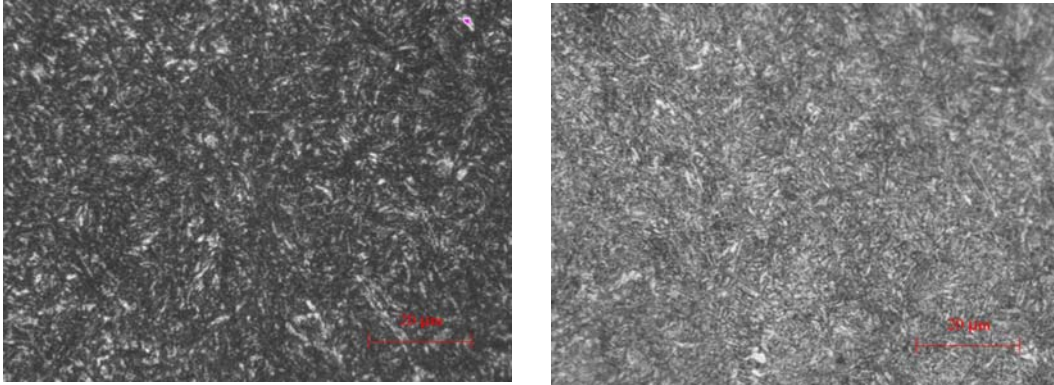


Figura N° 41, Microestructura del sustrato Recubierto (izquierda) y sin recubrir (derecha) en la sección longitudinal



FiguraN° 42, Microestructura del substrato Recubierto (izquierda) y sin recubrir (derecha) en la sección transversal

En las dos figuras anteriores se observa una estructura típica de un acero AISI 4340 bonificado, es decir en condición de temple y revenido. Desde un punto de vista cualitativo, las agujas de martensita presentan básicamente el mismo grosor, aunque se pudiese observar que estas experimentaron un cierto crecimiento durante el proceso de deposición, no obstante esto no repercutió en el comportamiento macromecánico del substrato, pudiéndose esto corroborar más adelante en los ensayos de microindentación estática.

Estas observaciones nos permiten inferir que el substrato no experimenta modificación alguna como consecuencia de su estadía dentro del reactor. Dicho comportamiento es consistente tanto en la sección longitudinal como en la transversal de las barras tratadas.

3.2. CARACTERIZACIÓN DEL CONJUNTO SUBSTRATO-RECUBRIMIENTO

3.2.1. Determinación del espesor del recubrimiento

Uno de los primeros ensayos realizados al recubrimiento para su caracterización fue la determinación de su espesor. Se utilizó el método de calotest en el cual se hicieron 5 mediciones de los diámetros dejados por la esfera del ensayo, tanto

para el diámetro externo correspondiente al recubrimiento, así como para el diámetro interior, el cual corresponde al diámetro del sustrato, estos se muestran en la tabla N°8.

Utilizando los diámetros promedio de las dos circunferencias, y un diámetro de esfera de 30 mm, se obtuvo el espesor del recubrimiento aplicando la ecuación E.34, el cual arrojó como resultado un espesor de recubrimiento de 0,79088 μm .

Estos espesores son típicos para este tipo de películas pseudocerámicas, en el que los esfuerzos residuales aquí generados limitan el espesor posible de la película.

Tabla N° 8, Resultado de los ensayos de Calotest, para medir el espesor del recubrimiento

	Dcr	Dcs
Diámetros (μm)	499,2	315
	437,6	324,3
	429,76	311
	430,2	310,06
	434,1	310,2
Diámetros Promedio (μm)	446,172	314,112
Espesor del recubrimiento (μm)		0,79088

3.3. ENSAYOS DE MICROINDENTACIÓN

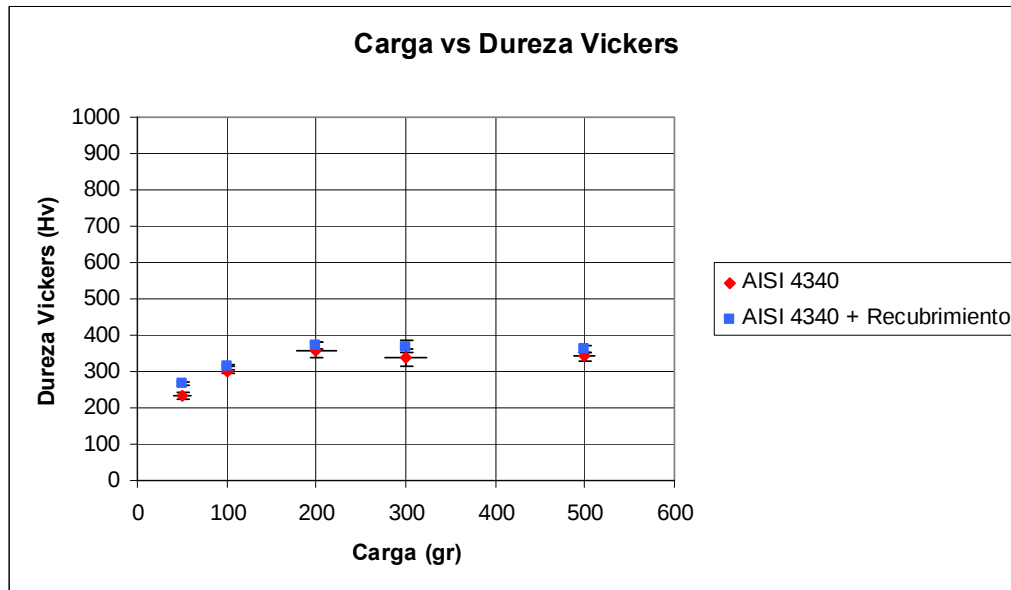
Una vez realizado los ensayos de microindentación, se procedió a graficar los valores de dureza Vickers vs. Carga aplicada, (Tabla N° 9), para el sustrato con y sin recubrimiento. El objeto de evaluar el sustrato tanto en la condición de entrega como posteriormente en el proceso de deposición, fue determinar si este último produjo cambios en la dureza del material base, que pudiese afectar el posterior desempeño del conjunto y propiedades como la resistencia a la fatiga a consecuencia de modificaciones a nivel microestructural.

**Tabla N° 9, Resultado de los ensayos de dureza Vickers de substrato
AISI 4340 con y sin recubrimiento**

Dureza Vickers AISI 4340 sin recubrimiento					
Carga	50	100	200	300	500
Dureza Hv	219,5	297,9	339,3	371,6	331,1
	241,6	303,3	378,8	317	343,2
	236,6	295	339,3	336,1	335,4
	236,6	303,3	378,8	330,5	357,5
Promedio	233,575	299,875	359,05	338,8	341,8
Dureza Vickers del substrato AISI 4340 + Recubrimiento					
Carga	50	100	200	300	500
Dureza Hv	264,2	311,8	368,6	363,4	376,5
	271,2	317,7	386	394,9	353,9
	261,3	317,7	365,1	366,2	365,6
	261,3	314,7	361,9	351,2	353,8
Promedio	264,5	315,475	370,4	368,925	362,45

Estos valores de dureza Vickers vs Carga se graficaron, y se muestran a continuación en la gráfica N° 1. En esta se observa, que para el intervalo de carga aplicada, el material presenta un valor de dureza semejante antes y después de ser aplicado el proceso de deposición, observándose un pequeño aumento de aproximadamente el 5 % del valor promedio medido de la dureza en las diferentes cargas aplicadas, este resultado puede ser atribuido a la precisión del instrumento de medición. En efecto si se toma en cuenta la desviación estándar de estas medidas, como se muestra en la grafica N° 1, se puede observar que el valor de ambos casos es aproximadamente igual y están dentro de la banda de tendencia.

En la gráfica se evidencia un aumento de dureza a mayor carga aplicada, este aumento sugiere una dependencia funcional de estos parámetros, aunque de forma sutil, esta persiste tanto en el substrato sin recubrimiento como en el substrato recubierto. De manera que este comportamiento podría ser atribuido a que ambos materiales experimentan cierto endurecimiento por deformación durante la aplicación de las cargas, es por ello, que a mayores cargas, mayor es la deformación y por ende podríamos esperar un mayor endurecimiento por deformación, se podría sugerir en todo caso, determinar para estos valores los exponentes de Meyer correspondientes, y así ver la sensibilidad del material a endurecerse por deformación.



Gráfica N° 1. Curva de la Carga vs. Dureza Vickers del Substrato AISI 4340 con y sin recubrimiento

Con respecto a la dureza absoluta del recubrimiento, esta fue determinada por Azuaje y Rondon^[22]. Estos reportaron una dureza absoluta de la película de diamante policristalino de 31 GPa siguiendo el modelo propuesto por Puchi Cabrera^[23], la cual se encuentra acorde al intervalo de valores de dureza obtenidos en la literatura para los recubrimientos de diamante, la cual oscila entre 30 y 90 GPa, variando según el tipo de diamante y la técnica de deposición.

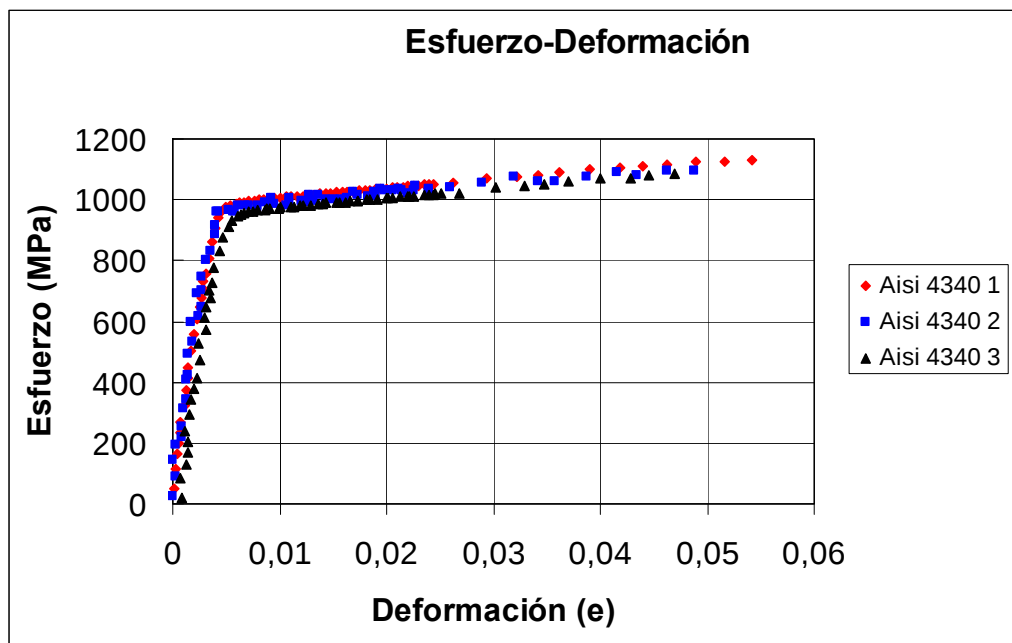
3.4. ENSAYOS DE TRACCIÓN

En la tabla N° 10, se muestran los valores obtenidos de los ensayos de tracción realizados al material base y al conjunto substrato recubrimiento. Los datos de carga y alargamiento para cada ensayo fueron tratados a fin de corregir la deformación elástica de los elementos de máquina. La tabla muestra los valores de σ_y y σ_{uts} obtenidos de las curvas esfuerzo vs deformación real para cada ensayo realizado, esas curvas se muestra en las Gráficas N° 2 y N° 3.

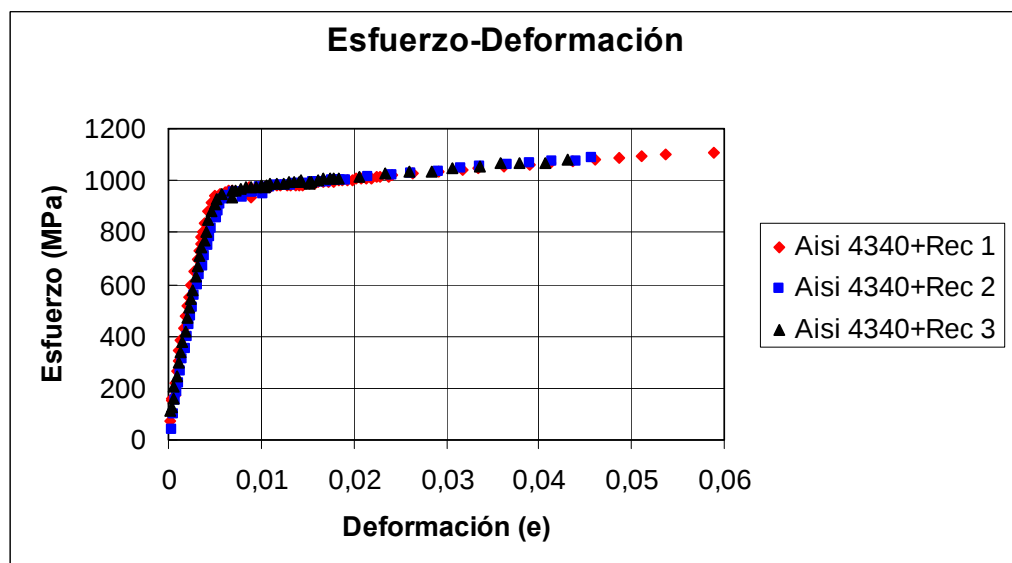
Tabla N° 10, Resultado de los ensayos de tracción del substrato AISI 4340 con y sin recubrimiento

AISI 4340			AISI 4340 + Recubrimiento		
Probeta N°	σ_y (MPa)	σ_{uts} (MPa)	Probeta N°	σ_y (MPa)	σ_{uts} (MPa)
1	990	1129	1	962	1108
2	970	1097	2	960	1084
3	965	1085	3	970	1082
Promedio	975	1104	Promedio	964	1091
Desviación Estándar	11	19	Desviación Estándar	4	12

Las variaciones que se perciben en las propiedades mecánicas del conjunto, en principio son muy pequeñas y las mismas podrían estar dentro del intervalo de la desviación estándar. No obstante, estas diferencias o incremento en las propiedades mecánicas podrían estar asociadas a la presencia del recubrimiento, esta hipótesis puede ser fácilmente descartable ya que, en principio el espesor aproximado del recubrimiento es de 0,79 μm , y es poco probable que una película de este espesor aporte un aumento en la resistencia a la deformación plástica, ya que se sabe que este tipo de recubrimiento no acompaña al substrato al momento de producirse esta deformación. Es por esto, que esta diferencia puede ser atribuida al engrosamiento experimentado por la microestructura del substrato observada en la microscopia óptica, entonces podemos decir que, esta propiedad es más sensible a estos cambios microestructurales que la dureza, otros autores han reportado experiencias similares.



Gráfica N° 2. Curva de Esfuerzo real vs. Deformación real del Acero AISI 4340



Gráfica N° 3. Curva de Esfuerzo real vs. Deformación real del Acero AISI 4340+Recubrimiento

3.5. ENSAYOS DE FATIGA Y FATIGA – CORROSIÓN

En las tablas N° 11 – 14, se presentan los resultados experimentales obtenidos en los ensayos de fatiga la aire y fatiga corrosión, se especifica para cada una de las probetas ensayadas el diámetro del espécimen, el momento flector aplicado y el esfuerzo alternante asociado a dicho momento flector, 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° 11, Ensayos de fatiga al aire del Acero AISI 4340 sin recubrimiento

Resultados de los ensayos de fatiga de AISI 4340									
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,44	178,8	769,6	12.800	13	6,59	155,7	625,3	176.100
2	6,34	170,6		15.100	14	6,36	140,0		218.100
3	6,39	174,7		12.500	15	6,38	141,3		164.900
4	6,48	182,2		12.400	16	6,5	149,4		139.500
5	6,44	178,8		13.400	17	6,42	144,0		278.000
6	6,39	174,7		16.700	18	6,53	151,5		210.800
Promedio				14.020	Promedio				197.900
Desviación estándar				1.849	Desviación estándar				48.919
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
7	6,44	156,5	673,4	39.200	19	6,43	200,2	865,8	4.500
8	6,37	151,4		64.200	20	6,4	197,5		3.700
9	6,5	160,9		28.300	21	6,33	191,1		4.400
10	6,42	155,0		55.600	22	6,41	198,4		4.900
11	6,45	157,2		73.200	23	6,31	189,2		4.400
12	6,41	154,3		50.800	24	6,36	193,8		4.300
Promedio				51.883	Promedio				4.367
Desviación estándar				16.359	Desviación estándar				388

Tabla N° 12, Ensayos de fatiga al aire del Acero AISI 4340 + Recubrimiento

Resultados de los ensayos de fatiga de AISI 4340 + recubrimiento									
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,41	157,6	688	307.800	13	6,37	137,6	612	738.550
2	6,33	151,8		320.780	14	6,58	151,7		640.132
3	6,41	157,6		337.170	15	6,38	138,3		653.960
4	6,48	162,9		300.560	16	6,49	145,5		839.200
5	6,34	152,5		347.950	17	6,41	140,2		848.550
6	6,38	155,4		341.790	18	6,51	146,9		849.550
Promedio				326.008	Promedio				761.657
Desviación estándar				19.295	Desviación estándar				98.173
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
7	6,44	151,0	650	345.310	19	6,36	162,5	726	244.110
8	6,36	145,5		389.150	20	6,42	167,1		249.060
9	6,39	147,5		355.320	21	6,34	161,0		257.970
10	6,42	149,6		376.900	22	6,51	174,3		284.260
11	6,51	156,0		349.600	23	6,33	160,2		252.430
12	6,42	149,6		347.950	24	6,42	167,1		251.150
Promedio				360.705	Promedio				256.497
Desviación estándar				18.019	Desviación estándar				14.331

Tabla N° 13, Ensayos de fatiga corrosión del Acero AISI 4340 sin recubrimiento

Resultados de los ensayos de fatiga Corrosión de AISI 4340									
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,41	176,3	769,6	14.200	13	6,40	142,6	625,3	38.500
2	6,49	183,0		7.200	14	6,45	146,0		34.500
3	6,48	182,2		11.600	15	6,5	149,4		39.000
4	6,44	178,8		8.300	16	6,48	148,0		39.800
5	6,44	178,8		12.500	17	6,34	138,6		48.900
6	6,43	178,0		11.100	18	5,35	83,3		32.800
Promedio				10.817	Promedio				38.917
Desviación estándar				2.623	Desviación estándar				5.613
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
7	6,51	161,6	673,4	24.800	19	6,36	193,8	865,8	3.100
8	6,47	158,7		18.000	20	6,4	197,5		3.200
9	6,47	158,7		20.800	21	6,37	194,7		3.700
10	6,38	152,1		18.400	22	6,46	203,1		4000
11	6,51	161,6		32.100	23	6,41	198,4		4100
12	6,39	152,9		28.600					
Promedio				23.783	Promedio				3.620
Desviación estándar				5.740	Desviación estándar				455

Tabla N° 14, Ensayos de fatiga corrosión del Acero AISI 4340 + Recubrimiento

Resultados de los ensayos de fatiga Corrosión de AISI 4340 Recubrimiento									
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6,41	157,6	688	49.830	13	6,53	148,3	612	67.520
2	6,34	152,5		54.640	14	6,39	138,9		78.960
3	6,38	155,4		58.510	15	6,52	147,6		69.940
4	6,44	159,9		45.410	16	6,44	142,2		50.590
5	6,38	155,4		46.200	17	6,52	147,6		71.150
6	6,36	154,0		33.890	18	6,34	135,7		69.340
Promedio				48.080	Promedio				67.917
Desviación estándar				8.566	Desviación estándar				9.369
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
7	6,41	148,9	650	57.060	19	6,51	174,3	726	39.920
8	6,37	146,2		68.830	20	6,36	162,5		35.850
9	6,39	147,5		68.940	21	6,34	161,0		33.430
10	6,46	152,5		59.590	22	6,41	166,4		31.460
11	6,45	151,7		64.550	23	6,38	164,0		29.800
12	6,35	144,8		50.800	24	6,37	163,3		32.660
Promedio				61.628	Promedio				33.853
Desviación estándar				7.157	Desviación estándar				3.593

Para realizar el análisis de los datos obtenidos en los ensayos de fatiga al aire y fatiga corrosión, es importante iniciar esta discusión evaluando el comportamiento observado para los valores de la desviación estándar reportados para cada uno de los niveles de esfuerzo ensayados, estos se muestran en las tablas N° 11 – 14; estos revelan que a medida que disminuye el valor del esfuerzo aplicado, se puede observar que el valor de la desviación estándar incrementa considerablemente, esto al menos para el caso específico de los datos de la fatiga al aire del material base; este comportamiento ya fue discutido en otras investigaciones previas ^[24], en donde se atribuye esta tendencia, a la influencia que ejerce para niveles de esfuerzo relativamente bajos, la etapa I de la fatiga, la cual es el evento de nucleación de la grieta como mecanismo que controla el fenómeno de falla por fatiga. Esto, introduce en los datos del resultado una componente importante de carácter probabilística, la cual se ve reflejado 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, pasando a ser controlado el proceso de falla, por el esfuerzo alternante aplicado^[24].

Realizando el análisis de la desviación estándar y apoyándonos en lo anteriormente mencionado, para obtener un resultado cualitativo del efecto que produce la película en el comportamiento a la fatiga del conjunto substrato-recubrimiento, no es posible comparar directamente los valores de la desviación estándar en los resultados del ensayo de fatiga al aire y fatiga corrosión para las muestras dentro de un mismo valor de esfuerzo, ya que estos ensayos se realizaron a diferentes niveles de esfuerzo, entonces para poder realizar esta comparación, se toma en cuenta, solo los valores de menor esfuerzo aplicado, en donde, se observa que para las muestras con recubrimiento, esta dispersión entre los resultados es mucho mayor. Dicho resultado, podría sugerir que existe alguna heterogeneidad mecánica, en la película producida, la cual afectaría el evento de nucleación.

Este mismo análisis lo podemos realizar para las probetas ensayadas en condiciones de fatiga corrosión. En este caso los datos reflejan una diferencia entre la dispersión de los valores mucho menor como era de esperarse, sin embargo, si comparamos para el conjunto substrato recubrimiento, tanto en condiciones de fatiga al aire y fatiga corrosión, la tendencia es similar al del substrato solo, es decir el medio corrosivo, afecta, aunque en menor grado la nucleación debido a la generación de picaduras por interacción del medio con el espécimen. Ahora bien si comparamos para los ensayos de fatiga corrosión, el comportamiento de las muestras con y sin recubrimiento, se ve reflejado el hecho de que la presencia de la película inhibe, el proceso de picadura, por lo que entonces podría aumentar las dispersión en los datos experimentales.

Es muy importante mencionar que hasta ahora, solo se ha utilizado la desviación estándar o dispersión entre los valores de ciclos a la fractura, para analizar el efecto de la película en la alteración de los mecanismos de nucleación de la grieta.

Ahora bien, en otro orden de ideas, a partir de los resultados obtenidos, se construyeron las curvas de vida empleando el método de distribución de Weibull, lo cual permitió determinar los valores de vida promedio para un 50% de confiabilidad. En las tablas N° 15 – 18, se presentan los resultados de dicha distribución reportando el nivel de esfuerzo empleado, la vida media para ese esfuerzo, el tipo de distribución de Weibull utilizada y por último los parámetros para esta distribución. Adicionalmente se observan en las gráficas N° 4-8 las curvas de función de densidad de probabilidad vs número de ciclos para cada nivel de esfuerzo para todas las condiciones de ensayo, en estas gráficas se representa los valores de vida promedio antes mencionados.

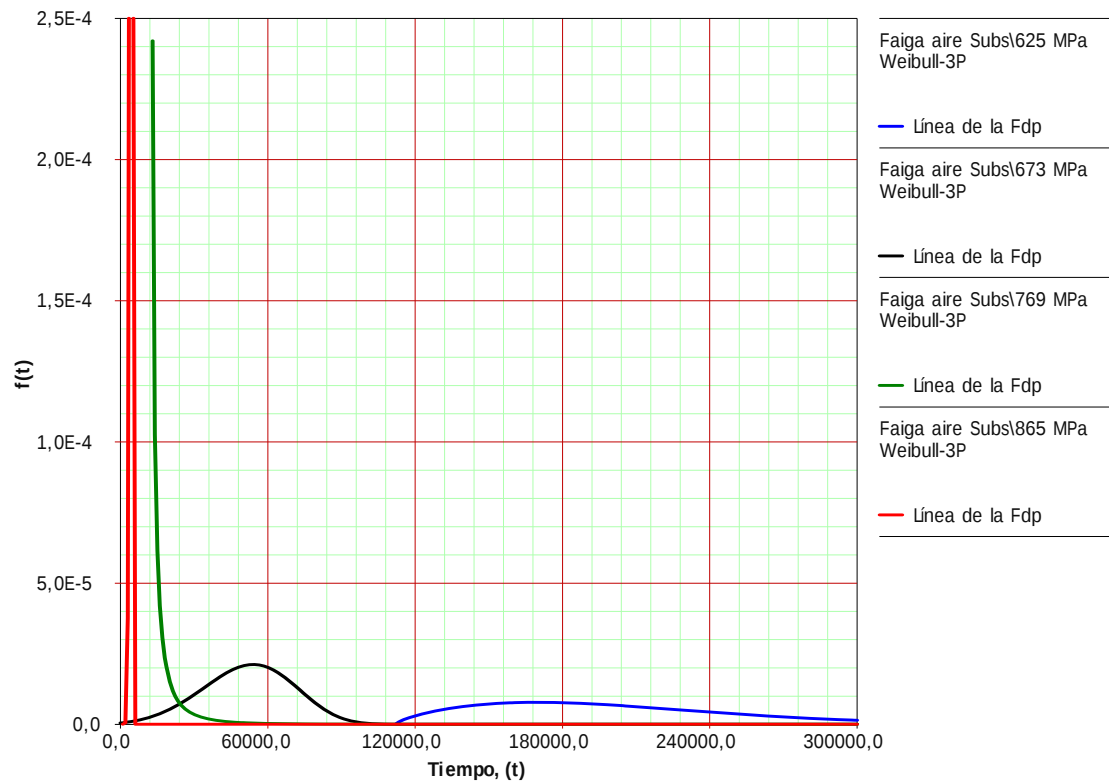
En las graficas N °4 -7 se puede corroborar lo expresado anteriormente en cuanto a la desviación estándar a altos ciclos , la cual es mayor ,observándose en el intervalo de valores de tiempo (t) de las curvas, a menores esfuerzos en cada condición de ensayo. De igual manera se ve expresada la pequeña variación estándar para altos esfuerzos.

Tabla N° 15, Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga al aire del material base

Esfuerzo [Mpa]	Vida Media	Distribución empleada	β	α	δ
625,3	200.990	Weibull 3 parámetros	1,6686	99.323	112.250
673,4	51.745	Weibull 3 parámetros	4,3169	77.169	-18.507
769,6	15.752	Weibull 3 parámetros	0,4666	1.473	12.376
865,8	4.350	Weibull 3 parámetros	10,27	4.285	269

ReliaSoft Weibull++ 7 - www.ReliaSoft.com

Función de Densidad de Probabilidad



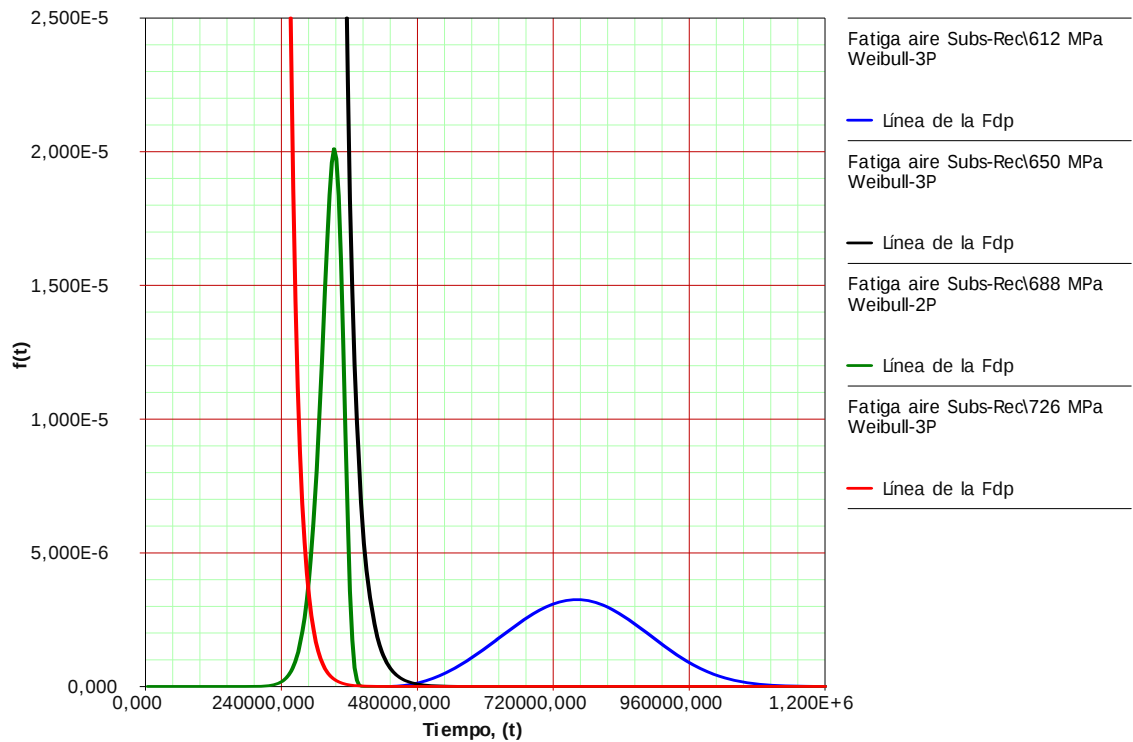
Gráfica N° 4. Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga al aire del material base a los cuatro niveles de esfuerzo juntos

Tabla N° 16, Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga al aire del conjunto Substrato-Recubrimiento

Esfuerzo [Mpa]	Vida Media	Distribución empleada	β	α	δ
612	764.410	Weibull 3 parámetros	3,1833	380.700	42.390
650	362.610	Weibull 3 parámetros	0,9092	18.873	342.860
688	324.950	Weibull 2 parámetros	18,26	334.580	-
726	258.310	Weibull 3 parámetros	0,9343	15.157	242.670

ReliaSoft Weibull++ 7 - www.ReliaSoft.com

Función de Densidad de Probabilidad

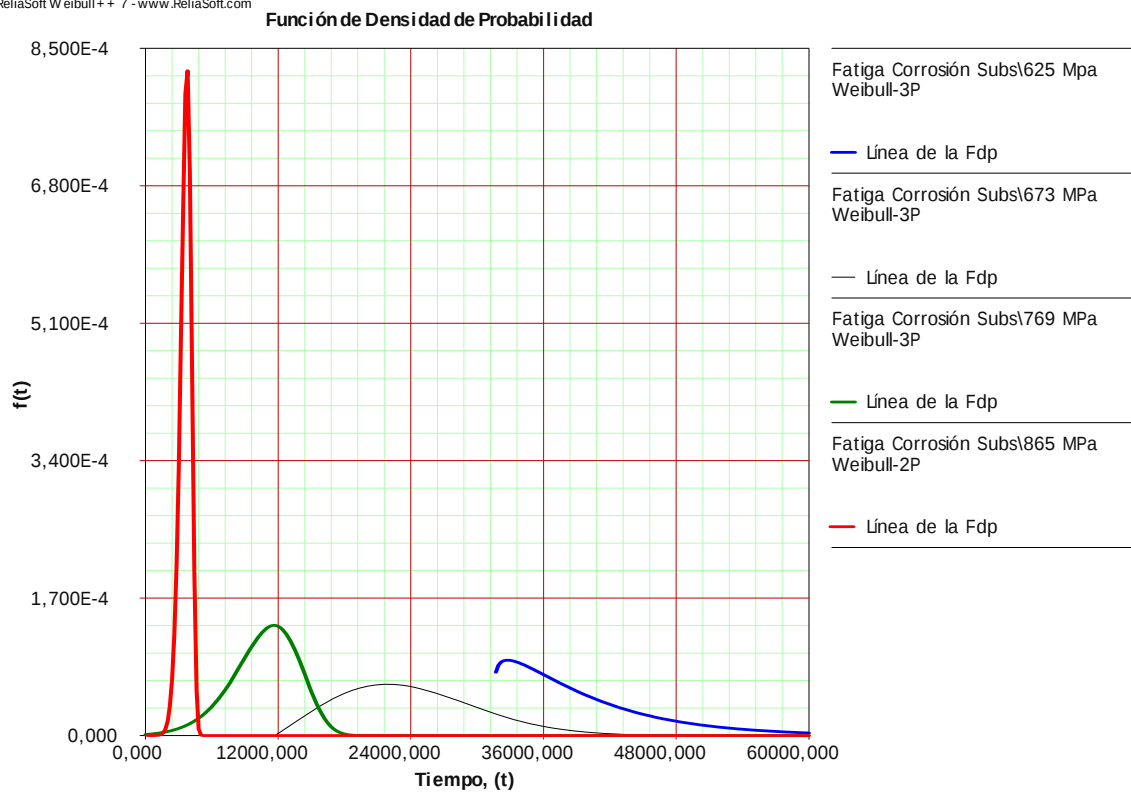


Gráfica N° 5. Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga al aire del conjunto substrato-recubrimiento a los cuatro niveles de esfuerzo juntos

Tabla N° 17, Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga corrosión del material base

Esfuerzo [Mpa]	Vida Media	Distribución empleada	β	α	δ
625,3	39.743	Weibull 3 parámetros	1,1196	8.499	31.588
673,4	24.044	Weibull 3 parámetros	2,0933	13.976	11.665
769,6	10.921	Weibull 3 parámetros	7,8907	21.488	-9.494
865,8	3.599	Weibull 2 parámetros	8,5226	3.810	-

ReliaSoft Weibull++ 7 - www.ReliaSoft.com

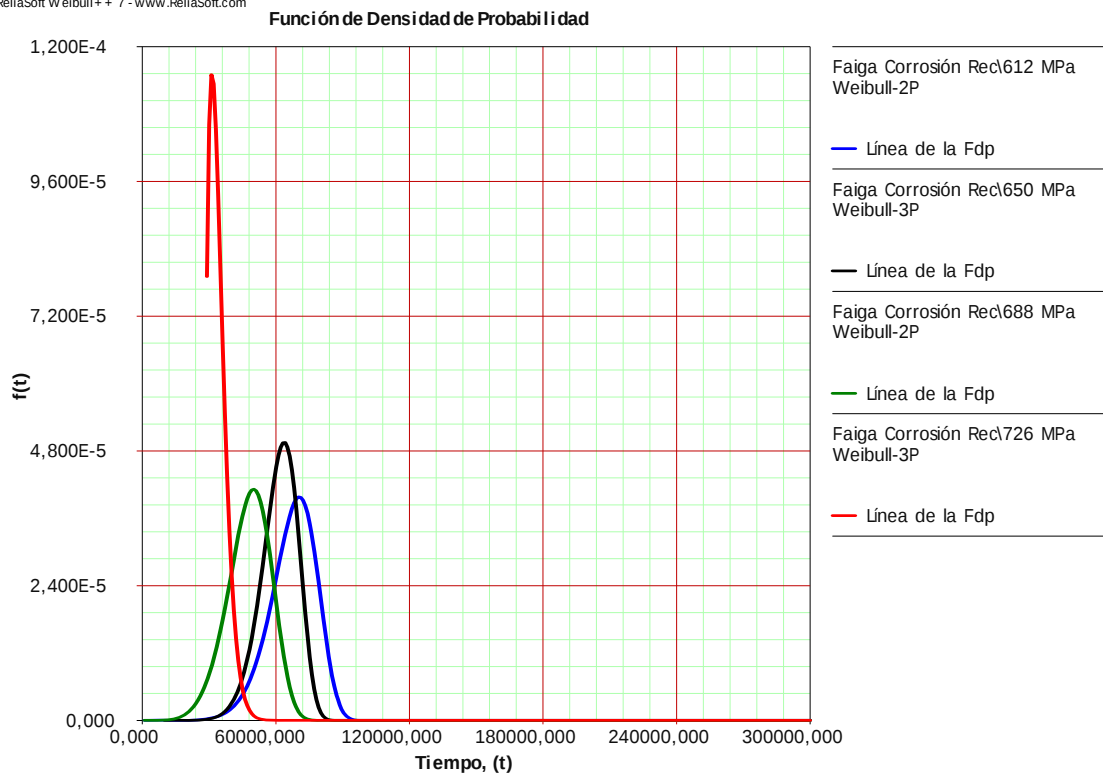


Gráfica N° 6. Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga corrosión del material base a los cuatro niveles de esfuerzo juntos

Tabla N° 18, Resultados de la distribución de Weibull para los ensayos de fatiga corrosión del conjunto Substrato-Recubrimiento

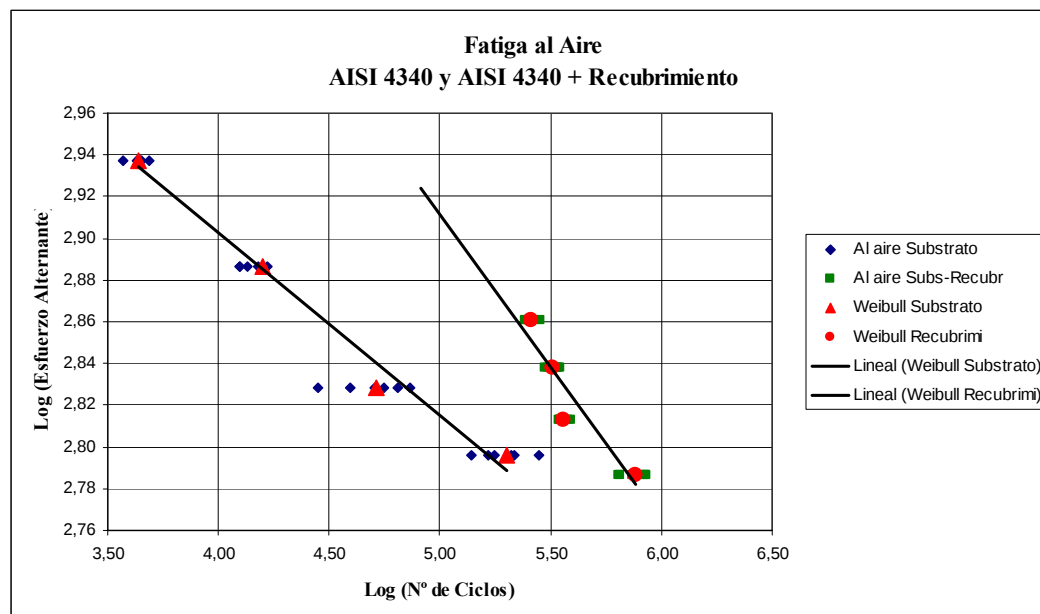
Esfuerzo [Mpa]	Vida Media	Distribución empleada	β	α	δ
612	67.532	Weibull 2 parámetros	7,7070	71.841	-
650	61.401	Weibull 3 parámetros	7,4357	55.720	9.117
688	47.868	Weibull 2 parámetros	5,6990	51.746	-
726	34.094	Weibull 3 parámetros	1,5058	6.464	28.261

ReliaSoft Weibull++ 7 - www.ReliaSoft.com



Gráfica N° 7. Gráfico de la función de probabilidad de Weibull para la fatiga corrosión del conjunto substrato-recubrimiento a los cuatro niveles de esfuerzo juntos

A continuación y tomando en cuenta los datos obtenidos de la vida media, a través de la distribución de Weibull, se aplicó tanto el modelo de Basquin, como el propuesto por Weibull para dibujar las curvas S-N. Para el caso de la ecuación de Basquin, en las graficas N° 8 y N° 9 se describen el comportamiento de estas curvas y en las tablas N° 18-21 se reportan los valores de los parámetros involucrados en la mencionada ecuación, esto para las diferentes condiciones evaluadas en este estudio.



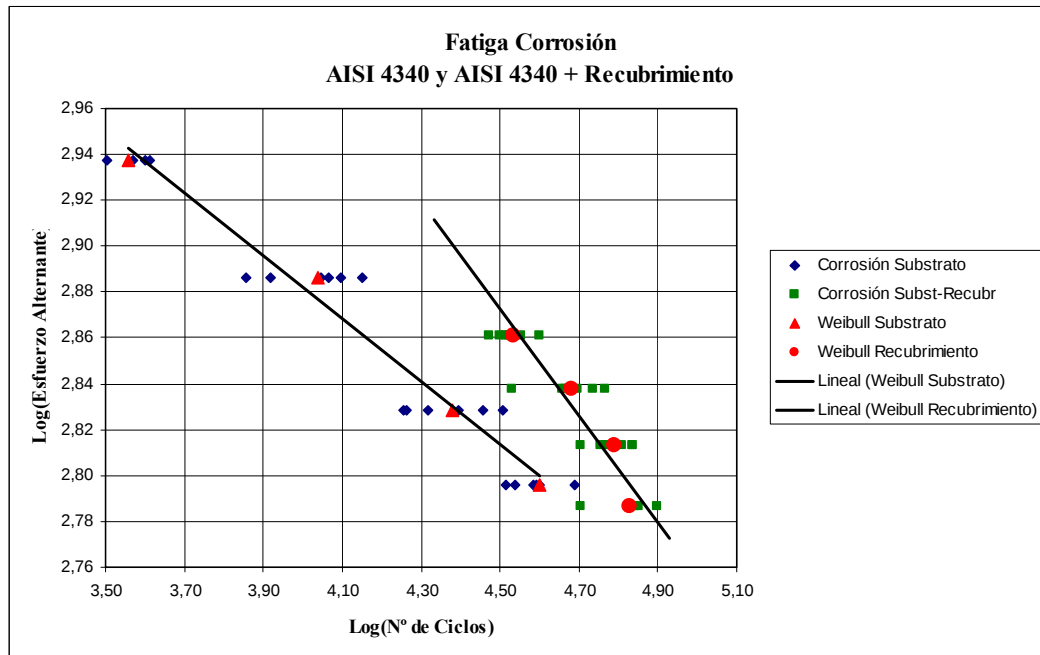
Gráfica N° 8. Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga al aire del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Basquin

Tabla N° 19, Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga al aire del sustrato

Obtención de la ec. de basquin Fatiga Aire Subs			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,0872	b =	-0,0872
Intersección (eje Y)	3,2512	Sf =	1.783,20
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,9823	$S_a = 1783,2 (N)^{-0,0872}$	

Tabla N° 20, Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga al aire del conjunto sustrato-recubrimiento

Obtención de la ec. de basquin Fatiga Aire Subs – Recu.			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,1461	b =	-0,1461
Intersección (eje Y)	3,6416	Sf =	4.381,27
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,8707	$S_a = 4381,27 (N)^{-0,1461}$	



Gráfica N° 9. Gráfico de la curva de Wöhler para la fatiga corrosión del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Basquin

Tabla N° 21, Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga corrosión del sustrato

Obtención de la ec. de basquin Fatiga Corrosión Substrato			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,1369	b =	-0,1369
Intersección (eje Y)	3,4293	Sf =	2.687,20
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,9884	$S_a = 2687,2 (N)^{-0,1369}$	

Tabla N° 22, Datos de los Parámetros de la ecuación de Basquin para el ensayo de fatiga corrosión del conjunto sustrato-recubrimiento

Obtención de la ec. de basquin Fatiga Corrosión Subs-Recu.			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0,2328	b =	-0,2328
Intersección (eje Y)	3,9203	Sf =	8.323,39
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0,9339	$S_a = 8323,39 (N)^{-0,2328}$	

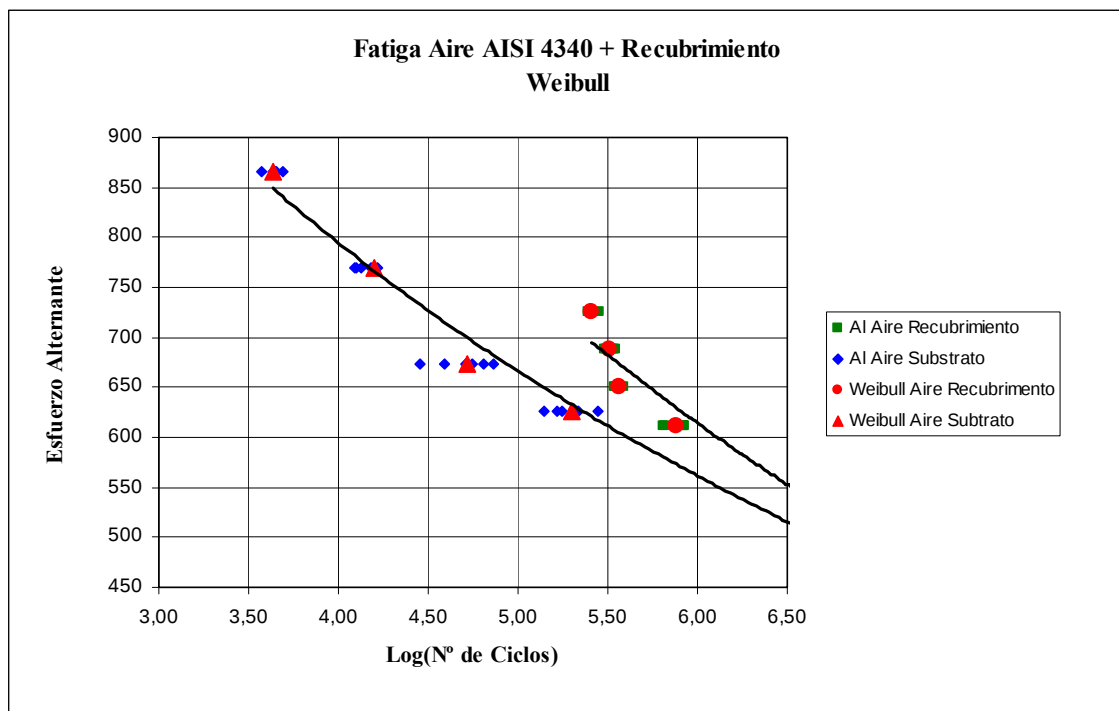
Lo anteriormente mostrado permite analizar de manera cuantitativa el efecto del recubrimiento en el comportamiento a la fatiga del el conjunto. Como ejemplo si se compara para la condición de fatiga al aire del material recubierto con la película de diamante sintético, se produce un aumento de la resistencia a la fatiga de un 86% para un esfuerzo de 726 MPa y un aumento del 70% para esfuerzo alrededor de 612 MPa con respecto al material base.

En el caso del resultado del ensayo de fatiga corrosión, se observa un aumento del 60 % y 33% para niveles de esfuerzo de 612 y 726 MPa respectivamente para el conjunto.

Este comportamiento podría ser explicado en principio por la presencia de esfuerzos residuales en el sistema. Es bien sabido que los esfuerzos residuales son producto de tres componentes aditivas, la primera térmica y tal vez la de mayor magnitud y luego tendríamos en orden descendente, los esfuerzos de naturaleza intrínseca y por último los así denominados esfuerzos residuales extrínsecos. Si se realiza un pequeño análisis de lo que sería la naturaleza de los esfuerzos residuales térmicos, esperaríamos que estos fueran de carácter compresivo y así es reportado por la literatura especializada; en efecto se han reportado valores hasta de 3,5 GPa. Esta condición definitivamente restaría capacidad de propagación de las grietas, de las cuales se conoce que solo se propagaran bajo condiciones de esfuerzos en tensión, motivo por el cual se debería entonces señalar que el efecto de los esfuerzos residuales puede ser descrito en términos de la variación de la relación de esfuerzos efectiva producto de la solicitud mecánica imperante, que en este caso es por supuesto de naturaleza cíclica. Basta solo con analizar por ejemplo el modelo de Forman o cualquiera de sus modificaciones para cuantificar como el valor de R afecta la velocidad de propagación de las grietas y en consecuencia si entendemos que la presencia de los esfuerzos residuales afecta el valor de R entonces podemos explicar lo observado en nuestra experimentación. Definitivamente una condición de esfuerzos residuales en compresión traería como consecuencia un incremento importante en la resistencia a la fatiga del sistema. Todo lo anteriormente expuesto no considera el efecto de esto sobre el

evento de nucleación, sin embargo sería interesante realizar estudios tendientes a establecer esta influencia, para así determinar de forma global el efecto de la condición de esfuerzos residuales en el fenómeno de fatiga y no solo la presencia de este, si no también su distribución en la sección transversal de la película y su posterior relajación dentro del sustrato.

Ahora bien, a continuación y como en el caso anterior, tomando en cuenta los datos obtenidos de la vida media por medio de la distribución de Weibull, esta vez se aplicó el modelo de Weibull de fatiga como tal, para obtener las curvas S-N de los ensayos realizados al Acero AISI 4340 con y sin recubrimiento, ensayadas al aire y en ambiente corrosivo como se muestra en las graficas N° 10 y N° 11. Adicionalmente se presentan las tablas N° 22 - 25 donde se reportan los valores de los parámetros involucrados en las ecuaciones de Weibull para las diferentes condiciones evaluadas en este estudio, destacando el valor del límite de fatiga para el caso del ensayo de fatiga al aire.



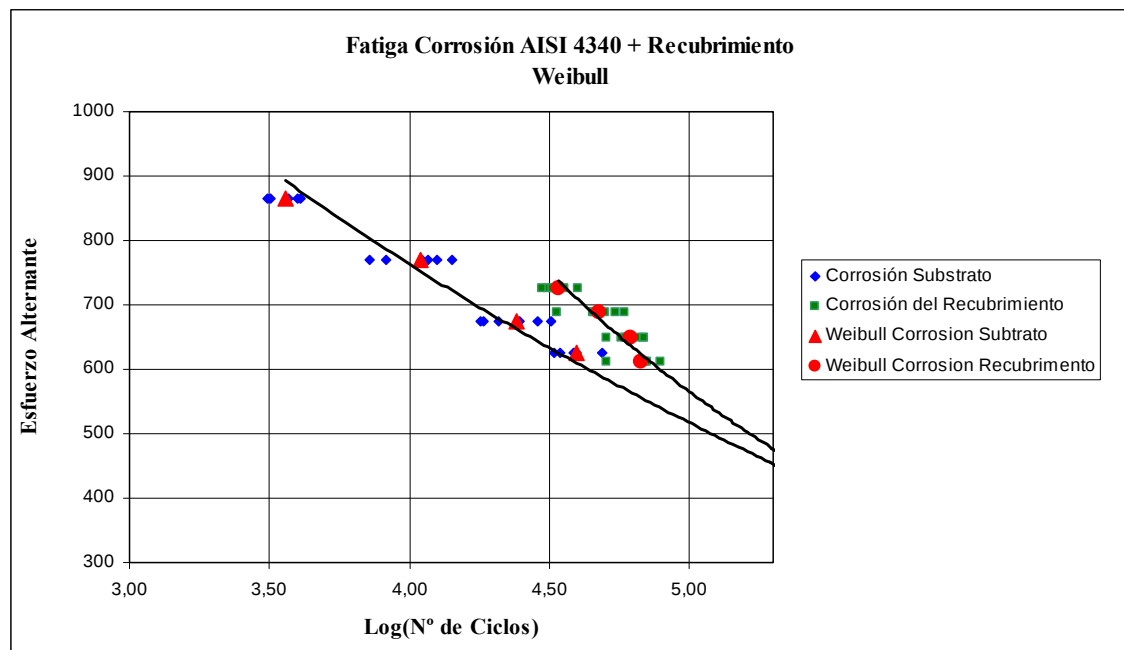
Gráfica N° 10. Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga al aire del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Weibull

Tabla N° 23, Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga al aire de las muestras del Substrato

Obtención de la ecuación de Weibull Fatiga al Aire Substrato			
Datos de la curva		Parámetros ec. De Weibull	
R2 =	0.9869	Se =	480,1114
		b =	365,4228
		a =	-0.38624
Ecuación de Weibull			
$S = 365,4228(N)^{-0,38624} + 480,1114$			

Tabla N° 24, Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga al aire de las muestras del conjunto Substrato-Recubrimiento

Obtención de la ecuación de Weibull Fatiga al Aire Subs-Recu			
Datos de la curva		Parámetros ec. De Weibull	
R2 =	0,91748	Se =	506,1638
		b =	973,8120
		a =	-0,1098
Ecuación de Weibull			
$S = 973,8120(N)^{-0,1098} + 506,1638$			



Gráfica N° 11. Grafico de la curva de Wöhler para la fatiga corrosión del Acero AISI 4340 y el acero AISI 4340 + Recubrimiento, utilizando el modelo de Weibull

Tabla N° 25, Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga corrosión de las muestras del Substrato

Obtención de la ecuación de Weibull Fatiga Corrosión Substrato			
Datos de la curva		Parámetros ec. De Weibull	
R2 =	0,9748	Se =	207,0288
		b =	127,4088
		a =	-0,5825
		Ecuación de Weibull	
		$S = 127,4088(N)^{-0,5825} + 207,0288$	

Tabla N° 26, Datos de los Parámetros de la ecuación de Weibull para el ensayo de Fatiga corrosión de las muestras del conjunto Substrato-Recubrimiento

Obtención de la ecuación de Weibull Fatiga al Corrosión Subs-Recu			
Datos de la curva		Parámetros ec. De Weibull	
R2 =	0,63512	Se =	234,324
		b =	473,867
		a =	-0,7101
		Ecuación de Weibull	
		$S = 473,867(N)^{-0,7101} + 234,324$	

En estas gráficas, se observó un aumento de la resistencia a la fatiga semejante al obtenido en el caso anterior para el modelo de Basquin. Por otra parte, en la grafica N°10 se muestra la curva S – N para los ensayos de fatiga al aire de los especímenes con y sin recubrimiento, aquí es posible observar el ajuste que realiza el modelo de Weibull para los datos experimentales, el cual reporta un límite de fatiga de 480 MPa para las muestras sin recubrimiento y un límite de fatiga de 506 MPa para el conjunto Substrato-Recubrimiento, observándose así un aumento del 5 %. Es importante destacar que para la condición de fatiga corrosión aunque el modelo de Weibull arroje un resultado numérico para el límite de fatiga, este valor carece de algún sentido físico, debido a que el fenómeno de fatiga corrosión no permite una vida infinita del material para cualquier tipo de esfuerzo.

Luego de haber representado ambos modelos, tanto el de Basquin como el modelo de Weibull para fatiga, es posible hacer una comparación entre ambos

para así lograr precisar cual de estos se ajusta mejor a los datos obtenidos experimentalmente, en primera instancia, y tomando en cuenta el valor de R^2 para cada tendencia se observa que para el ajuste del ensayo de fatiga al aire tanto para las muestras del material base como para el conjunto substrato recubrimiento el modelo de Weibull se ajusta en un 0,47 % y un 5,1% mejor a estos valores del modelo de Basquin, por el contrario analizando el valor de R^2 para el ajuste de las muestras de fatiga corrosión el modelo de Basquin se ajusta en un 1,4% y un 47% mejor que el modelo de Weibull. En vista de esto, la ecuación de Weibull presenta una ventaja para el análisis de datos experimentales de fatiga al aire, ya que además de presentar un mejor ajuste proporciona un valor numérico del límite de fatiga tanto del substrato como del conjunto substrato recubrimiento.

3.6. ESTUDIO FRACTOGAFICO (MEB)

A continuación se muestran los resultados obtenidos del estudio fractográfico, realizado a partir de la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) a tres muestras ensayadas. De estos resultados se presentan una serie de microfotografías con diferentes aumentos para cada una de ellas, con la finalidad de diferenciar las zonas de fractura por fatiga, y observar los puntos de inicio de grieta.

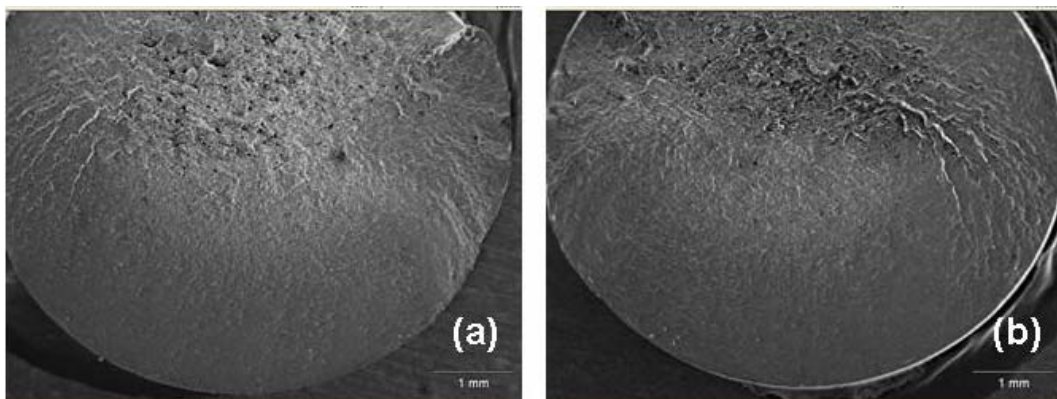


Figura N° 43, Vista general del área de fractura del conjunto substrato recubrimiento ensayado a fatiga al aire sometido a un esfuerzo de 726 MPa(a) y a un esfuerzo de 688 (b)

Del estudio fractográfico de los especímenes recubiertos con la película de diamante policristalino sintético, sometidas a ensayos de fatiga y fatiga corrosión, se observó que todos las muestras presentan múltiples inicios de grietas de fatiga en la superficie de fractura. En la figura N° 43 se presentan las superficies de fractura de los especímenes ensayados a fatiga al aire (a) 726 MPa y (b) 688 MPa donde se evidencia la multiplicidad en función de los escalones de clivaje que se generan, como consecuencia de la convergencia de dos o más frentes de crecimiento de grieta. La superficie de fractura del espécimen ensayado a mayor esfuerzo presenta una zona de propagación de grieta menor que la del menor esfuerzo como era de esperarse. Tomando en cuenta la cantidad de grietas presentes en las dos figuras, pareciera haber una tendencia de mayor cantidad de inicios de grietas para un mayor esfuerzo alternante.

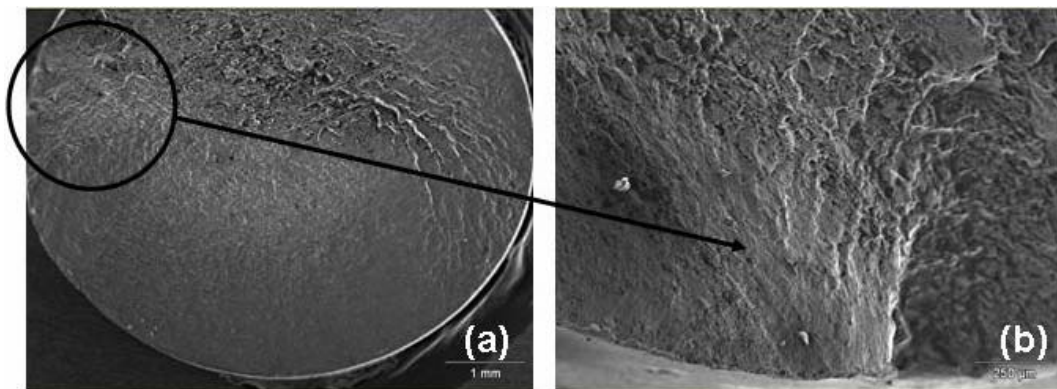


Figura N° 44, Microfotografía del área de fractura del conjunto sustrato recubrimiento ensayado a fatiga al aire sometido a un esfuerzo de 726 MPa (a) y de las marcas radiales (b)

En la figura N° 44 (b), podemos observar la magnificación de una zona de inicio de grieta del espécimen ensayado a fatiga al aire a 688 MPa donde se evidencia la presencia de marcas radiales convergiendo hacia un punto sugiriendo a este como sitio de nucleación de una de las grietas de fatiga.

Diferentes características del mecanismo de fractura por fatiga, se puede observar en la figura N° 45 donde se presentan las marcas radiales de la propagación de una grieta, así como también las estriaciones de fatiga (figura N° 45-b) las cuales son producto del avance del frente de fisura durante cada ciclo de

carga. Luego obteniendo una magnificación de la zona de fractura por sobre carga se aprecia claramente la presencias de dimples o microhoyuelos los cuales se puede decir que son producto de la ocurrencia de fenómenos de inestabilidad plástica, todas estas zonas forman parte de lo que serían aspectos topográficos clásicos de una falla por fatiga, en ensayos controlados.

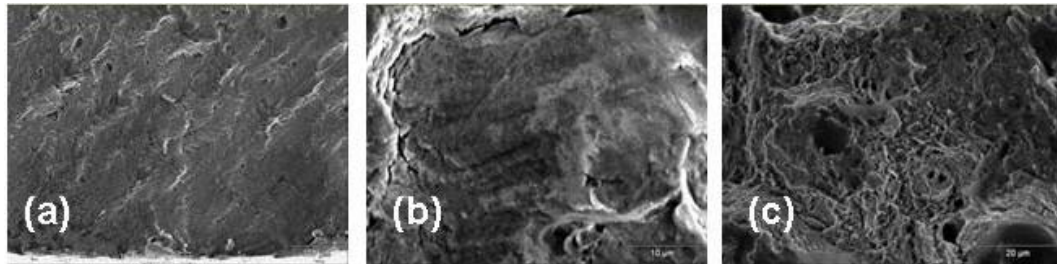


Figura N° 45, Microfotografía de las marcas radiales, de la muestras sustrato recubrimiento, sometido a un esfuerzo alternante de 726 MPa (a), estriaciones de fatiga (b) y microhoyuelos (c)

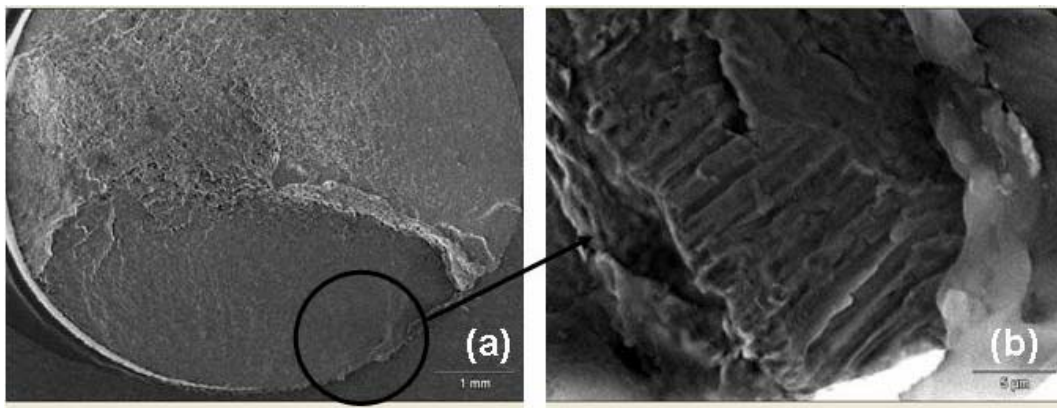


Figura N° 46, Microfotografía del área de fractura del conjunto sustrato recubrimiento ensayado a fatiga corrosión sometido a un esfuerzo de 688 MPa (a) y de las estriaciones de fatiga (b)

En el caso del espécimen ensayo a fatiga corrosión se evidencia un comportamiento similar al observado en el caso de la fatiga al aire, sugiriendo esto, que el ambiente corrosivo no afecta los mecanismos de fractura por fatiga. Se podría observar al comparar las figuras N° 43-(a) y (b), y la figura N° 46-(a), una mayor cantidad de inicios de grietas en la superficie de fractura de la probeta ensayada a fatiga corrosión, pudiéndose explicar este fenómeno debido a la interacción de la superficie libre del recubrimiento con el ambiente agresivo, la cual en principio podría estar propiciando la generación de picaduras que

posteriormente se convertirían en sitio potenciales para la nucleación de la grietas de fatiga. Por otra parte, se puede apreciar en la figura N° 46-(b) la formación de estriaciones como mecanismo de fractura por fatiga, sin que la presencia del medio corrosivo propicie alteraciones morfológicas en la superficie de propagación estable de la grieta.

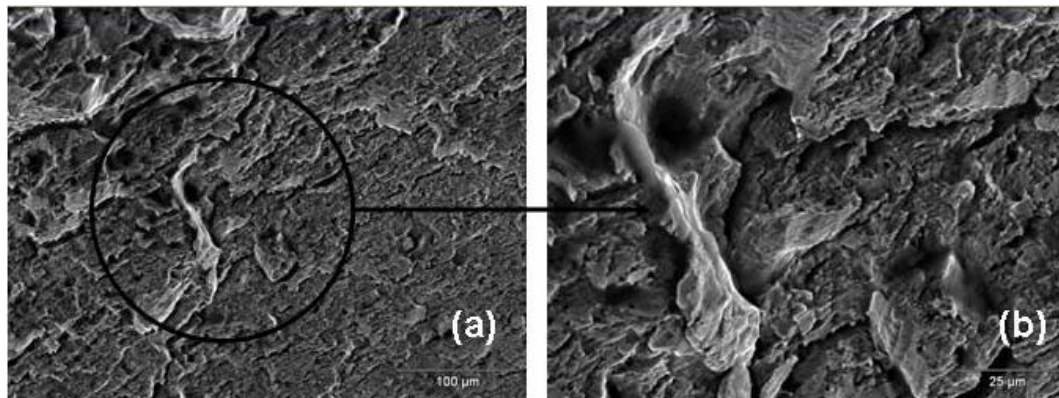


Figura N° 47, Microfotografía de los microhoyuelos, de la muestras sustrato recubrimiento, sometido a un esfuerzo alternante de 726 MPa

Por último, en la figura N° 47 (a) y (b), se puede distinguir, la etapa de transición entre la zona de propagación estable de la grieta y la zona de fractura por sobre carga en la cual se aprecia una morfología combinada, en la cual pueden coexistir tanto microhoyuelos como mesetas relativamente lisas, asociadas al avance de la grieta de fatiga.

CAPITULO IV**CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES****4.1 CONCLUSIONES**

Una vez realizado el análisis de los resultados obtenidos a partir de todas las evaluaciones experimentales realizadas en el presente estudio, se ha podido llegar a las siguientes conclusiones, las cuales se presentan a continuación:

1. La metalografía del sustrato nos permite inferir que el sustrato no experimenta modificación alguna como consecuencia de su estadía dentro del reactor. Dicho comportamiento es consistente tanto en la sección longitudinal como en la transversal de las barras tratadas. Este comportamiento se presenta de igual manera en los ensayos de dureza.
2. El espesor del recubrimiento obtenido es típico para este tipo de películas pseudocerámicas, en el que los esfuerzos residuales aquí generados limitan el espesor posible de la película.
3. La propiedad de dureza es menos sensible con respecto a la tracción tomando en cuenta estos cambios microestructurales del sustrato antes y después del proceso de deposición.
4. Para el modelo de Basquin, existe un aumento en la resistencia a la fatiga del conjunto la cual, para el caso de fatiga al aire, es del orden de 86 % para esfuerzos cercanos a 726 MPa y 70 % para esfuerzos 612 MPa. En el caso de fatiga corrosión, el aumento de la resistencia a la fatiga fue de 33 y 60 % para los niveles de 726 y 612 MPa respectivamente. Este comportamiento puede ser atribuido a la presencia del recubrimiento.
5. En cuanto al modelo de Weibull, existe un aumento en el límite de resistencia a la fatiga del conjunto sustrato-recubrimiento, en el caso de

fatiga al aire, del orden del 5 %, arrojando un valor de 480 MPa para el material base y un límite de resistencia a la fatiga de 506 MPa para el conjunto substrato recubrimiento, esto puede ser atribuido a la presencia del recubrimiento.

6. El modelo de Weibull para fatiga, se ajusta mejor a los valores experimentales en comparación al modelo de Basquin para los ensayos de fatiga al aire, tanto para el material base como para el conjunto substrato-recubrimiento, además, aporta un resultado numérico del límite de resistencia a la fatiga, mostrando ser, un modelo más versátil para el estudio de fatiga.

4.2 RECOMENDACIONES

1. Introducir la evaluación y parametrización de los intervalos de confianza en la distribución de Weibull, para de esta manera estimar un intervalo de vida media para cada nivel de esfuerzo y así realizar distintas curvas de Wöhler según el criterio deseado de niveles de confianza.
2. Evaluar los exponentes de Meyer, correspondientes a los resultados de microindentación, y de esta manera observar la sensibilidad del material a endurecerse por deformación.
3. Realizar estudios tendientes a establecer la influencia de los esfuerzos residuales sobre el evento de nucleación, para así determinar de forma global el efecto de la condición de esfuerzos residuales en el fenómeno de fatiga y no solo la presencia de este, si no también su distribución en la sección transversal de la película y su posterior relajación dentro del substrato.

BIBLIOGRAFIA

- (1) Liu, A.Y. y Cohen, M. (1990) Physics Rev. (41) : 10-27
- (2) Kreider, K. y otros(1995). Applications of diamond films and related materials: Third International Conference San Diego California, Ed. A. Feldman (865)
- (3) Sarwar, M. (1995) Applications of diamond films and related materials: Third International Conference San D iego California, Ed. A. Feldman, 219
- (4) De Sánchez, N. y otros (2005). Recubrimientos de TiC sobre aceros AISI 4340 y 2311 utilizados en la Industria, Revista colombiana de física, (37, no. 1) : 164-178
- (5) Shih, K. y Dove, D. (1992), Appl. Phys. Lett, (61)
- (6) Pal, A. (2002) Plasma processing of super hard coatings, Current Science, (83, N°. 3)
- (7) Roca, C y Carles (2006) Thin film structures of diamond-like carbon prepared by pulsed plasma techniques, Universidad de Barcelona (España)
- (8) Rodrigo, A. (2004) Procesamiento de Materiales por Plasma, Departamento de Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómico, Buenos Aires :20-56
- (9) Silva, F. y otros (2005) Unstressed PACVD diamond films on steel precoated with a composite multilayer, Surface, coating and technology (191) : 102-107

- (10) Li, Y.y Hirose, A (2007) The effects of substrate compositions on adhesion of diamonds dilms deposited on Fe-base alloys Surface, coating and technology (202) : 280-287

- (11) Moreno, F., Salazar, W. y Sáenz, L. (2005) Evaluación del comportamiento mecánico a la fatiga en aceros AISI 4340 y AISI 4140 tratados térmicamente con recocidos y normalizados, Revista Ingeniería UC. (12, No 1) : 40-45

- (12) ASM Handbook (1985) Failure Analysis and Prevention (10) 9na.edición

- (13) Forrest, P. (1972) Fatiga de los Metales. Ediciones Urmo. Bilbao, : 28-60

- (14) Puchi, E., Staia, M. y Ochoa, E. (2007) Fatigue properties of a SAE 4340 steel coated with TiCN by PAPVD, International Journal Fatigue (29) : 471-480.

- (15) Sakin, R., Irfan, A. (2007) Statistical análisis of bending fatigue life data using Weibull distribution in glass-fiber reinforced polyster composites, J Masterials Design, (1016): 121-134

- (16) Piñero, Alejandro. (2005) Estudio del comportamiento a la fatiga al aire y fatiga corrosión de una aleación de aluminio 6063-T6 recubierta con un deposito autocatalítico de Ni-P, Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (19-20)

- (17) Weibull, W. (1961) Fatiga Testing and Analisis of results, Capitulo I y II (2) : 133-249

- (18) ASTM E370-03a (1982) Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products
- (19) ASTM E384-01 (1982) Standard Test Method for Microhardness of materials
- (20) ASTM E606-03 (1982) Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing
- (21) Guia de Ingenieria de Confiabilidad (2006), Analisis de datos de Vida, Sesión I, ReliaSoft
- (22) Aguaje, L., Rondon, L (2007) Estudio de la factibilidad técnica para la sustitución de herramientas de PDC/WC-Co por insertos de HSS nitrurado ionicamente y recubierto con película de DLC, Universidad Central de Venezuela
- (23) Puchi, E. (2004) Computation of the composite hardness of coated systems, Surface Engineering, (20) : 332-344
- (24) Cazaud, R. (1957) La fatiga de los metales, Ediciones Aguilar (4) : 34-42
- (25) ASM Handbook (1985) Failure Analysis and Prevention, Volume 9, 9na edición
- (26) Sivapragash, M. y P. Lakshminarayanan (2008) Fatigue life prediction of ZE41A magnesium alloy using Weibull Distribution, Materials and Design

- (27) Sarwar, M. (1995) Applications of diamond films and related materials: Third International Conference San Diego California, Ed. A. Feldman (219)

- (28) De Sánchez, N., Jaramillo H. y Zambrano, G. (2005) Recubrimientos de TiC sobre Aceros AISI 4340 y 2311 utilizados en la industria, Universidad del Valle, Cali, Colombia, Revista Colombiana De Física, (37, No. 1)

- (29) Godoy, Luis A. (2003), Mecánica avanzada de materiales, Departament of Civil Engineering and Surveying, Universidad de Puerto Rico-Mayagüez Campus

- (30) Madayag, A. (1969) Metal Fatigue, Theory and Design, University of Southern California, Los Angeles

- (31) ASM Handbook, Properties and Selection of Metals, 8va Edición (1)

- (32) Baragetti, S. y Tordini, F. (2007), "Fatigue resistance of PECVD coated steel alloy", International Journal Fatigue, Vol 29, 2007, pp. 1832-1832

- (33) Tze-Pin, L, Cooper G. y Hood M (1993) Fatigue test on polycrystalline diamond compacts, Materials Science and Engineering (163) : 23-31