

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO DE FATIGA-CORROSIÓN DE UN ACERO AISI 316L CON UN RECUBRIMIENTO DE TiN

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de
Venezuela
por los Brs. Herrera C., Irluz del V.
Martínez M., Franyelly K.
para optar al título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas, 2001

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO DE FATIGA-CORROSIÓN DE UN ACERO AISI 316L CON UN RECUBRIMIENTO DE TiN

TUTOR: Dr. Eli Saul Puchi.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de
Venezuela
por los Brs. Herrera C., Irluz del V.
Martínez M., Franyelly K.
para optar al título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas, 2001

Dedicatoria

A Dios, porque tu amor infinito y eterno es la razón de mi vida.

A mis padres por ser un ejemplo de superación :

-Mamá, sin tí cada caída pudo ser el final de mi sueño. Gracias por tu fuerza y tu apoyo.

-Papá, sé que en el fondo tú también creíste en mí.

A mi abuela María, por haber sido mi ángel de la buena suerte.

A mis hermanos Franklín y Luís, por soportar mis malos momentos sin dejar de quererme.

A mi sobrina Luisangelli, por tu ternura y amor que son mi fuente de alegría. Te adoro "Jojotico".

A mi cuñada Sonay, porque ya eres parte especial de mi vida.

A mis hermanas Karina, María, Beatriz y Kélica, porque tenerlas en mi vida es un regalo de Dios.

A Beatriz Adriana (Chichí), porque tus palabras de cariño, admiración y confianza me ayudaron muchas veces a levantarme y seguir adelante.

A mis tías (Delia, Laura, Emma y Juana), a mis primas y primos, por preguntar y haber estado siempre pendientes de mí.

A mi tío Rosario, porque me gustaría mucho que estuvieras aquí.

A mi mejor amigo Rubén, por estar siempre que te necesito.

A mis grandes amigas Erika, Rosaura, Omaira y Carina, por no haberles demostrado todo mi cariño y mi amistad.

A Valéska, por llevarme a Dios cuando más lo necesito.

A mi compañera Irluz, porque a pesar de las dificultades logramos salir adelante. Gracias por haberme escuchado.

Con amor.

Franyelly.

Dedicatoria

A Dios por permitirme aprender de los malos momentos y disfrutar de los buenos como éste.

A mi madre Mirna por todo lo que me has dado.

A mi padre Víctor por su ejemplo de honestidad.

A mis abuelos Brígida, Alejandro y Eliana por su cariño, por esperarme y confiar en mí siempre.

A mis tíos Adelaída y Gilberto por estar siempre atentos y apoyarme.

A mis hermanos Adría, Virginia, Andrés y a mis primos Ma. Alejandra, Bárbara, Juan Manuel y Ma. Angélica para que sigan adelante y logren todo lo que se propongan en la vida, allí estaré para apoyarlos.

A mi compañera Franyelly por su paciencia y por su constancia.

A mis verdaderos amigos, a quienes no es necesario nombrar ellos saben quienes son y sé que están viviendo este momento como si fuera suyo.

IRLUZ

AGRADECIMIENTOS

Nuestro más sincero agradecimiento al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Tecnológicas (CONICIT), quien financió esta investigación a través del proyecto LAB-97000644, a la Escuela de Ingeniería Mecánica, a la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales y a la Coordinación de Investigación de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela.

A nuestro tutor Dr. Eli Saúl Puchi Cabrera, por su orientación y colaboración.

Al Ing. Jonathan Berrios por su ayuda y su paciencia, gracias.

A los Ingenieros Jesús Bello, Arturo Gil, Orlando Reyes y Juan Carlos Mestre.

Al personal de los laboratorios de Aluminio, de Nuevos Materiales y de Soldadura de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica: Carlos, Víctor, Eduardo y Rómulo.

A los técnicos de la Escuela de Ingeniería Mecánica: Rubén, Joel, Ronald y Sr. Araque.

A nuestros compañeros: José Da' Silva, Freddy Díaz, Manuel John, Carlos Guzmán y Enzo Morillo.

A Oswaldo, Jackeline, Erika y Luis, gracias por ser amigos incondicionales.

A todas las personas que con su ayuda hicieron posible la realización de este proyecto.

Herrera C., Irluz del V./y/ Martínez M., Franyelly K.

**ESTUDIO DE FATIGA-CORROSIÓN DE UN ACERO AISI 316L
CON UN RECUBRIMIENTO DE TiN**

**Dr. Eli Saúl Puchi Cabrera. Tesis. Caracas. U.C.V. Facultad de Ingeniería.
Escuela de Ingeniería Mecánica. 2001. 96 Páginas.**

Fatiga-Corrosión, Recubrimiento con TiN, Resistencia a la Fatiga, Límite de Fatiga.

Se estudió el comportamiento a la fatiga (resistencia a la fatiga y límite de fatiga) y resistencia a la fatiga-corrosión de un acero inoxidable AISI 316L en condición de sustrato y sustrato recubierto con Nitruro de Titanio (TiN). Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción para el metal recubierto no presentaron una variación significativa, en comparación con los del metal base. Los ensayos de fatiga en flexión rotativa fueron realizados a 50 Hz; para determinar el límite de fatiga se utilizó el método de la escalera con un escalón de 20 MPa para el metal base y 10 MPa para el metal recubierto, tanto en el caso de fatiga al aire como el de fatiga-corrosión. Se obtuvo un incremento en el comportamiento a la fatiga y en la resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto con TiN, siendo más representativo el aumento de la resistencia para los ensayos realizados en medio corrosivo (NaCl 3%) que para los realizados al aire. Este incremento se hace mayor a bajos esfuerzos, en el caso de fatiga-corrosión lo cual obedece posiblemente a que las probetas estuvieron expuestas por más tiempo al medio corrosivo, por lo cual este ejerce mayor influencia que la carga aplicada, y al ofrecer el TiN mayor resistencia a la corrosión el

metal recubierto presenta una mayor resistencia a la fatiga-corrosión. Del estudio fractográfico se obtuvo en algunos casos un desprendimiento del recubrimiento en las paredes adyacentes a la zona de inicio de grieta, lo cual es producto de la unión de grietas circulares que se propagan longitudinalmente a lo largo de la intercara entre el sustrato y el recubrimiento.

ÍNDICE

Introducción

1.-FUNDAMENTO TEÓRICO

1.1.- Fatiga	1
1.1.1.- Generalidades.	1
1.1.2.- Factores que afectan el comportamiento a la fatiga.	2
1.1.3.- Características de las fallas por fatiga	4
1.1.4.- Curva de Wöhler.	5
1.1.4.1.- Resistencia y límite de fatiga.	7
1.1.4.2.- Modelo de Basquin.	8
1.1.4.3.- Método de la escalera.	8
1.1.5.- Ensayos	10
1.1.5.1.- Ensayos de tracción	10
1.1.5.2.- Ensayos de fatiga.	12
1.1.5.3.- Ensayos de flexión rotativa	12
1.1.5.4.- Ensayos de dureza	13
1.1.5.5.-Estudio fractográfico (Microscopía Electrónica de Barrido).	13
1.1.6.- Naturaleza estadística de la fatiga.	14
1.1.7.- Causas de la dispersión en los ensayos	16
	16
	16
	17

de fatiga.

1.2.- Corrosión.	
1.2.1.- Definición.	
1.2.2.- Tipos de corrosión.	
1.2.3.- Corrosión en aceros inoxidable.	
1.2.4.- Efecto corrosivo de la sangre.	
1.3.- Fatiga- Corrosión.	21
1.3.1.- Generalidades.	21
1.3.2.- Mecanismo de la fatiga-corrosión.	23
1.3.3.- Ensayos de fatiga-corrosión.	23
1.3.4.- Fatiga-corrosión en implantes quirúrgicos.	25
1.4.- Clasificación de los aceros inoxidable.	26
1.4.1.- Características de los aceros austeníticos	28
1.4.2.- Características del acero inoxidable 316L.	30
1.5.- Recubrimientos con TiN.	32
1.5.1.- Generalidades	32
1.5.2.- Características del TiN.	33
1.5.3.- Aplicaciones generales del recubrimiento con TiN.	33
1.6.- Métodos de deposición.	34
1.6.1.- Introducción.	34
1.6.2.- Deposición química en fase de vapor (CVD).	34
1.6.3.- Deposición física en fase de vapor (PVD).	35
1.6.4.- Principales diferencias entre los procesos CVD y PVD.	36
1.6.5.- Clasificación de las técnicas PVD.	37
1.6.5.1.- Deposición física en fase de vapor por bombardeo.	37
1.6.5.2.- Deposición física en fase de vapor por evaporación.	38

1.6.5.3.- Deposición por arco catódico (Marco histórico).

1.6.5.3.- Deposición por arco catódico filtrado.

1.7.- Antecedentes.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	48
2.1.- Metal base	48
2.2.- Elaboración de las probetas.	48
2.2.1.- Maquinado de las probetas.	48
2.2.2.- Pulido de las probetas.	50
2.3.- Deposición del recubrimiento.	50
2.4.- Ensayos de tracción.	51
2.5.- Ensayos de fatiga.	53
2.6.- Ensayos de fatiga-corrosión.	55
2.7.- Ensayo de dureza.	56
2.8.- Estudio fractográfico (Microscopía Electrónica de Barrido).	57
2.8.1.- Preparación de las muestras.	58
2.8.1.1- Corte de las muestras.	58
2.8.1.2.- Limpieza de las muestras.	58
2.8.2.- Observación de las muestras	59
2.9.- Composición química.	60
2.10.- Espesor del recubrimiento.	61
2.11.- Análisis de Esfuerzos Residuales.	61
3.-RESULTADOS Y ANÁLISIS	62
3.1.- Ensayos de tracción.	62
3.2.- Ensayos de fatiga.	64
3.3.- Estudio fractográfico (Microscopía Electrónica de Barrido).	75

87

90

91

92

3.4.- Ensayos de dureza.

3.5.- Determinación del espesor del recubrimiento.

4.-CONCLUSIONES

5.-RECOMENDACIONES

6.-REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

TABLAS

Tabla 2-1. Composición química del acero inoxidable 316L	48
Tabla 3-1. Resultados de los ensayos de tracción del metal base	62
Tabla 3-2. Resultados de los ensayos de tracción del metal recubierto	63
Tabla 3-3. Resultados de los Ensayos de Fatiga al aire del metal base	64
Tabla 3-4. Resultados de los Ensayos para determinar el límite de fatiga del metal base	64
Tabla 3-5. Método de la Escalera para el metal base	65
Tabla 3-6. Resultados de los Ensayos de Fatiga al aire del metal recubierto	66
Tabla 3-7. Resultados de los ensayos para determinar el límite de fatiga del metal recubierto	66

Tabla 3-8. Método de la escalera para el metal recubierto

Tabla 3-9. Resultados de los Ensayos de Fatiga-Corrosión del metal base.

Tabla 3-10. Resultados de los Ensayos de Fatiga-Corrosión del metal recubierto 69

Tabla 3-11. Ecuaciones de Basquin 73

Tabla 3-12. Resultados de Microdureza Vickers. 87

Tabla 3-13. Espesor del recubrimiento 90

FIGURAS

Fig. 2-1. Probeta para ensayos de tracción.	49
Fig. 2-2. Probeta para ensayos de fatiga.	49
Fig. 2-3. Torno Manual.	50
Fig. 2-4. Máquina Instron para ensayos de tracción.	51
Fig. 2-5. Máquina para ensayos de fatiga.	53
Fig.2-6. Bomba de circulación.	55
Fig.2.7. Cámara de corrosión.	56
Fig. 2-8. Durómetro.	57
Fig. 2-9. Cortadora	58
Fig. 2-10. Equipo de ultrasonido	59
Fig. 2-11. Microscopio Electrónico de Barrido	60

62

63

65

Fig. 3-1. Curvas de Tracción del metal base	
Fig. 3-2. Curvas de Tracción del metal recubierto.	
Fig. 3-3. Comportamiento a la fatiga del metal base	
Fig. 3-4 . Comportamiento a la fatiga del metal recubierto	67
Fig. 3-5. Resistencia a la fatiga-corrosión del metal base	69
Fig. 3-6. Resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto	70
Fig.3-7. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal base.	71
Fig.3-8. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal base (corregida).	71
Fig. 3-9. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto.	72
Fig.3-10. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto (corregida).	72
Fig.3-11. Porcentaje de variación de la vida a la fatiga.	74
Fig.3-12. Fotomicrografía de una probeta de metal recubierto ensayada al aire a 480 MPa.	75

Fig.3-13. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].	
Fig. 3-14. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.	
Fig.3-15. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].	
Fig.3-16. Fotomicrografía de una probeta del metal recubierto ensayada al aire a 510 MPa.	78
Fig.3-17. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].	78
Fig. 3-18. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°	79
Fig.3-19. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].	80
Fig. 3-20. Fotomicrografía de una probeta del metal recubierto ensayada en ambiente corrosivo a 470 MPa.	81
Fig.3-21. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].	81
Fig. 3-22. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.	82
Fig.3-23. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].	83
Fig. 3-24. Fotomicrografía de una probeta del metal recubierto ensayada en ambiente corrosivo a 500 MPa.	84
Fig.3-25. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].	84

Fig. 3-26. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.

Fig. 3-27. Mosaico de una probeta ensayada a 480 MPa.

Fig. 3-28. Fotomicrografía de una huella de 400g.
donde se observa agrietamiento del recubrimiento 88

Fig. 3-29. Fotomicrografía de una huella de 10 g. 88

Fig. 3-30. Fotomicrografía de una huella de 5 g. 88

1.- FUNDAMENTO TEÓRICO.

1.1.- FATIGA.

1.1.1.- GENERALIDADES.

La fatiga es un fenómeno de alta complejidad, caracterizado por la acumulación de transformaciones mecánicas irreversibles en metales, sometidos a esfuerzos cíclicos. Las fallas por fatiga no dan ningún tipo de señal ; por tanto son imprevistas y muy peligrosas ^[34]. Hasta la mitad del siglo XIX los ingenieros todavía trataban las cargas fluctuantes o repetidas en la misma forma que la carga estática, excepto que utilizaban factores de seguridad mayores ^[4].

Desde 1850 se sabe que un metal sometido a una tensión repetitiva o fluctuante fallará a un esfuerzo mucho más bajo que el requerido para la fractura en una aplicación de carga sencilla. Las fallas ocurridas bajo condiciones de carga dinámicas se denominan “fallas por fatiga”, presumiblemente porque se observa que estas fallas ocurren sólo después de un período de servicio considerable. Hasta hoy es frecuente decir que la fatiga se cuenta como al menos el 90% de las fallas de servicio debido a causas mecánicas.

Tres condiciones básicas son necesarias para causar falla por fatiga. Estas son :

- 1.- Un valor de esfuerzo de tensión máximo o suficientemente alto.

2.- Una variación o fluctuación lo suficientemente grande en los esfuerzos aplicados.

3.- Un número de ciclos de esfuerzos aplicados lo suficientemente grande ^[5].

Desde el punto de vista ingenieril, se define rigurosamente a la fatiga como el cambio estructural permanentemente localizado y progresivo que tiene lugar en un material sujeto a deformaciones repetidas o fluctuantes. Por lo general, estas deformaciones se presentan a esfuerzos menores que la resistencia a la tracción del material y con frecuencia ocurren a esfuerzos menores que la resistencia a la fluencia. Este tipo de falla tiene tres etapas características :

Daño inicial por fatiga, en el cual se produce la nucleación o iniciación de grietas.

Propagación de las grietas perpendicularmente al eje de carga cíclica, la cual finaliza cuando la grieta alcanza un cierto tamaño, llamado tamaño crítico.

Fractura repentina debido a que el elemento de máquina no puede soportar la carga aplicada, ya que al propagarse la grieta por fatiga se produce una disminución de la sección transversal de dicho elemento^[1,6] .

1.1.2.- FACTORES QUE AFECTAN EL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA.

* Acabado superficial : Las grietas por fatiga comienzan usualmente en la superficie de la pieza, aunque en algunos casos se pueden iniciar en el interior del material, particularmente a niveles altos de esfuerzo. Sin embargo, las grietas que se inician en la superficie son más comunes, pues la flexión o torsión causarán los mayores esfuerzos en las fibras más externas^[9]. Por este motivo las piezas de acabado basto rompen más fácilmente que las que se han sometido a un pulido cuidadoso. Las rayas producidas por el mecanizado particularmente las circunferenciales, afectan considerablemente la resistencia a la fatiga , debido a que producen concentraciones de esfuerzos en la pieza^[8] .

* Inclusiones : El efecto de las inclusiones sobre la resistencia a la fatiga depende fundamentalmente de su tamaño, forma y orientación respecto a los esfuerzos ^[34]. La reducción en la resistencia a la fatiga se cree que es debida al aumento de la concentración de esfuerzos introducidas por las inclusiones ^[1].

* Microestructura: Si la microestructura del metal ofrece facilidad para la deformación plástica local en la superficie o en una zona cercana a ella, se favorecerá la nucleación y propagación de grietas en el material. También tienen un efecto similar las inclusiones, precipitados o partículas de una segunda fase. El tamaño de grano, en ciertos aceros, tiene poca influencia en la vida a la fatiga en condiciones de bajo ciclaje, pero en alto ciclaje aumentará la vida a la fatiga si se reduce el tamaño de grano. En general, puede afirmarse que la vida a la fatiga es menor cuando existe en el material una microestructura tosca y angular, que cuando la microestructura es fina y redondeada ^[7,10].

* Temperatura: Las propiedades a la fatiga se ven marcadamente afectadas por el incremento de la temperatura. Los aceros al carbono muestran primero una mejoría en el valor de resistencia a la fatiga con el aumento en la temperatura, para después disminuir a medida que continúa aumentando ésta. Los aceros aleados no muestran esa mejoría. Estos inmediatamente muestran valores menores de fatiga a medida que aumenta la temperatura. Esto es debido a que todas las etapas del fenómeno de fatiga dependen de la deformación plástica localizada y los procesos implicados son sensibles a los cambios de temperatura. También se verifica que probablemente no hay límite de fatiga para los materiales que operan a altas temperaturas. Además, en el intervalo de 0,35 a 0,7 T_m , donde T_m representa la temperatura absoluta de fusión del material, se vuelve significativo el mecanismo de fluencia lenta o “creep” ^[37].

* Tamaño: Con todas las otras variables iguales, los elementos de máquina más grandes tienen propiedades a la fatiga más pobres que los pequeños.

Una de las posibles explicaciones es que la falla por fatiga está influida por defectos distribuidos a través del material y de allí que haya la probabilidad que exista mayor cantidad de defectos en los especímenes grandes que en los pequeños. Además, al aumentar el tamaño aumenta el área de superficie, y con ésta la probabilidad de que exista un lugar con las condiciones para iniciar una grieta^[5].

* Frecuencia: En condiciones normales la falla por fatiga es poco dependiente de la frecuencia, pero cuando se encuentra el material en un ambiente corrosivo o se expone a altas temperaturas, la frecuencia se vuelve un factor importante. Cuanto menor sea la frecuencia y más alta sea la temperatura, tanto mayor será la velocidad de propagación de grietas y menor la vida a la fatiga a un nivel de esfuerzo dado^[11].

Esfuerzos Residuales: Debido a que las fallas por fatiga, usualmente, comienzan en algún lugar de la superficie bajo un esfuerzo a tracción, cualquier tratamiento que induzca en la superficie esfuerzos residuales compresivos será beneficioso, porque reduce la tensión aplicada^[12].

Fatiga térmica: Es el resultado de las variaciones cíclicas de temperatura. Las expansiones y contracciones térmicas causan esfuerzos heterogéneos en el material, pudiendo ocasionar agrietamiento tanto en la superficie como en el interior del material^[1].

Corrosión: Un ambiente agresivo aumenta la rugosidad de la superficie de un material y por consiguiente, aumenta la cantidad de lugares de posible nucleación de grietas^[1].

1.1.3.- CARACTERÍSTICAS DE LAS FALLAS POR FATIGA.

Las roturas por fatiga se caracterizan por propagarse, preferiblemente, en dirección normal al mayor esfuerzo aplicado^[13]. Las secciones transversales de las

piezas metálicas que fallan por fatiga muestran dos zonas bien definidas. Una que presenta una superficie mate y aterciopelada, de aspecto relativamente liso, producto del frotamiento continuo y prolongado entre los bordes de la fisura. Esta es la zona de crecimiento de la grieta y presenta las llamadas “marcas de playa”.

La otra zona es el área en la cual se produjo la fractura final cuando se redujo la sección y el material no pudo soportar la aplicación última de la carga. Esta zona puede tener un aspecto cristalino, indicando que la fractura final fue frágil, o un aspecto fibroso, indicando una fractura final dúctil^[1].

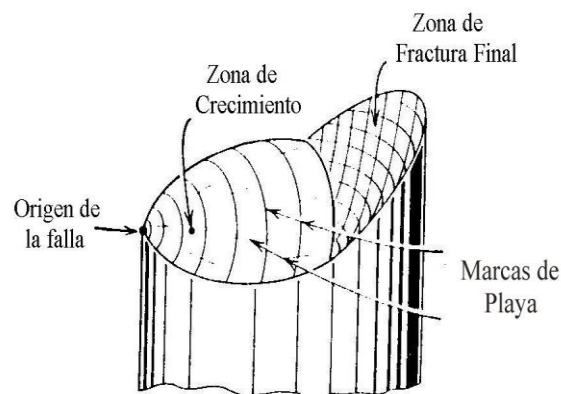


Fig.1-1.- Zonas características en la superficie de falla por fatiga.

Llamemos al primer área, zona de fatiga y al segundo, zona de ruptura. El tamaño relativo entre ambas zonas nos informará acerca del grado de sobre esfuerzo aplicado a la pieza. Si la zona de fatiga es mayor que la zona de ruptura, hubo poco sobre esfuerzo, lo contrario indica que el sobre esfuerzo fue mayor. Por otra parte, las marcas de playa se forman cuando se originan fracturas en dos o más lugares y se intersectan en forma generalmente cóncava respecto al inicio de la falla. Algunas causas probables de las marcas de playa son heterogeneidad del material y ciertas condiciones de sobre esfuerzo, entre otras^[14].

1.1.4.- CURVA DE WÖHLER^[5].

El método fundamental para presentar los datos de fatiga es la curva de Wöhler, también llamada simplemente curva de fatiga o curva S – N. Representa la duración de la probeta, expresada en número de ciclos hasta la rotura, N, para la máxima tensión aplicada. La mayor parte de las investigaciones sobre la fatiga se han realizado empleando las máquinas de viga rotativa, llamadas también de flexión rotativa.

El diagrama indica que el número de ciclos que dura una probeta antes de fallar aumenta al disminuir la tensión. Mientras no se indique otra cosa, N es el número de ciclos de tensión necesarios para producir la fractura completa de la probeta. Es la suma del número de ciclos que hacen falta para que se inicie una grieta y el de los que transcurren durante la propagación de la grieta hasta la rotura total.

Generalmente se llevan los esfuerzos y los números de ciclos a escala logarítmica; la curva de Wöhler presenta entonces una parte recta e inclinada, mientras no se alcanza el límite de fatiga ^[38] y en algunos materiales, como los aceros y el titanio, presenta un tramo horizontal a una tensión límite determinada. Por debajo de esta tensión límite, que es la denominada límite de fatiga, se presume que el material durará un número infinito de ciclos sin romperse. La mayoría de los metales no férricos, como las aleaciones de aluminio, las de magnesio y las de cobre tienen una curva de Wöhler cuya pendiente disminuye progresivamente al aumentar el número de ciclos, aproximándose a una horizontal, pero sin llegar a serlo nunca. No tienen, por tanto, un verdadero límite de fatiga, en estos casos se suele dar por terminado el ensayo, por razones prácticas, a una tensión baja, a la que la probeta dure aproximadamente 10^8 o $5 \cdot 10^8$ ciclos.

Para determinar la curva se necesitan normalmente de 12 a 24 probetas. Se encontrará generalmente una considerable dispersión en los resultados, pero casi siempre se puede trazar una curva suave, a través de los puntos representados, sin encontrar grandes dificultades. Sin embargo, cuando se ensayan varias probetas al mismo nivel de tensión se observa una dispersión significativa entre el número de ciclos observado hasta la fractura, a veces del orden de un ciclo de la escala logarítmica entre el valor máximo y el mínimo.

1.1.4.1.- RESISTENCIA Y LÍMITE DE FATIGA^[5].

La resistencia a la fatiga es el valor del esfuerzo máximo que soporta un material hasta la fractura, para un número dado de ciclos.

El límite de fatiga es el esfuerzo nominal en el cual la curva S – N (Esfuerzo alternante vs. Ciclos a la fractura) llega a ser horizontal y por debajo del cual las probetas no fallan^[35].

El límite de fatiga se define también como el valor máximo de esfuerzo alternante (o fluctuante) que resistirá sin fallo un material para un número determinado de ciclos (5 – 10 millones).

Asimismo puede ser definido como el número total de ciclos de esfuerzos necesarios para causar la falla en un elemento de máquina. Es muy importante llevar un registro metódico que sirva de patrón de comparación para diseños en la ingeniería; para esto se han realizado estudios del comportamiento a la fatiga de los distintos materiales a través de pruebas y ensayos sobre probetas normalizadas; la manera más utilizada de llevar estos registros es graficando las curvas de Esfuerzo vs. Número de ciclos, donde, en las ordenadas del diagrama se colocan los esfuerzos alternantes y en las abcisas la cantidad de ciclos hasta la falla. Los resultados de los ensayos de fatiga se sitúan sobre una curva que presenta una

forma asintótica y que divide el plano del diagrama en dos regiones: una región superior correspondiente a condiciones para las cuales las probetas no hubiesen podido resistir sin romperse y otra región inferior en donde las probetas no rompen.

Para determinar el límite de fatiga de un material, hay que aceptar que cada probeta tiene su propio límite. El problema estadístico se complica cuando se quiere determinar el valor preciso de dicho límite, por el hecho de que no se puede medir el valor individual de éste en cada una de las probetas. Lo que se hace es ensayar cada probeta a un esfuerzo determinado y si falla es porque el esfuerzo es algo superior a su límite.

1.1.4.2.- MODELO DE BASQUIN^[32].

La zona de duración finita para la etapa de alto ciclaje puede ser expresada por medio de la ecuación propuesta por Basquin, la cual se deduce del hecho de que para valores menores al límite proporcional, la deformación es predominantemente elástica. Dicha ecuación se expresa como:

$$S = S_f * (2N_f)^m$$

donde, S: es el esfuerzo real de fatiga

S_f: coeficiente de resistencia a la fatiga

N_f: número de ciclos hasta la fractura

2N_f: número de reversos hasta la fractura

m: exponente de resistencia a la fatiga

1.1.4.3.- MÉTODO DE LA ESCALERA^[5].

El análisis estadístico de los datos de fatiga, en la región del límite de la misma, exige técnicas especiales. Al realizar ensayos con el fin de establecer el

límite de fatiga, se puede ensayar una probeta determinada solamente a una tensión dada y si dicha probeta falla antes del límite prescrito, sabremos que el límite de fatiga de la muestra se encuentra en un punto por debajo del nivel de tensiones utilizado. Por el contrario, si la probeta no falla en el número de ciclos establecido, sabremos que su límite de fatiga se encuentra en algún punto por encima de la tensión de ensayo. Como cada muestra puede someterse a ensayo una sola vez, es necesario estimar la dispersión estadística del límite de fatiga por medio del ensayo a diferentes niveles de tensión, de un gran número de probetas que se consideren idénticas. Este tipo de experimentos se conoce por el nombre de experimentos de sensibilidad.

Uno de los métodos de analizar los datos de fatiga, en el límite de la misma, es el método de la escalera o el método ascendente y descendente. Este método ofrece un buen sistema para determinar el límite medio de fatiga, pero tiene el inconveniente de que los ensayos han de realizarse sucesivamente. El procedimiento seguido en el ensayo es el siguiente: la primera probeta se ensaya al valor del límite de fatiga estimado. Si esta probeta falla, la tensión aplicada a la siguiente se disminuye en una cantidad determinada. Este proceso continúa para cada muestra sucesiva hasta que no se obtiene rotura. Entonces, la tensión aplicada a la probeta siguiente se aumenta en la cantidad establecida. Se continúa el procedimiento aumentando la tensión cuando una probeta no rompe y disminuyendo cuando falla. Es necesario ensayar de 10 a 25 probetas.

Para determinar el límite medio de fatiga, los datos se disponen en una tabla en la cual se pone de manifiesto que hay un número de probetas que fallan y un número de probetas que no fallan de un número total de ellas. Teniendo en cuenta el suceso menos frecuente (ya sean fallas o no fallas), el nivel de tensiones más bajo al que se obtiene dicho suceso se señalará con $i=0$, el siguiente con $i=1$, etc. El límite medio de fatiga, S , y su desviación típica, D_s , se determinan mediante las ecuaciones que se presentan a continuación:

$$S = X_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right)$$

$$Ds = 1,620d \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right)$$

$$\frac{NB - A^2}{N^2} > 0,3$$

donde,

i = nivel de tensiones

$N = \sum f_i$ = sumatoria de los sucesos menos frecuentes

$A = \sum i \cdot f_i$ = sumatoria de los sucesos menos frecuentes
multiplicados por el nivel de tensiones

$B = \sum i^2 \cdot f_i$ = sumatoria de los sucesos menos frecuentes
multiplicados por el nivel de tensiones al cuadrado

X_0 = primer nivel de tensiones

d = incremento de tensión (escalón).

Cuando el análisis se basa en las probetas que no fallan se emplea el signo positivo en la primera ecuación y cuando se basa en las probetas que fallan, el signo negativo.

1.1.5.- ENSAYOS

1.1.5.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.

El ensayo de tracción es uno de los más utilizados para conocer la resistencia, el límite de elasticidad, alargamiento y estricción, que son características muy importantes para juzgar la calidad de los metales y aleaciones. Las máquinas para este tipo de ensayo poseen dispositivos especiales que permiten obtener un gráfico

de las cargas que han actuado y las deformaciones que ha sufrido la probeta. De esta forma podemos determinar una serie de valores que sirven para determinar la calidad del material. Entre todos ellos los más importantes son :

- * La resistencia o carga de rotura (MPa) : Es la máxima carga por unidad de sección que resiste el material antes de romperse.

- * Límite de elasticidad (MPa) :
 - Teórico : Es la carga máxima por unidad de sección que al cesar de actuar no produce deformaciones permanentes en el material.
 - Práctico : Es la carga por la cual las deformaciones permanentes del material son superiores a cierta medida, 0,02% de la longitud de la probeta cuando se utilizan equipos de precisión.

- * Límite de proporcionalidad : Es la carga máxima por unidad de sección para la cual las cargas son proporcionales a los alargamientos.

- * Módulo de elasticidad : Sirve para conocer los alargamientos elásticos que experimenta el material bajo la acción de diferentes cargas. Se determina dividiendo las cargas que actúan entre los alargamientos elásticos que experimenta el material. Es también la carga que produciría un alargamiento elástico de un 100% si para esa carga no llegara a romperse el material.

- * Alargamiento : Señala el aumento de longitud que ha experimentado el material hasta el momento de romperse.

- * Estricción : Es la reducción de sección que experimenta la probeta en la zona de rotura. Se expresa en porcentaje.

Conviene diferenciar en la curva representativa dos zonas:

1.^a - De alargamientos repartidos uniformemente en toda la probeta. En esta hay dos periodos. Uno en el que se producen alargamientos elásticos (muy pequeños y proporcionales a los esfuerzos) que desaparecen si cesa la carga y otro período en el que se producen alargamientos permanentes.

2.^a - De alargamientos localizados : Cuando la carga que actúa llega a alcanzar un cierto valor, se produce en una zona de la probeta, generalmente próxima al centro, una estricción o alargamiento localizado. A partir de ese momento, el alargamiento se localiza exclusivamente en la llamada región de estricción^[15].

1.1.5.2.- ENSAYOS DE FATIGA.

Se puede afirmar que el propósito principal de los ensayos de fatiga es obtener información del mecanismo de este fenómeno y datos diversos, tales como: Límite de fatiga, número de ciclos a la fractura, factores de concentración de esfuerzo, velocidad de crecimiento de grieta, influencia de determinado tratamiento, condición, proceso de manufactura o geometría de la pieza, etc., que puedan utilizarse como una guía para predecir el comportamiento de los elementos de máquina en servicio^[37].

1.1.5.3.- ENSAYOS DE FLEXIÓN ROTATIVA

El ensayo de flexión rotativa es un método muy común para observar el comportamiento a la fatiga de ciertos materiales. En este ensayo, el extremo de una probeta cilíndrica maquinada se monta en un dispositivo acoplado a un motor. En el otro extremo se suspende un peso. La probeta soporta inicialmente una fuerza de

tensión que actúa en la superficie superior, mientras que la superficie inferior se comprime. Después de que la muestra gira 90°, los sitios que originalmente estaban a tensión y a compresión no reciben esfuerzo alguno sobre ellos. Después, a una rotación de 180°, el material que estaba originalmente en tensión está ahora a compresión, y viceversa. De aquí que el esfuerzo en cualquier punto de la superficie de la probeta pasa por un ciclo completo que va de cero a la máxima tensión y de cero a la máxima compresión^[16].

1.1.5.4.- ENSAYOS DE DUREZA^[32].

No existe una definición exacta de la dureza. Pero podemos decir que la dureza se expresa como la determinación de la fuerza que se necesita para vencer la resistencia que un material opone a la penetración. Algunos de los métodos utilizados para determinar este valor son: Vickers, Rockwell, Brinell entre otros.

En el método Vickers se emplea un penetrador de diamante en forma de pirámide, de base cuadrada, con un ángulo de 136° entre caras. La particularidad de este método consiste en que con un material de dureza uniforme todas las huellas para cualquier carga resultan semejantes, el área de la superficie es proporcional al cuadrado de la diagonal "d" de la huella y para todas las cargas los números de dureza son aproximadamente iguales.

1.1.5.5.- ESTUDIO FRACTOGRÁFICO (Microscopía Electrónica de Barrido)^[35].

Con la microscopía electrónica de barrido se obtienen imágenes de superficies rugosas en tres dimensiones proporcionando una clara visión de toda su extensión para que se puedan interpretar fácilmente.

Este tipo de microscopio tiene algunas ventajas significativas sobre los microscopios de luz y de transmisión, ya que provee una mayor profundidad de campo a la misma magnitud, y además permite determinar la composición química en la zona observada.

Mediante este estudio se logran caracterizar los mecanismos de falla que actuaron sobre la superficie, evidencias de fatiga, fatiga-corrosión, así como también nucleación y crecimiento de grietas.

1.1.6.- NATURALEZA ESTADÍSTICA DE LA FATIGA ^[5].

El problema que implica manejar la información de los ensayos de fatiga está en estimar el comportamiento de un gran número de componentes en servicio a partir de una pequeña muestra de los resultados del ensayo. La utilización de los métodos estadísticos de ensayo y análisis proporcionan un medio para hacer las estimaciones cuantitativas de las propiedades a la fatiga y fijar su precisión. Como se dijo anteriormente, si se ensayan un determinado número de probetas similares, al mismo nivel de esfuerzo, se encuentra una considerable variación o dispersión en el número de ciclos de fractura. La extensión de la dispersión depende de muchos factores, como las condiciones del material, las variaciones debidas al proceso de selección y preparación de la superficie de las probetas, las variaciones introducidas por la máquina de ensayo, entre otros. Sin embargo, en la actualidad se reconoce que la dispersión depende, en mayor grado, de las propiedades microscópicas del material, que son las que gobiernan la etapa de nucleación de grietas^[37].

Ya que la vida a la fatiga y el límite de fatiga son cantidades estadísticas, se debe tener en cuenta que se espera una desviación considerable desde una curva promedio determinada con pocas muestras. Es necesario pensar en términos de la probabilidad de una muestra de alcanzar una cierta vida a un esfuerzo dado o la probabilidad de falla a un esfuerzo dado en la vecindad del límite de fatiga. Hacer

esto requiere el ensayo de una mayor cantidad de muestras que en el pasado, por lo tanto, se pueden determinar los parámetros estadísticos para la estimación de estas probabilidades. El método básico para expresar los datos de fatiga debe ser una superficie tridimensional representando la relación entre esfuerzo, número de ciclos a fallar y probabilidad de falla.

La función de distribución estadística la cual describe la distribución de vida de fatiga a un esfuerzo constante no es exactamente conocida, para esto se requeriría el ensayo de sobre 1000 muestras idénticas bajo las mismas condiciones a un esfuerzo constante. Müller y Stock ensayaron 200 muestras de acero a un esfuerzo sencillo y encontraron que la distribución de frecuencia de N seguía una distribución gaussiana o normal, si la vida a la fatiga era expresada como $\log N$. Para propósitos de ingeniería es suficientemente exacto asumir una distribución normal logarítmica de vida de fatiga a una vida constante en la región de la probabilidad de falla de $P = 0.10$ a $P = 0.90$.

Para la interpretación estadística del límite de fatiga estamos interesados en la distribución de esfuerzos a una vida a la fatiga constante. El límite de fatiga del acero fue considerado un valor bajo el cual las muestras tendrían vida infinita. Sin embargo, ahora se reconoce que el límite a la fatiga es realmente una cantidad estadística la cual requiere técnicas especiales para una determinación exacta. Por ejemplo, en aleaciones de acero forjado tratadas térmicamente el intervalo de esfuerzo que incluiría los límites de fatiga de 95 por ciento de las muestras podría fácilmente ser desde 276 hasta 359 MPa.

En la determinación del límite de fatiga de un material se debería reconocer que cada una de las muestras tiene su propio límite de fatiga, un esfuerzo sobre el cual fallará pero bajo el cual no fallará, y este esfuerzo crítico varía de muestra a muestra por razones desconocidas. El problema estadístico de la determinación exacta del límite de fatiga es complicado por el hecho de que no se puede medir el valor individual de este para cualquier muestra dada. Sólo se puede ensayar una

muestra a un esfuerzo particular y si la muestra falla, entonces el esfuerzo estuvo en algún lugar por encima del límite de fatiga de la muestra. Ya que la muestra no puede ser reensayada si no falló en determinado esfuerzo, se deben estimar las estadísticas del límite ensayando grupos de muestras a diversos esfuerzos. Así, cerca del límite de fatiga todo lo que se puede hacer es estimar el comportamiento de un universo de muestras.

1.1.7.- CAUSAS DE LA DISPERSIÓN EN LOS ENSAYOS DE FATIGA.

Un rasgo característico del comportamiento a la fatiga es la dispersión respecto a los resultados obtenidos en los ensayos. Aunque parte de esta dispersión puede atribuirse a errores experimentales, parece ser que es una característica inherente del comportamiento a la fatiga^[1].

Para fijar la dispersión atribuible al metal ensayado, se deben mantener bajo un control riguroso y constante las causas que a continuación citamos :

- ◆ Acabado superficial no uniforme o existencia de imperfecciones locales tales como: rayaduras no apreciables durante el pulido, marcas o muescas, porosidades y otros defectos de fabricación.
- ◆ Cambios apreciables en las condiciones del ensayo debido al incremento de temperatura o influencia de medios corrosivos
- ◆ Defectos en la alineación de las probetas respecto a su eje de rotación.
- ◆ Defectos internos superficiales por la heterogeneidad química y estructural del material.
- ◆ Presencia de esfuerzos superficiales debido a mecanizado o tratamiento térmico realizados.
- ◆ Tolerancia de fabricación y montaje de probetas^[6,8].

1.2.- CORROSIÓN^[2].

1.2.1.- DEFINICIÓN .

Se define corrosión al ataque electroquímico de un metal por reacción química o electroquímica con su medio ambiente. Los daños causados por medios físicos no se denominan corrosión sino erosión, abrasión o desgaste. Esta definición no incluye a los materiales plásticos.

El término “oxidación” se aplica a la corrosión del hierro y las aleaciones en las que éste es el metal base ; en este proceso se forman productos de corrosión compuestos en su mayor parte por óxidos de hierro hidratados. Por lo tanto, los metales no ferrosos se corroen pero no se oxidan.

1.2.2.- TIPOS DE CORROSIÓN.

Los cinco principales tipos de corrosión clasificados por su aspecto externo o por las alteraciones que causan en las propiedades físicas de los metales son los siguientes :

1. Ataque uniforme: Incluye los tipos de corrosión como la formación de óxido en el hierro, el empañado de la plata y del níquel, y la oxidación de metales a altas temperaturas. El ataque uniforme se mide en diferentes unidades ; en la terminología habitual de los Estados Unidos se emplea pulgadas de penetración por año y miligramos por decímetro cuadrado por día. Estas unidades se refieren respectivamente a la penetración en el metal y a la pérdida de peso en el mismo,

excluyendo cualesquiera productos de corrosión adherente o no adherentes formados en la superficie.

2. Picaduras: Se denomina así al tipo de ataque local que se forma debido a que la velocidad de la corrosión es mayor en unas zonas que en otras. Si se produce un ataque apreciable confinado a un área fija del metal relativamente pequeña, que actúa como ánodo, las picaduras que resultan se definen como profundas. Si el área de ataque es relativamente grande y no tan profunda, las picaduras se consideran superficiales. El hierro enterrado en el suelo se corroe con formación de picaduras superficiales mientras que los aceros inoxidable sumergidos en agua de mar sufren una corrosión característica con formación de picaduras profundas. Muchos metales cuando están expuestos a líquidos que se mueven a velocidades elevadas sufren una corrosión del tipo de picaduras llamada cavitación.
3. Descincado y corrosión selectiva: El descincado es un tipo de ataque que ocurre en las aleaciones de cinc, por ejemplo en el latón amarillo en el cual el cinc se corroe con preferencia, dejando un residuo poroso de cobre y productos de corrosión. A menudo la aleación que ha sufrido esta clase de corrosión mantiene su forma original y a excepción del empañado de su superficie, presenta un aspecto sano, pero su resistencia mecánica y en especial su ductilidad se habrán reducido en gran proporción. La corrosión selectiva es similar al descincado en que uno o más componentes reactivos de la aleación se corroen preferentemente dejando un residuo poroso que puede conservar la forma primitiva de la aleación. Este tipo de corrosión está limitada, por lo general, a las aleaciones de los metales nobles, como Au-Cu y Au-Ag y se emplea prácticamente para refinar el oro.
4. Corrosión intergranular: Es un tipo de ataque localizado, que ocurre en los espacios que limitan los granos de un metal y produce pérdida de la resistencia mecánica y la ductilidad. El material, de área limitada, que forma los espacios intergranulares y que actúa como ánodo, está en contacto con la superficie de los granos que son más grandes y que actúan como cátodos. El ataque suele ser con

frecuencia rápido, penetra con profundidad en el metal y algunas veces causa averías catastróficas. Este tipo de corrosión se presenta en aceros inoxidable que han sufrido un tratamiento térmico inadecuado y en las aleaciones de tipo Duraluminio (4% Cu-Al).

5. Agrietamiento: Si un metal se agrieta cuando está sujeto a tensiones de tracción repetidas o alternativas en un medio corrosivo se dice que ha fallado por corrosión bajo fatiga. Si un metal en un medio corrosivo específico y a un esfuerzo de tensión o tracción constante se agrieta de inmediato o después de un tiempo dado, el fallo se denomina agrietamiento por corrosión bajo tensiones. La tensión puede ser residual del metal, como la producida por la conformación en frío o por tratamientos térmicos, o puede ser una tensión aplicada exteriormente. Casi todos los metales estructurales, por ejemplo, aceros al carbono y de baja aleación, latón, aceros inoxidable, duraluminio, magnesio, aleaciones de níquel y otros, están sujetos al agrietamiento por corrosión bajo tensiones en alguno de los medios corrosivos.

1.2.3.- CORROSIÓN EN ACEROS INOXIDABLES^[18].

En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable (que contienen siempre un elevado porcentaje de cromo) es debida a la formación de una capa superficial de óxido de cromo muy fina que impide que el ataque y que la corrosión de los aceros penetre del exterior hacia el interior. Para que un acero sea inoxidable, es necesario que concurren las circunstancias de composición, estado de material y medio de ataque convenientes para que se forme esa capa de óxido protector.

Cuando actúan sólo los agentes atmosféricos, la presencia del 12% de Cr es suficiente para que se forme la capa de óxido que impide la corrosión. Cuando aumenta la intensidad del ataque, para que se pueda formar la capa de óxido suficientemente protectora, es necesario un mayor porcentaje de cromo, pero esto

ocurre hasta un cierto límite a partir del cual ya no se aumenta la resistencia a la corrosión al aumentar el contenido de cromo. La adición del níquel mejora la resistencia a la corrosión de los aceros al cromo porque aumenta la estabilidad de la capa de óxido superficial y favorece su formación.

En realidad no existe un acero que resista toda clase de ataque, unos resisten bien a ciertos ácidos, otros a determinadas soluciones, otros al calor, pero no hay ninguno que sirva para todo y en cada caso hay que estudiar cual es el más conveniente. Además en el comportamiento de los aceros inoxidable tienen una gran importancia los tratamientos térmicos. Si no se le da a un acero inoxidable el tratamiento térmico que le corresponde, su resistencia a la corrosión puede quedar muy disminuida.

El estado superficial también tiene una gran importancia ; cualquier defecto o alteración superficial modifica las condiciones del ataque y disminuye la resistencia a la corrosión. Es necesario que la superficie del metal esté bien limpia, siendo necesario eliminar siempre por decapado, mecanizado o rectificado la cascarilla que aparece como consecuencia de determinados tratamientos, debiendo quedar siempre las piezas terminadas con el acabado superficial más fino posible.

1.2.4.- EFECTO CORROSIVO DE LA SANGRE^[33].

La sangre es un medio con abundante presencia de iones ácidos con un potencial electroquímico diferente al del acero inoxidable, lo cual genera una tendencia positiva a la corrosión. De ahí el hecho que un implante, una vez cumplida su función, si no es permanente, no debe ser reutilizado, ya que el mismo a pesar de poseer un alto poder anti-corrosivo, tiende a volver a su equilibrio natural y comienza a perder propiedades debido al efecto que van generando con el tiempo los iones, los cuales contribuyen al equilibrio hidromineral de la sangre.

De igual forma el poder anti-corrosivo del material puede variar, dado que el organismo posee una a la gamma de condiciones externas que dependen de la situación y la salud del individuo. Por ejemplo, la infección puede ocasionar grandes cambios en el pH y acelera el proceso de corrosión. Todos los fluidos presentes en el cuerpo humano suponen un severo ensayo para cualquier metal ; se tipifica la salinidad del cuerpo como la del agua de mar o la del suero fisiológico, con altos contenidos de potasio, calcio, magnesio, fosfatos, sulfatos, carbonatos, etc. y una variedad de ácidos orgánicos y proteínas en menores cantidades.

1.3.- FATIGA- CORROSIÓN.

1.3.1.- GENERALIDADES.

Cuando un metal está sometido a fuerzas alternativas o fluctuantes existe el riesgo que se desarrollen en él grietas, las cuales se propagan gradualmente a través de todo el material. Esta fractura ha recibido el nombre de rotura por fatiga. La presencia de un medio corrosivo acelera el proceso de agrietamiento^[3].

La acción corrosiva sobre la superficie de un metal puede provocar la alteración de la superficie y también la formación de picaduras o grietas en ciertos puntos y esto da lugar a una pérdida considerable en la resistencia a la fatiga si el metal se somete a esfuerzos fluctuantes. No obstante, tienen lugar reducciones mucho mayores en la resistencia a la fatiga debidas al efecto combinado de la corrosión y de los esfuerzos fluctuantes^[1].

En un medio corrosivo por lo general el fallo para un nivel de carga dado ocurre dentro de muchos menos ciclos y no se observa un verdadero límite de fatiga. En otras palabras, el fallo ocurre a cualquier carga aplicada si el número de ciclos es

suficientemente largo. El agrietamiento de un metal como resultado de la acción combinada del medio corrosivo y cargas repetidas o alternadas se llama fatiga corrosión. El daño causado es por lo general mayor que la suma de los daños que causa la corrosión y la fatiga si actúan por separado^[2].

En el desarrollo de los ensayos de fatiga corrosión la muestra es sometida continuamente al efecto combinado de corrosión y esfuerzos cíclicos hasta que la falla ocurra. La acción del esfuerzo cíclico causa disrupción localizada de la película de óxido de la superficie tal que los agujeros de corrosión puedan producirse. Ocurren más agujeros pequeños en fatiga corrosión que en ataque corrosivo en la ausencia de esfuerzo. Los fondos de los agujeros son más anódicos que el resto del metal tal que la corrosión prosigue al interior, ayudada por la disrupción de la película de óxido por el estiramiento cíclico. La fractura ocurrirá cuando el agujero se vuelva lo suficientemente agudo para producir una alta concentración de esfuerzos.

Los fallos debidos a fatiga-corrosión difieren de los fallos por fatiga normal. En primer lugar, la superficie, frecuentemente, cambia de color por el proceso de corrosión, aunque esto no es una característica esencial. La magnitud de la corrosión superficial observada depende del material y del medio corrosivo, siendo mucho mayores los fallos debidos a esa corrosión, cuando las piezas o componentes trabajan normalmente en comparación a cuando se hacen ensayos de laboratorio, puesto que estos últimos son de duración más corta. De ordinario los aceros presentan una capa de óxido superficial ligera cuando se hacen pruebas con ellos en agua pura y cuando los ensayos se hacen en agua salada la capa de óxido es más pronunciada, pero los aceros inoxidable y los aceros nitrurados no presentan signos de corrosión aún cuando la resistencia a la fatiga se reduzca considerablemente por una pulverización salina.

Otro rasgo distintivo de la fatiga-corrosión es la aparición de grietas debidas a la fatiga. Normalmente existen muchas más grietas que en un fallo de fatiga normal ;

esto se debe a que el ataque electroquímico se reduce a medida que la grieta crece ; en consecuencia, la velocidad de propagación de la grieta disminuye, dando tiempo a que se formen más grietas. La anchura decrece bajo la superficie terminando en una grieta similar a la de fatiga normal y que frecuentemente es transcristalina^[1].

Las grietas de fatiga con corrosión son típicamente transgranulares y con frecuencia ramificadas. Las grietas de fatiga son de manera similar transgranulares (con excepción del Pb y Sn y algunas aleaciones de Al), pero es raro encontrar más de una grieta principal y la grieta se inicia directamente desde la superficie. En la fatiga-corrosión, a menudo pero no necesariamente siempre se forman en principio picaduras por corrosión en la superficie del metal, iniciándose las grietas en la base de estas picaduras^[2].

1.3.2.- MECANISMO DE LA FATIGA-CORROSIÓN^[1].

La primera etapa en el proceso de fatiga-corrosión consiste en la formación de cavidades redondas sobre la superficie, similares a aquellas que tienen lugar por la corrosión en ausencia de esfuerzos. Después de esta etapa viene la progresión de las picaduras por corrosión o grietas que se extienden desde el fondo de las cavidades hacia dentro del metal. La velocidad de propagación de las picaduras tiende a decrecer cuando éstas crecen, dando así tiempo para el crecimiento de posteriores picaduras antes de que tenga lugar la rotura como resultado de un agrieta por fatiga normal, que se propaga desde el fondo de una de las picaduras.

Se ha establecido que la fatiga-corrosión es un proceso electroquímico. Algunas regiones de la superficie del metal son anódicas con respecto a otras como consecuencia de las irregularidades en la superficie o a las diferencias locales en la accesibilidad del oxígeno. El ataque concentrado en algunas regiones, que es típico de la fatiga-corrosión, ofrece una prueba de que el proceso es electroquímico. En resumen, se ha demostrado que la fatiga corrosión puede retardarse o evitarse por

protección catódica mediante contacto con un metal noble y el efecto de los inhibidores es bien conocido.

1.3.3.- ENSAYOS DE FATIGA-CORROSIÓN^[1].

La resistencia de los metales a la fatiga-corrosión se determina realizando ensayos de fatiga en las máquinas para ensayos de fatiga normal con probetas mantenidas en medio corrosivo. Se han empleado diferentes métodos para aplicar el líquido corrosivo, incluyendo la inmersión completa, así como una corriente o una aplicación del líquido dirigido a la probeta, una cinta, una mecha saturada con el líquido para mantener una película sobre la superficie de la probeta. La resistencia a la fatiga-corrosión varía considerablemente según el método de aplicación. Por tanto no es posible un valor único para la resistencia a la fatiga-corrosión de un metal. No obstante, un amplio número de investigadores han determinado la resistencia a la fatiga-corrosión de diversos metales en diversas condiciones de ensayo y así es posible hacer algunas generalizaciones acerca de la influencia de la composición química y del tratamiento térmico

La conclusión más importante a deducir de los datos disponibles es que la resistencia a la fatiga-corrosión depende, en primer lugar, de la resistencia a la corrosión^[1]. Por lo cual en general, la elección del material para este tipo de servicio se basa en esta característica más que en las propiedades convencionales de fatiga.

Así, el acero inoxidable, el bronce o el cobre berilio probablemente darían mejor servicio que los aceros tratados térmicamente. La protección del metal del contacto con el ambiente corrosivo por recubrimientos metálicos o no metálicos es exitosamente suministrado y los recubrimientos no se vuelven quebradizos por el estiramiento cíclico. Los recubrimientos de zinc y cadmio sobre acero y los recubrimientos de aluminio sobre aleaciones de aluminio Alclad son exitosos para muchas aplicaciones de fatiga-corrosión, aunque estos recubrimientos pueden causar una reducción en la resistencia a la fatiga cuando los ensayos son

conducidos en aire. La nitruración es particularmente efectiva para combatir la fatiga corrosión y el granallado se ha usado con éxito bajo ciertas condiciones. En sistemas cerrados es posible reducir el ataque corrosivo por la adición de un inhibidor de corrosión. Finalmente, la eliminación de concentradores de esfuerzos por un diseño cuidadoso es muy importante cuando la fatiga corrosión debe ser considerada^[5].

1.3.4.- FATIGA-CORROSIÓN EN IMPLANTES QUIRÚRGICOS^[33].

En la mayoría de los estudios realizados a implantes quirúrgicos, numerosos investigadores han reconocido y documentado la gran importancia del desempeño de la fatiga-corrosión.

Las reacciones químicas que ocurren sobre la superficie de un implante quirúrgico aleado son idénticas a aquellas observadas durante la exposición al agua de mar; la mayoría de los metales y aleaciones usados para implantes son pasivos en soluciones salinas y plasma.

El comienzo del ataque corrosivo al implante puede venir dado por corrosión por picaduras como por hendiduras e incluso ambos en distintos sitios. Se ha observado en implantes extraídos del cuerpo humano motivado a la falla por fatiga que la misma fue precedida de un pronunciado ataque corrosivo, lo cual aceleró el mecanismo de fatiga, logrando así que el material del cual se esperaba un buen desempeño tuviese que ser retirado.

Las principales conclusiones que se derivan de un estudio de fatiga-corrosión a un implante son :

1.- El ambiente corrosivo disminuye el tiempo de vida de fatiga de los dispositivos ensayados.

2.- En lo que a falla mecánica del implante se refiere, la corrosión por picadura (aunque puede tener consecuencias clínicas) es de una importancia secundaria frente a la fatiga-corrosión.

3.- La presencia de la picadura no necesariamente inicia la falla por fatiga, esto solo ocurre cuando el sitio donde se presenta está sometido a grandes esfuerzos.

1.4.- CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES^[18].

Con la denominación de aceros inoxidable agrupamos una serie de aceros que en determinadas condiciones y circunstancias resisten bien la acción de ciertos agentes corrosivos como atmósferas industriales, ambientes húmedos, ácidos de diversas clases, concentraciones y también el efecto de temperaturas elevadas sin sufrir una oxidación o destrucción sensible. Conviene advertir que cada uno, o cada familia de estos aceros, que reciben el nombre de inoxidable, no son completamente inoxidable en el sentido más amplio de la palabra, ya que en realidad sólo resisten bien la acción de ciertos agentes de corrosión y en cambio, en otras determinadas circunstancias, se oxidan y corroen en forma parecida a los aceros ordinarios.

Los aceros inoxidable pueden clasificarse en tres grupos:

1° Aceros que admiten el temple o martensíticos;

2° Aceros ferríticos;

3° Aceros austeníticos

A continuación se mencionará cada uno de ellos y se hará mayor énfasis en los austeníticos, los cuales serán nuestro objeto de estudio.

1° Aceros que admiten el temple. Aceros martensíticos.- Son aceros al cromo que suelen recibir el nombre de aceros martensíticos por quedar con esa estructura después del temple y aún también después del enfriamiento al aire. Los aceros más representativos suelen contener de 12 a 14 % de cromo. Algunos otros aceros de este grupo que tienen menos importancia que los anteriores y que se emplean sólo para usos especiales, suelen contener de 15 a 17 % de cromo y de 1 a 3 % de níquel. Resisten sin oxidarse temperaturas hasta de 750°. Todos ellos se caracterizan porque pueden ser tratados térmicamente en forma análoga a los aceros ordinarios.

2° Aceros ferríticos.- Son aceros al cromo. A veces se denominan también aceros de alto contenido en cromo y el porcentaje que suelen contener de ese elemento varía generalmente de 15 a 30 %. Su contenido en carbono suele ser bajo, generalmente inferior a 0,15 % y sólo en los de 27 % de cromo suele oscilar de 0,15 a 0,30 %. Su resistencia a la corrosión es ligeramente superior a la de los aceros martensíticos del grupo anterior y los que tienen un contenido de cromo de 25 a 30 % tienen un excelente comportamiento a la oxidación a elevadas temperaturas. Los de 17 % de cromo resisten sin oxidarse temperaturas hasta de 850° y los de 27 % de cromo resisten temperaturas hasta de 1050° C. Se caracterizan además por no poder ser tratados térmicamente como los aceros ordinarios, por tener en cualquier estado y a cualquier temperatura una estructura fundamentalmente ferrítica. Son, en general, de resistencia mecánica bastante baja y relativamente frágiles.

3° Aceros austeníticos.- Son aceros al cromo-níquel, más inoxidables y resistentes a la corrosión atmosférica y a ciertos ácidos que los aceros correspondientes a los grupos citados anteriormente. Tampoco estos aceros pueden ser templados y revenidos ni recocidos en la forma ordinaria, debido a que en cualquier estado y a cualquier temperatura están constituidos fundamentalmente por austenita, la cual tiene gran estabilidad y no se transforma en otros constituyentes por el enfriamiento rápido. Por lo tanto, en estos aceros el temple no se puede

producir . De los materiales en consideración, estos aceros son en general los que tienen una mayor resistencia mecánica a temperaturas elevadas. El acero más típico de este grupo contiene aproximadamente 18 % de cromo y 8 % de níquel. A este grupo pertenecen también otros aceros con 12 % de cromo y 12 % de níquel; otros de 25 % de cromo y 20 % de níquel, etc. Otros aceros de este grupo contienen además pequeñas cantidades de wolframio, molibdeno, etc. El acero 18-8 resiste sin oxidarse hasta 800° C y otros aceros del mismo grupo con 3 % de silicio resisten bien temperaturas de 950° C. El acero 25-20 resiste sin oxidarse temperaturas hasta de 1150° C.

1.4.1.- CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS AUSTENÍTICOS .

El comportamiento y las propiedades de estos aceros son muy diferentes de las de los aceros ordinarios y puede decirse que forman una familia de características muy especiales distinta de las demás. En cambio, los aceros inoxidables martensíticos, que se han estudiado antes , a pesar de su elevado contenido de aleación, son en ese aspecto bastante similares a los aceros ordinarios. Así, por ejemplo, es interesante señalar que mientras el ablandamiento de los aceros martensíticos y de los aceros ordinarios se realiza normalmente calentándolos a unos 800° C y enfriándolos luego lentamente, o calentándolos a 650° C y enfriándolos luego al aire. En cambio, para ablandar los aceros austeníticos hace falta calentarlos a 1050° C y enfriarlos rápidamente, consiguiéndose de esa forma que el material quede con la menor dureza posible.

Además, después de un tratamiento de austenización quedan con una dureza muy baja, tiene una ductilidad extraordinaria (45 y 50 % de alargamiento), mucho mayor que la de los aceros extradulces ordinarios y por trabajo en frío se endurecen mucho más que los aceros ordinarios.

Los aceros austeníticos no se endurecen cuando son sometidos a un tratamiento similar al temple que se emplea para la mayoría de los aceros.

Los aceros austeníticos son magnéticos y su conductividad térmica es bastante baja, un 25 % aproximadamente de la de los aceros ordinarios y al ser calentados se dilatan un 25 % aproximadamente más que los aceros ordinarios.

En los casos en que interesa utilizar estos aceros con gran dureza o resistencia, es necesario someterlos durante el proceso de fabricación a trabajo en frío, que se realiza sin mucha dificultad debido a su gran ductilidad. El endurecimiento del material, como ya se ha dicho antes, no se puede realizar por temple y revenido, que es el método normalmente empleado para conseguir ese fin con los demás aceros.

Mientras en los aceros ferríticos y martensíticos el cromo es el principal elemento aleado, en los aceros austeníticos el níquel juega también un papel importante. Se ha comprobado experimentalmente que la presencia de níquel en los aceros de elevado porcentaje de cromo, además de modificar su estructura microscópica favoreciendo la formación de austenita estable, ejerce también un efecto notable sobre la resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidable estudiados anteriormente deben su resistencia a la corrosión sólo al cromo y son esencialmente aceros al cromo y los pequeños porcentajes de otros elementos que generalmente contienen (excepto el molibdeno), sirven para mejorar sus propiedades mecánicas y no su resistencia a la corrosión. En cambio en los aceros austeníticos, el níquel además de contribuir a la formación de la estructura austenítica del acero, mejora sensiblemente la resistencia a la corrosión, reforzando la influencia favorable del cromo.

El estudio de las propiedades y características de los aceros austeníticos al cromo-níquel ha permitido encontrar nuevos aceros, que con una composición algo diferente de la clásica, no son solamente inoxidable y austeníticos, sino que en cierto modo poseen algunas otras propiedades de gran interés y que aquel acero no tiene.

Así, por ejemplo, se ha visto que es posible mejorar la resistencia a la corrosión en estos aceros con la adición de ciertos elementos como, por ejemplo, el molibdeno. También es posible mejorar la ductilidad para facilitar el proceso de embutición empleando aceros con 12 % de cromo y 12 % de níquel. Se puede mejorar la resistencia mecánica en caliente con adiciones de molibdeno, wolframio, silicio, etc. Desde hace mucho tiempo se han venido haciendo ensayos para reemplazar el níquel en los aceros inoxidable por manganeso y aunque en algunos casos se han obtenido resultados relativamente satisfactorios, todavía los aceros inoxidable al manganeso son muy poco utilizados.

Uno de los inconvenientes que tienen los aceros austeníticos al manganeso es su tendencia a experimentar una intensa corrosión intergranular cuando sufren calentamientos a temperaturas comprendidas entre 500° y 800° C. Al comienzo, se pensó que la utilización de estos aceros sería fácil, pero luego se ha visto que hay que tratarlos con mucho cuidado para obtener buenos resultados. Recientemente, sin embargo, se han hecho avances muy importantes a este respecto y aunque el problema de la corrosión intergranular no está completamente resuelto, se ha conseguido evitarla ya en muchos casos, sometiéndolos a tratamientos térmicos adecuados.

1.4.2.- CARACTERÍSTICAS DEL ACERO INOXIDABLE 316L^[33].

➤ Composición química:

El acero inoxidable AISI 316L, es un acero austenítico con la siguiente composición química:

C: 0,03% max. , S: 0,04% max., Si: 1,50% max., Cr: 16-18% max., Mn: 1,50% max., Mo: 2-3% max., P: 0,04% max., Ni: 10-14% max.

Los aceros inoxidable austeníticos tienen una alta resistencia a la acción corrosiva de los ácidos debido a su porcentaje de Cromo y Níquel y generalmente tienen buena resistencia mecánica.

➤ Propiedades Mecánicas:

Resistencia a la tensión: 620 MPa;

Dureza: 155 HB;

Elongación: 55 % en 50 mm;

Módulo de elasticidad: 193 GPa.

➤ Propiedades Térmicas:

Temperatura de fusión: 1425° C.

➤ Coeficiente de expansión térmica:

Lineal: 16,0 $\mu\text{m}/\text{m}^*\text{K}$ de 20 a 100° C.

17,0 $\mu\text{m}/\text{m}^*\text{K}$ de 20 a 540° C.

➤ Calor Específico:

Ce: 500 J/Kg*K a 20° C.

➤ Conductividad térmica:

K = 16,3 W/m*K a 100° C.

➤ Características de la masa:

Densidad: 7,75 Mg/m³ ó 0,28 Lb/in³ a 20° C.

➤ Estructura:

Microestructura:

Austenita, contiene grupos de ferrita discreta o ésta se haya en un 20 % promedio por unidad de volumen

Soldabilidad:

Puede ser soldado por electrodos revestidos y arco eléctrico con gas inerte.

1.5.- RECUBRIMIENTOS CON TiN.

1.5.1.- GENERALIDADES.

El recubrimiento de Nitruro de titanio (TiN) es una importante herramienta tecnológica, ampliamente usado para aplicaciones mecánicas debido a sus atractivas propiedades tales como alta dureza, bajo coeficiente de fricción, buena resistencia al desgaste y a la corrosión^[19].

En varios ambientes el TiN es químicamente inerte, además es más noble que muchos metales, de allí su uso para protegerlos de la corrosión; tiene además una excelente combinación de propiedades de funcionamiento, apariencia atractiva y seguridad^[19]. También proporciona características protectoras térmicas y mecánicas a las de herramientas de corte cuando estas trabajan a una alta velocidad, con un comportamiento al desgaste mejorado y un incremento de la microdureza a temperaturas elevadas^[23].

1.5.2.- CARACTERISTICAS DEL TiN^[19].

- ❖ Resistente al desgaste.
- ❖ Mantiene afilados los bordes o las esquinas de las herramientas.
- ❖ Previene el roce, la adherencia o la unión en frío.
- ❖ Proporciona un atractivo color oro metálico.
- ❖ Seguro para dispositivos quirúrgicos y de procesamiento de comida.
- ❖ Disminuye la fricción.
- ❖ Resistente a la corrosión.
- ❖ Resiste altas temperaturas
- ❖ Alta dureza (más duro que los carburos).
- ❖ Lubricidad
- ❖ Resistente a casi todos los químicos.
- ❖ Resistente al calor.
- ❖ Superficie antiadherente
- ❖ No tóxico.
- ❖ Proceso ambientalmente amigable.

1.5.3.- APLICACIONES GENERALES DEL RECUBRIMIENTO CON TiN^[19].

Dispositivos médicos	Herramientas de corte
Instrumentos dentales	Quemadores de cocina
Implantes quirúrgicos	Broches
Moldes plásticos	Partes Automotrices
Troqueles o moldes para extrusión	Artículos marinos
Equipos de procesamiento de comida	Equipos farmacéuticos
Componentes Aeroespaciales	Punzones y moldes
Alabes, tajaderas y cuchillos.	Ejes y sellos herméticos

Componentes de deslizamiento o rotación	Accesorios deportivos
Componentes de armas de fuego	Mecanismos de precisión
Ejes	Monturas de lentes
Accesorios decorativos	Instrumentos de escritura
Accesorios para tuberías	Artículos de cerrajería
	Joyería

1.6.- METODOS DE DEPOSICIÓN.

1.6.1.- INTRODUCCIÓN.

Existe una gran variedad de técnicas para depositar materiales y la selección de un método en particular depende de las características del material a depositar (composición, espesor, microestructura), de las características del sustrato y del efecto que pueda tener el método de deposición sobre el sustrato ^[31].

Los recubrimientos de (Ti,Al)N con diferentes relaciones de Ti/Al pueden ser depositados sobre sustratos de acero por los siguientes procesos: Deposición química en fase de vapor (CVD) y Deposición física en fase de vapor (PVD)^[29].

1.6.2.- DEPOSICIÓN QUÍMICA EN FASE DE VAPOR.

Las aplicaciones industriales del CVD comenzaron en los años 70 y alcanzaron un gran auge en la década de los 80.

Los recubrimientos por CVD se obtienen por reacción en fase gaseosa con formación de compuestos que condensan por nucleación heterogénea sobre un sustrato. Por lo tanto, se debe operar con bajo grado de sobresaturación, para evitar la formación de polvo (depósitos escamosos y poco compactos) ^[31].

Hasta ahora, los procesos CVD que se han utilizado para depositar (Ti,Al)N son:

- 1.- A baja presión (LPCVD)
- 2.- De plasma asistido a baja frecuencia (PACVD).

En la primera técnica (LPCVD), la deposición es activada térmicamente con una temperatura por debajo de 973 K ; en la segunda (PACVD), se utiliza una mezcla de gas que consiste en AlCl_3 (pasando a través de un evaporador o formado por reacción de HCl con Al) y TiCl_4 , NH_3 o N_2 , H_2 y Ar. Al parecer los recubrimientos por PACVD tienen niveles de dureza más altos y mejor adhesión que los recubrimientos por LPCVD^[29].

En los procesos CVD el sustrato está generalmente expuesto a altas temperaturas aunque el CVD asistido por plasma permite reducir drásticamente las temperaturas de síntesis^[31].

1.6.3.- DEPOSICIÓN FÍSICA EN FASE DE VAPOR.

El proceso de deposición física en fase de vapor (PVD) es un tratamiento superficial usado para incrementar las propiedades tribológicas, es decir, de lubricación, desgaste y fricción de cualquier pieza de trabajo, a través de la deposición de recubrimientos delgados^[20].

En este proceso el material a depositar (en estado sólido) es colocado en una cámara de vacío donde es evaporado mediante calentamiento con resistencia eléctrica, por inducción, por un haz de rayos láser o mediante haces de iones o electrones. Si se desea producir un revestimiento no metálico el metal evaporado se hace reaccionar y se combina con gas reactivo ionizado, como por ejemplo N_2 , CH_4 , O_2 , lo cual se denomina PVD reactivo; para producir un revestimiento con aleaciones metálicas se usan generalmente sistemas multifuentes (un crisol para cada metal) ya que utilizando una sola fuente con la aleación deseada, la composición varía continuamente durante la evaporación^[30,31].

El flujo gaseoso del material a depositar es dirigido hacia el sustrato donde condensa. El sustrato puede calentarse de diferentes maneras (radiación, mediante resistencia eléctrica con la energía que cede el material que se está depositando, al condensar) sin embargo, las temperaturas a las que se mantiene el sustrato son relativamente bajas por lo que este proceso de deposición no altera el sustrato. Las bajas temperaturas de deposición conducen generalmente a una baja adherencia. Este problema puede mejorarse acelerando las especies gaseosas hacia el sustrato, puesto que al aumentar la energía de impacto aumenta la adherencia^[29,31].

El recubrimiento resultante tiene un espesor de 3 a 5 micrones, es muy duro (>2000Hv) y sumamente resistente al desgaste. El proceso es muy versátil y es capaz de depositar una amplia cantidad de recubrimientos tales como TiN, TiCN, CrN y AlTiN, entre otros, sobre cualquier sustrato de material inclusive hierro, carburo y plásticos. Puede incrementarse de 3 a 20 veces la vida de una herramienta^[20].

1.6.4.- PRINCIPALES DIFERENCIAS ENTRE LOS PROCESOS CVD Y PVD^[31].

Las principales diferencias entre las características de las películas, derivan de las temperaturas de deposición.

Las altas temperaturas utilizadas en CVD provocan la alteración de las propiedades del sustrato (crecimiento de grano, difusión de los elementos aleantes: C, Cr) o del Fe de los aceros y su segregación hacia el revestimiento, sin embargo la interdifusión de los elementos del sustrato y del revestimiento, son también el origen de la mejor adherencia de las películas elaboradas por CVD. El resto de las características (composición, dureza, textura, módulo de Young, esfuerzos residuales, espesor y rugosidad) son muy similares en ambos procesos.

Características	CVD	PVD
Presión	$10^{-3} - 1$ Torr	$10^{-7} - 10^{-4}$ Torr
Temperatura	850 ° – 1250 ° C	200 ° – 450 ° C
Tratamiento térmico del sustrato	Antes y después de la deposición	Antes de la deposición
Difusión	Considerable	Insignificante
Velocidad de deposición	0.01 – 0.1 $\mu\text{m}/\text{min}$	0.1 – 1 $\mu\text{m}/\text{min}$

1.6.5.- CLASIFICACIÓN DE LAS TÉCNICAS PVD^[31].

Las técnicas PVD suelen clasificarse, en función del sistema de generación del vapor, en bombardeo y evaporación.

1.6.5.1.- DEPOSICIÓN FÍSICA EN FASE DE VAPOR POR BOMBARDEO.

En las técnicas de bombardeo, el material a evaporar se encuentra al estado sólido y es bombardeado por un haz de iones (generalmente A_r^+). En estos sistemas la fuente actúa de cátodo y puesto que se mantiene sólida, puede colocarse en

cualquier posición, pudiendo colocarse en una cámara varias fuentes para recubrir uniformemente piezas de forma complicada, o generar vapores de diferentes elementos. En este caso, para producir compuestos no metálicos puede utilizarse una fuente con la composición deseada del recubrimiento (carburos, óxidos, nitruros) o utilizar una fuente metálica y alimentar el componente no metálico en forma de gas (N_2 , acetileno, metano, O_2) lo cual es otro ejemplo del PVD reactivo.

El plasma de argón se genera mediante un sistema de imanes que produce un fuerte campo magnético sobre la fuente; el argón ionizado es acelerado hacia la fuente, mantenida a un potencial negativo, generándose en la colisión electrones, átomos e iones. En el sistema convencional (magnetron balanceado) los electrones permanecen confinados en el intenso campo magnético cercano a la fuente y la densidad de especies ionizadas cerca del sustrato es baja, produciendo un escaso bombardeo del sustrato.

Para solucionar este inconveniente, se utiliza el magnetron no balanceado, en el cual los electrones secundarios rápidos pueden escapar de la región cercana al cátodo, siguiendo las líneas de flujo del campo magnético y producir un plasma más intenso por colisiones con los gases en la región cercana al sustrato. Esta energía adicional ayuda a mejorar la compactación y la adherencia del revestimiento, ya que la relación: $N^\circ \text{ iones} / N^\circ \text{ átomos}$ que bombardea el sustrato, define la densidad de la película. Para obtener películas densas se requiere una relación: $N^\circ \text{ iones} / N^\circ \text{ átomos} > 1$.

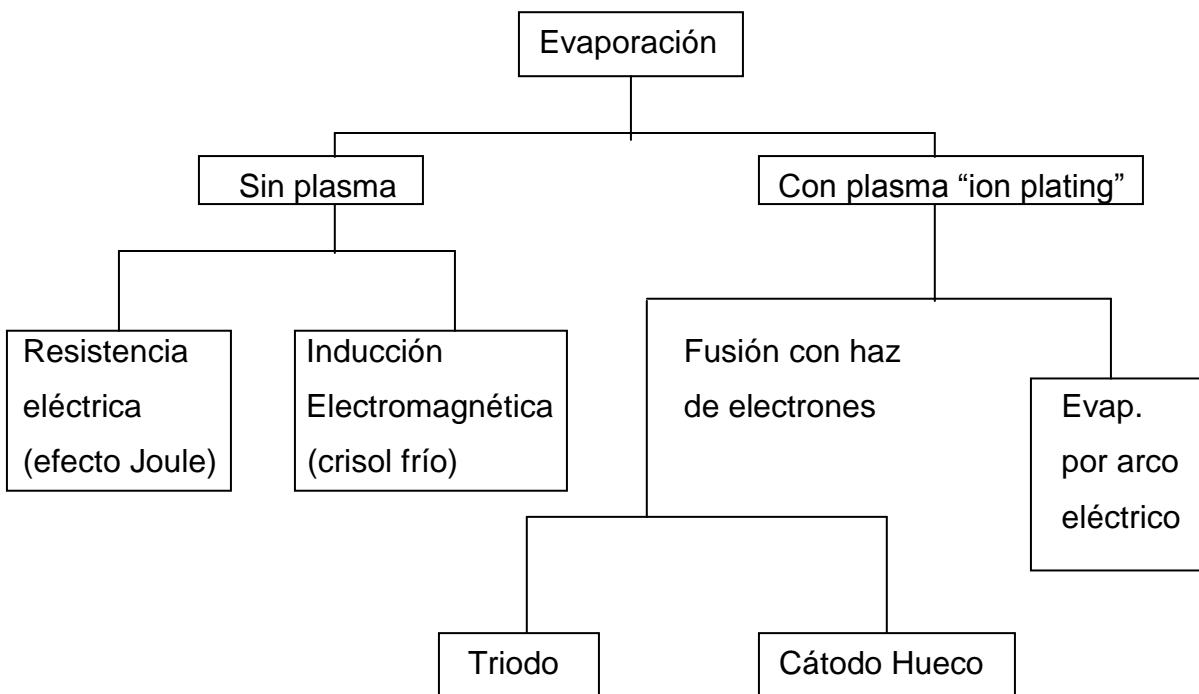
Una de las mayores ventajas de los equipos de bombardeo es la facilidad con que se puede cambiar de escala. En un sistema dado, para recubrir piezas más grandes se utilizan sistema multicátodos.

El más usual es el sistema de cátodos opuestos (dos cátodos) los cuales pueden usarse tanto en la versión balanceada como no balanceada. En ambos sistemas los imanes pueden disponerse en arreglo simétrico o antisimétrico y el

sustrato a recubrir puede colocarse entre los cátodos (on-axis) o fuera de esta zona (off-axis).

1.6.5.2.- DEPOSICIÓN FÍSICA EN FASE DE VAPOR POR EVAPORACIÓN.

En las técnicas de evaporación, el material a evaporar (fuente) es un líquido y el vapor puede estar formado por especies neutras o por iones (plasma); en este último caso la fuente de vapor puede ser el ánodo (haz de electrones) o el cátodo (arco).



En todos estos procesos, puesto que el metal a evaporar está en estado líquido, la fuente se coloca horizontalmente en el fondo de la cámara de vacío. Si se desea producir un revestimiento no metálico, el metal evaporado se hace reaccionar con un gas (N_2 , CH_4 , O_2) lo cual se denomina PVD reactivo. Para producir aleaciones metálicas se usan generalmente sistemas multifuentes (un crisol para cada metal)

ya que utilizando una sola fuente con la aleación deseada, la composición varía continuamente durante la evaporación.

El calentamiento por inducción en crisol frío es un desarrollo creciente que permite fundir metales refractarios, simultáneamente con una vigorosa agitación de la zona fundida; de esta manera, se homogeniza el líquido, gracias a las fuerzas electromagnéticas.

La fase líquida se obtiene por fusión de la parte superior de una barra metálica. Un efecto de repulsión existente entre el metal fundido y el crisol, limita las pérdidas de calor y la contaminación del líquido por el crisol.

En los sistemas de calentamiento por haz de electrones, se produce al igual que en el caso anterior, una fusión local de la superficie de la fuente, generándose un haz de iones y átomos metálicos. En todos los casos en que la corriente de vapor contiene iones, se puede polarizar el sustrato negativamente (voltaje bias) en vez de colocarlo directamente a tierra, con el objeto de mejorar la velocidad de deposición y la compactación de la película.

En el sistema de triodos, el ánodo auxiliar tiene por objetivo aumentar la densidad de especies ionizadas en la región cercana al sustrato para aumentar el bombardeo iónico del mismo, pero tiene el inconveniente de bombardear también las paredes del reactor, produciendo contaminación.

En el sistema de calentamiento por arco, la fuente está a un potencial catódico y es calentado puntualmente en la superficie mediante un arco eléctrico, produciendo simultáneamente la emisión de electrones, átomos neutros e iones. La energía de los iones emitidos por este sistema, es superior al de todas las otras técnicas de PVD. En este sistema la fuente de vapor se mantiene sólida y frecuentemente se usan sistemas multiarco que pueden ser controlados y orientados independientemente, lo cual los hace muy versátiles.

1.6.5.3.- DEPOSICIÓN POR ARCO CATÓDICO EVAPORATIVO (MARCO HISTÓRICO) ^[30].

La historia del desarrollo de la evaporación de arco catódico es interesante. El ímpetu original para el desarrollo de esta tecnología viene del trabajo iniciado en los años 60 y 70 en muchos institutos de investigación soviéticos, independientemente uno de otro. Sus investigaciones fueron dirigidas al desarrollo de sistemas de bombeo para grandes instalaciones, tales como aceleradores, grandes hornos de vacío y otras aplicaciones de interés crítico para la milicia soviética y programas espaciales.

En los Institutos Kharkov, Sablev, Romanov, Andreev y otros fueron desarrollando técnicas y equipos de bombeo de plasma de arco de vacío, usando cátodos de titanio por sus excelentes propiedades electrónicas. De acuerdo a una leyenda popular, una herramienta fue dejada accidentalmente en una cámara de vacío por muchos días y estuvo expuesta al plasma Ti^+ y N^+ , el cual causó la formación de un recubrimiento de color dorado sobre la misma. Los investigadores descubrieron que la herramienta fue completamente endurecida e inmediatamente colocaron otras en la cámara y las cubrieron con este material dorado y encontraron que se comportaban extremadamente bien en el maquinado. Comenzaron a trabajar en sistemas de deposición, incorporando cátodos cilíndricos de titanio y desarrollando el primer sistema de deposición de arco catódico. El proceso de deposición por arco catódico fue comercializado primero en USA por Multi-Arc y Vac-Tec en los años 80 para la deposición de recubrimientos duros para herramientas, troqueles y para aplicaciones decorativas.

La tecnología de arco catódico tiene un potencial considerable para la industria de recubrimiento de herramientas, debido a su simplicidad, fácil implementación y operación económica bajo condiciones industriales de operación. Sin embargo, han habido muchas limitaciones con respecto a la calidad del

recubrimiento y en particular con la reproducibilidad del mismo, las cuales todavía no se han superado completamente. Recientemente han habido mejoras considerables y la tecnología de arco catódico se ha expandido rápidamente en la industria del recubrimiento.

Las limitaciones conciernen, en particular, a las fuentes de arco, al proceso y al diseño del sistema de recubrimiento. Los requerimientos básicos para una fuente de arco son alta estabilidad del arco, tasa de evaporación de largo tiempo, características de emisión de bajo goteo y formación homogénea de plasma. En todos estos requerimientos el envenenamiento de la superficie de emisión juega un rol central. El envenenamiento de la superficie de emisión es un efecto bien conocido en la tecnología de deposición electrónica reactiva, pero esto se manifiesta con mayor frecuencia con el método de arco, particularmente en procesos que involucran gases reactivos tales como CH_4 o C_2H_2 . El envenenamiento de la superficie de emisión significa que parte o casi toda ella (plato de metal) queda recubierta con una capa de material ajeno (en el caso de los gases reactivos N_2 y C_2H_2 , Ti_xN_y y TiC_xN_y respectivamente). Las consecuencias son fatales: tasa de deposición descontrolada, arco inestable, estequiometría del recubrimiento duro no controlada, distribución espacial no homogénea y formación de polvo no deseable en la cámara de recubrimiento. A esto se agrega el hecho que los procedimientos de limpieza de la superficie de emisión, los cuales son complicados y costosos entre coladas individuales (proceso de corridas), se vuelven necesarios con el propósito de asegurar la reproducibilidad de adhesión en los procesos subsecuentes. El envenenamiento de la superficie de emisión debe ser observado y controlado muy cuidadosamente.

La fuente de arco catódico se ha considerado uno de los elementos más importantes en el sistema de recubrimiento por arco. Se ha discutido mucho acerca de la forma de la fuente de arco catódico. La fuente o superficies de emisión comúnmente usadas son discos pequeños o medianos con diámetros que varían

entre 50 y 150 mm y formas rectangulares con tamaños típicos de 10-50x50-1000 mm².

1.6.5.4.- DEPOSICIÓN POR ARCO CATÓDICO FILTRADO

En las pasadas dos décadas, se ha usado exitosamente el plasma por descarga de arco al vacío para la deposición de recubrimientos duros sobre herramientas de corte y piezas de máquinas. En este proceso un surtidor de un plasma de metal altamente ionizado, fluye mediante un arco catódico desde la superficie de emisión hasta la superficie del sustrato. Una desventaja significativa de este método es la formación de “droplets” también conocidas como macropartículas, las cuales limitan la aplicación del proceso a superficies que no requieran alta precisión. Estas partículas también influyen en las propiedades críticas de los recubrimientos, en el caso del recubrimiento con TiN sobre herramientas de corte, por ejemplo, la presencia de partículas de titanio en él compromete la dureza y resistencia al desgaste del mismo. De ahí la necesidad de involucrar los filtros de partículas en el proceso, el cual se convierte entonces en deposición por arco catódico filtrado.

Uno de los primeros filtros de macropartículas se basó en el principio de plasma óptico y fue descrito por Aksenov. El filtro removió las macropartículas y logró tasas de deposición para las películas de titanio sobre los 40 $\mu\text{m/hr}$, pero podía operar solamente con pequeños cátodos y no podía ser graduado debido a la dificultad para regular las bobinas magnéticas cilíndricas. Los filtros de macropartículas disponibles actualmente en el mercado están basados en el trabajo original, pero aún sufren las mismas limitaciones. Hasta ahora las fuentes de arco filtrado disponibles comercialmente sólo proporcionan un área de deposición limitada. Otra desventaja de la fuente de arco filtrado es el bajo nivel de ionización del gas de reacción, tal como nitrógeno u oxígeno. En comparación con casi 100% de ionización del plasma de metal, la ionización del plasma gaseoso es menor de 1%. El grado de ionización

del componente gaseoso disminuye con el incremento de la presión del gas, especialmente para gases reactivos.

Otro ejemplo en lo que a filtros de macropartículas se refiere es el filtro dual de gran área desarrollado por Gorokhovsky, el cual usa una cámara de plasma rectangular con dos bobinas rectangulares instaladas a los lados. Dos fuentes de arco catódico con superficie de emisión rectangular o circular son instaladas en las paredes laterales de la cámara de plasma y están rodeadas por bobinas deflectoras rectangulares. Se aplica un campo magnético dinámico para repeler el arco de los bordes e imponer un campo transversal a una alta frecuencia de desviación para hacer que el arco corra continuamente alrededor de la superficie de emisión por el uso de bobinas magnéticas múltiples localizadas alrededor de ella.

Luego en el principio de deposición de arco filtrado de gran área (LAFADTM), dos fuentes cilíndricas o rectangulares de arco de vacío son ubicadas a cada lado opuesto y separadas por un plato deflector anódico, la fuente usa un campo magnético deflector sobrepuesto para desviar el flujo de iones de metal 90° dentro de la cámara de deposición. Una serie de bobinas de estática avanzada y de estabilización dinámica magnética proporcionan una dirección mejorada de los puntos de los cátodos y reduce la reflexión de iones a la entrada del filtro. Un juego de bobinas magnéticas de exploración permite que el chorro de plasma de ión sea barrido en dirección vertical como para cubrir las grandes superficies. Este diseño de filtrado avanzado proporciona un recubrimiento prácticamente libre de “droplets” sobre grandes áreas, variando desde aproximadamente 250 mm en ancho, a alturas en el orden de 300 mm a 2 m o más.

Las inclinaciones actuales de la tecnología de deposición física en fase vapor se refieren a una combinación de algunos métodos, a pesar de algunas diferencias fundamentales en las características de operación de los mismos.

Se sabe que aunque las técnicas de evaporación de arco catódico y cualquier otro método, como por ejemplo, la deposición por bombardeo electrónico de magnetrón pueden recubrir a las mismas presiones de operación, ambas tienen diferentes características eléctricas, haciendo difícil combinarlas en un proceso sencillo. Estos dos métodos usan aspectos diferentes para crear un flujo de material de recubrimiento. En el proceso de arco catódico, el flujo de especies atómicas es creado por evaporación desde una superficie de emisión por medio de puntos de arco catódico. Por otro lado, en la deposición por bombardeo electrónico de magnetrón (así como en la deposición electrónica de diodo y triodo), el flujo de especies atómicas es generado por deposición electrónica de la superficie de emisión por bombardeo de iones. Para obtener una deposición con una alta tasa de recubrimiento, es necesario usar deposición electrónica de iones con la máxima capacidad, tales como Ar, Kr u otros gases nobles.

1.7.- ANTECEDENTES

LEITAO Y QUIROZ^[34] (1997) Evaluaron el comportamiento a la fatiga del acero inoxidable 316L a flexión rotativa, bajo condiciones de amplitud de esfuerzo constante dentro de un intervalo de 82 a 94% del esfuerzo de fluencia del material. Las probetas fueron elaboradas bajo norma ASTM E-606, a las cuales se les realizó ensayos de tracción uniaxial, para obtener la resistencia a la tracción (S_u) y el esfuerzo de fluencia del material (S_y), y ensayos de flexión rotativa para determinar el coeficiente de resistencia (σ_f) y el exponente de resistencia a la fatiga (b); además se determinó la dureza Vickers y se realizó el estudio metalográfico. Los resultados del acero estudiado (316L) fueron comparados con una curva de referencia de un acero inoxidable refundido y con una aleación de titanio (Ti-6Al-4V), en ambos casos el acero 316L arrojó menores coeficientes de resistencia a la fatiga.

SHIOZAWA et al.^[24] en 1990, utilizaron acero AISI 1035, y realizaron ensayos al metal base y recubierto con Nitruro de Titanio por el método PVD, los cuales

fueron llevados a cabo en una máquina de fatiga tipo voladizo, girando a una velocidad de 1790 r.p.m. Obtuvieron como resultado el incremento de la resistencia a la fatiga de las probetas recubiertas en un orden de 16 a 23%. Luego MURAKAMI en 1992, realizaron experimentos usando un acero AISI 1045 y una máquina de flexión de tres puntos bajo condiciones de frecuencia de 10 Hz y una relación de esfuerzo $R = 0$, investigando el efecto del espesor de la película de Nitruro de Titanio sobre la resistencia a la fatiga. Se determinó que en un intervalo de 2 a 6 μm se produce un incremento de la resistencia a la fatiga con el aumento del espesor de la película.

KOLKMAN^[25] en 1994, estudió el efecto de recubrimientos de Nitruro de Titanio (TiN), a través del método de deposición PVD, sobre la resistencia a la fatiga de una aleación de Titanio (Ti-6Al-4V). Se elaboraron una serie de probetas del metal base, de las cuales un grupo fue recubierto con una sola capa de Nitruro de Titanio (TiN) de 50 μm de espesor, otro fue recubierto con multicapas de TiN/Ti, con espesores variados, y también se ensayaron probetas sin recubrimiento. Los ensayos fueron realizados en una máquina convencional de fatiga a una frecuencia cercana a la frecuencia natural del material base, en una amplitud de esfuerzo entre 200 y 400 MPa. Se determinó que para todos los tipos de recubrimientos realizados se redujo la resistencia a la fatiga, y que la magnitud de esta reducción se incrementa con el contenido de Nitruro de Titanio.

GAHLIN et. al.^[26] en 1995 depositaron recubrimientos de TiN por PVD a temperaturas: baja (200° C) y estándar (400° C), usando evaporación de arco reactiva. Relacionaron las variaciones en la microestructura, morfología y composición química con las propiedades mecánicas y tribológicas. Los resultados mostraron un incremento en la dureza y esfuerzos de compresión residuales para el recubrimiento con TiN realizado a baja temperatura en comparación con el recubrimiento realizado a temperatura estándar. Esto se debe a la disminución del tamaño de grano y a la microdeformación compresiva incrementada por el recubrimiento a baja temperatura. Por otro lado, la carga crítica y la resistencia al

desgaste abrasivo del recubrimiento de TiN a baja temperatura ha disminuido en comparación con el recubrimiento a temperatura estándar, aunque la dureza fue significativamente más alta.

SU et al. ^[27] (1997) Realizaron pruebas de fatiga bajo carga axial (tensión-compresión) en un acero AISI 1045 normalizado, con una dureza de 28 Rockwell C. Se ensayaron cuatro grupos de probetas, uno de metal base, y los otros recubiertos con tres espesores diferentes de Nitruro de Titanio (TiN) de 3, 5 y 7 μm , estas probetas fueron sometidas a esfuerzos fluctuantes desde 340 MPa, hasta 200 MPa para el metal base, hasta 240 MPa para las de 3 μm y hasta 220 MPa para las de 5 y 7 μm de TiN. Un estudio detallado de las curvas de esfuerzo vs número de ciclos, indica que la resistencia a la fatiga del metal base para menos de 5×10^5 ciclos es mas alta que la de las probetas recubiertas. Sin embargo para un número de ciclos mayor que 5×10^5 , se observa que el material recubierto con 3 μm de TiN, tiene un límite de fatiga mayor en 40 Mpa que el material no recubierto, y los recubiertos con 5 y 7 μm superan el límite a la fatiga solo en 20 Mpa.

MURAKAMI el al. ^[28] (1992) Realizaron experimentos usando un acero AISI 1045 y una máquina de flexión de tres puntos bajo condiciones de frecuencia de 10 Hz y una relación de esfuerzo $R = 0$, investigando el efecto del espesor de la película de Nitruro de Titanio sobre la resistencia a la fatiga. Determinaron que en un intervalo de 2 a 6 μm se produce un incremento de la resistencia a la fatiga con el aumento del espesor de la película.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1.- METAL BASE.

El metal base para las probetas fue un acero inoxidable AISI 316L, recocido y deformado en frío, adquirido en barras de 5/8" de diámetro y 6 m de longitud en la empresa VENCRAFT VENEZUELA C.A., con su respectivo certificado de composición química el cual se presenta en la tabla 2-1.

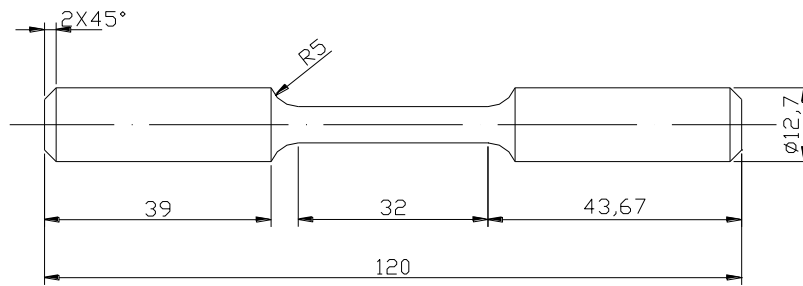
Tabla 2-1. Composición química del acero inoxidable 316L

Composición Química en %									
C	P	S	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu
0,022	0,0320	0,0280	0,3590	1,5029	16,7950	11,2520	2,1680	0,0050	0,5000

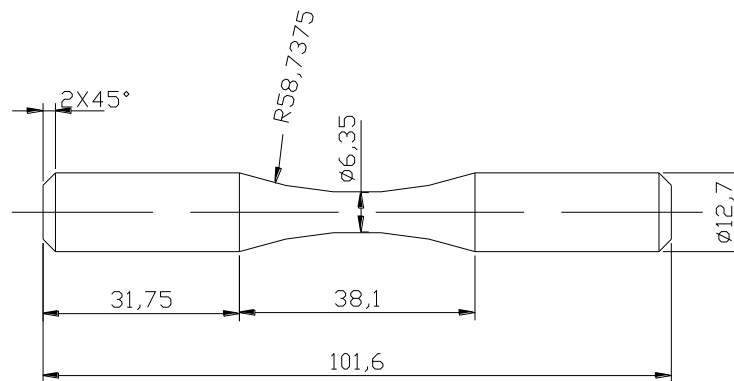
2.2.- ELABORACIÓN DE LAS PROBETAS.

2.2.1.- MAQUINADO DE LAS PROBETAS.

Se elaboraron 146 probetas para ensayos de fatiga según la norma ASTM 606^[39] y 8 probetas para ensayos de tracción según la norma ASTM A 370^[40], con las dimensiones que se muestran en las figuras 2-1 y 2-2 respectivamente. Adicionalmente se elaboraron 5 probetas cilíndricas de 5/8" de diámetro y 1 cm de altura para estudios de dureza, composición química y espesor del recubrimiento.



**Fig. 2-1. Probeta para ensayos de tracción
(medidas en mm.)**



**Fig. 2-3. Probeta para ensayos de fatiga
(medidas en mm.)**

Las probetas fueron maquinadas en un torno de control numérico marca H Ernaul Somua, modelo 600N con las siguientes características :

- ◇ Distancia entre los centros : 1600 mm.
- ◇ Volteo : 650 mm.
- ◇ Potencia : 15/21 CV.
- ◇ Mando numérico : General Electric c 550LM.

2.2.2.- PULIDO DE LAS PROBETAS.

Para alcanzar un acabado superficial adecuado en las probetas, se pulieron en un torno manual marca THE COLCHESTER LATHE Co. Ltd, modelo STUDENT (Fig. 2-3), el cual tiene las siguientes características :

- ◇ Distancia entre los centros : 24" (609,6 mm.)
- ◇ Volteo : 12" (304,8 mm.)
- ◇ Potencia : 3 HP.

Durante el proceso se utilizaron lijas de grado : 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1200, 1500, en seco, a una velocidad de giro de 1200 r.p.m.



Fig. 2-3. Torno Manual

2.3.- DEPOSICIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

Se enviaron 73 probetas de fatiga, 4 de tracción y las 5 muestras cilíndricas a la empresa Universal Energy Systems (U.E.S), Inc., ubicada en la ciudad de Dayton, Ohio en los Estados Unidos de América, para ser recubiertas con Nitruro de Titanio (TiN), a través del proceso Deposición Física de Vapor (P.V.D), con la tecnología de

arco catódico filtrado, en un equipo desarrollado por ARCOMAC™ Plasma Technologies, el cual consta de una cámara modular y de un filtro electromagnético de Arco Dual, que elimina la incorporación de macropartículas en el recubrimiento.

2.4.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.

Se ensayaron en total 6 probetas de tracción, 3 de metal base y 3 de metal con recubrimiento de TiN, que según la norma ASTM A 370^[40], es la cantidad necesaria para poder reportar confiablemente las propiedades estáticas del material. Los ensayos se realizaron en una máquina marca INSTRON, modelo 8052 (Fig. 2-4), la cual tiene una fuerza máxima de 25 Toneladas y un desplazamiento máximo de 100 cm. , está provista de una consola procesadora que permite al usuario el control absoluto y digital del sistema de prueba. El sistema aplica cargas a la probeta mediante un actuador hidráulico en el transcurso del ensayo. Previo al montaje de las probetas se efectuó la medición del diámetro inicial con un vernier digital.



Fig. 2-4. Máquina Instron para ensayos de tracción

La computadora mediante la cual se pueden controlar los ensayos permite obtener un registro de la carga aplicada (F_i) y el alargamiento de la probeta sin la corrección por la deformación elástica (Δl_i).

La ecuación con la cual se realiza esta corrección es la siguiente :

$$(\Delta L_i)_{corr} = \Delta L_i - F_i * \left[\frac{K_{TEO} - K_{EXP}}{K_{TEO} * K_{EXP}} \right]$$

Donde:

$$K_{EXP} = \frac{\sum F_i}{\sum \Delta L_i}$$

Con los puntos de la zona recta solamente (de la curva Fuerza vs Elongación)

$$K_{TEO} = \frac{A_0 * E}{L_0} ; \quad A_0 = \frac{\pi * D_0^2}{4}$$

Los valores de F_i y ΔL_i (corregido) fueron posteriormente utilizados para generar las gráficas de tracción (σ vs ϵ) de cada ensayo, aplicando las ecuaciones:

$$e_i = \frac{(\Delta L_i)_{corr}}{L_0} ; \quad \epsilon_i = \ln(1 + e_i)$$

$$S_i = \frac{F_i}{A_0} ; \quad \sigma_i = S_i * (1 + e_i)$$

A través de las cuales se obtuvo para cada probeta los valores de : el esfuerzo de fluencia (σ_y) a 0,002 de deformación, resistencia a la tracción (S_u), esfuerzo real a carga máxima (σ_u), deformación real a carga máxima (ϵ_u), esfuerzo real a la fractura (σ_f) y reducción de área en % para lo cual se midieron los diámetros finales (en la zona de fractura) de cada probeta. Finalmente se calculó el promedio de estos

valores para cada condición del material (metal base y metal recubierto) y la desviación estándar de cada probeta.

2.5.- ENSAYOS DE FATIGA.

Para estos ensayos se utilizó una máquina de flexión rotativa (Fig. 2-5) marca Fatigue Dynamics Inc., modelo RBF-200, con una potencia de $\frac{1}{2}$ HP, diseñada para aplicar cargas reversibles de flexión en voladizo sobre probetas cilíndricas con una longitud entre 80 y 90 mm. Esta máquina consta de las siguientes partes :

- ◆ Un contador de ciclos, que puede registrar desde 100 hasta 9.999.9900 ciclos.
- ◆ Un regulador de velocidad, que puede variar de 500 a 10.000 r.p.m.
- ◆ Una barra calibrada, con un contrapeso que permite aplicar el momento flector desde 0 hasta 200 lbf.pulg (14 Kg.cm).
- ◆ Mordazas con diámetros de $\frac{1}{4}$ " y $\frac{1}{2}$ ".
- ◆ Un interruptor de apagado automático.

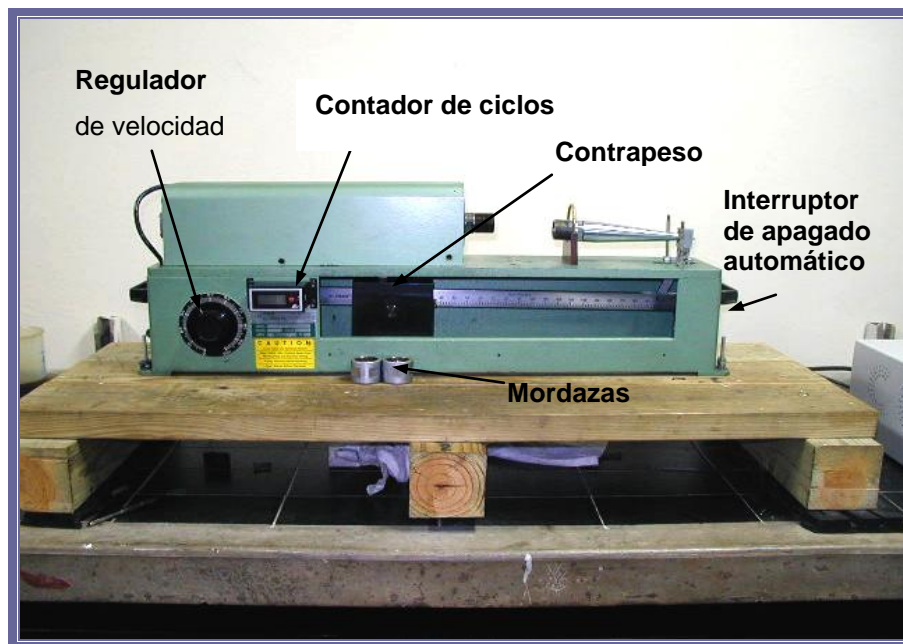


Fig. 2-5. Máquina para ensayos de fatiga

Para obtener las ecuaciones de Basquin se ensayaron 6 probetas para cada nivel de esfuerzo, es decir, un total de 24 para cada condición del material.

Para calcular el momento flector aplicado a las probetas, se midió el diámetro mínimo de cada una y con el correspondiente nivel de esfuerzo se sustituyeron los valores en la ecuación :

$$M = 8.6894 * 10^{-4} * d^3 * S$$

Donde M : Momento flector en lbf*pul.

S : Esfuerzo aplicado en MPa.

d : diámetro mínimo en mm.

El valor $8.6894 * 10^{-4}$ es un factor de conversión para poder utilizar [d] en mm y [S] en MPa, ya que en la ecuación original de la máquina se sustituyen estos valores en pul. y lbf :

$$M = 0.0982 * d^3 * S$$

Para obtener la zona de resistencia a la fatiga de la curva de Wöhler se realizaron ensayos a 4 niveles de esfuerzo diferentes para cada condición del material.

⇒ Para el metal base : 460, 440, 420 y 400 MPa; correspondientes al 78%, 75%, 71%, 68% del esfuerzo real a carga máxima, respectivamente.

⇒ Para el metal recubierto : 510, 500, 490 y 480 MPa; que representan el 85%, 83%, 82%, 80% del esfuerzo real a carga máxima, respectivamente.

Para la zona de vida infinita a la fatiga se ensayaron 10 probetas, aplicando el método de la escalera. Considerando para condición de "NO FALLA" las probetas que alcanzaron 5×10^6 ciclos . Todos estos ensayos fueron realizados ajustando la velocidad de giro para mantener una frecuencia aproximada de 50Hz (3.000 r.p.m.).

2.6.- ENSAYOS DE FATIGA-CORROSIÓN.

Utilizando la máquina descrita anteriormente, se realizaron los ensayos de fatiga bajo ambiente corrosivo. Para esto se usaron dos accesorios adicionales que posee la máquina originalmente suministrados por el fabricante, los cuales son :

- Bomba de circulación (Fig.2-6), que tiene como finalidad mantener un suministro continuo del líquido corrosivo, el cual es conducido por medio de mangueras a la cámara de corrosión; las mismas poseen una válvula que permite regular el flujo del líquido. La bomba está acoplada al motor principal por medio de un eje.
- Cámara de corrosión (Fig.2-7), cuya función principal es envolver a la probeta para no permitir fugas de líquido corrosivo, el cual causaría severos daños a la máquina.



Fig. 2-6. Bomba de circulación

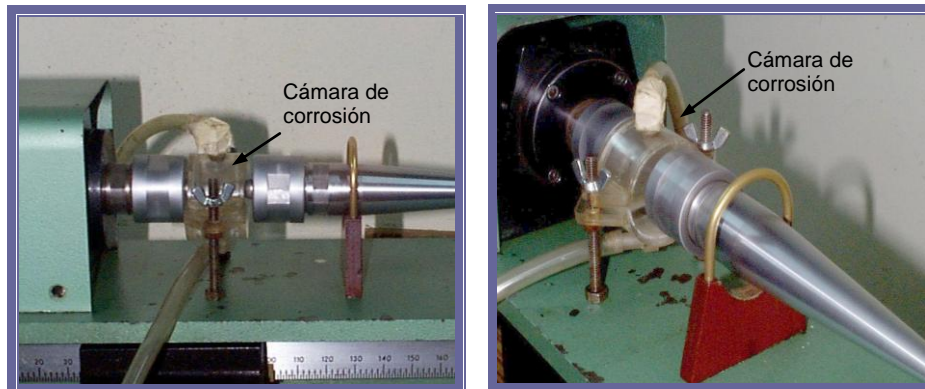


Fig. 2-7. Cámara de corrosión

Para obtener la gráfica de Fatiga-corrosión, sólo se ensayaron 24 probetas para cada condición del material, ya que en esta sólo se representa la zona de resistencia a la fatiga. Los valores de esfuerzo considerados fueron :

- ⇒ Para el metal base: 460, 440, 420 y 400 MPa, correspondientes al 78%, 75%, 71%, 68% del esfuerzo de fluencia, respectivamente.
- ⇒ Para el metal recubierto : 500, 490, 480 y 470 MPa, correspondientes al 83%, 82%, 80%, 78% del esfuerzo de fluencia, respectivamente.

El líquido corrosivo utilizado fue una solución de NaCl al 3%.

2.7.- ENSAYO DE DUREZA.

El valor de microdureza de las probetas recubiertas con TiN, se obtuvo a través del método de dureza Vickers. El equipo utilizado fue un durómetro de carga variable accionado por aire (Fig. 2-8) marca Leitz Wetzlar, modelo 7520, en el cual se realizaron diez indentaciones tal como lo recomiendan las normas ASTM B 578^[41] y ASTM E 384^[42], aplicando cargas de: 400, 200, 100, 50, 25, 10 y 5 g. y midiendo las dos diagonales de cada huella realizada a fin de obtener el promedio aritmético que fue utilizado para el cálculo de la dureza, en la siguiente ecuación:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2 * P * \text{Sen}(\alpha/2)}{d^2} = 1,8544 * \frac{P}{d^2} [\text{Kgf} / \text{mm}^2]$$

siendo, P = carga en Kgf.

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} = \text{diagonal promedio en mm.}$$

Para las diagonales de las huellas de 5 y 10 g. se utilizó la técnica de MEB a través de la cual se tomaron fotomicrografías para realizar las mediciones.



Fig. 2-8. Durómetro

2.8.- ESTUDIO FRACTOGRÁFICO (Microscopía Electrónica de Barrido).

Para el estudio fractográfico se seleccionaron las cuatro probetas más representativas de metal recubierto, dos correspondientes a los ensayos de fatiga al aire y dos a fatiga-corrosión, a los niveles de esfuerzo menor y mayor de cada caso, para obtener las muestras a ser observadas en las sesiones de microscopía, las cuales fueron preparadas de la siguiente manera:

2.8.1.- PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

2.8.1.1- CORTE DE LAS MUESTRAS.

Se cortaron muestras de aproximadamente 0,7 mm de alto desde la zona de fractura por fatiga en una cortadora provista de un disco con filo de diamante , (Fig. 2-9), marca Buehler, modelo Abrasimet II, bajo las siguientes condiciones: velocidad de corte 400 rpm, carga 650 Kgf/mm².



Fig. 2-9. Cortadora

Posteriormente se eliminó la rebaba producto del corte con una lija 600, cuidando además que la superficie quedara lo más plana posible.

2.8.1.2.- LIMPIEZA DE LAS MUESTRAS.

Ya que cualquier contaminación crea distorsión en las imágenes y complica su interpretación, resulta de suma importancia una limpieza adecuada de las muestras antes de la observación en el Microscopio Electrónico de Barrido, sumergiéndolas en un vaso de precipitado con acetona, el cual se coloca en un equipo de ultrasonido (Fig.2-10) marca Buehler, modelo Ultramet II, durante un tiempo aproximado de treinta minutos, manteniendo la zona de fractura de la muestra hacia abajo y totalmente sumergida.

Luego se cambió la acetona del recipiente y se repitió el procedimiento con la finalidad de asegurar la eliminación de productos de grasa u óxidos depositados en la superficie de fractura.



Fig. 2-10. Equipo de ultrasonido

2.8.2.- OBSERVACIÓN DE LAS MUESTRAS.

Una vez finalizada la preparación de las muestras, se llevaron al Centro de Microscopía donde fueron montadas en unas bases con una pega instantánea, que por su naturaleza aislante amerita el uso de una pintura de plata, a fin de garantizar la conductividad entre las muestras y dichas bases.

Al ser colocadas en el Microscopio Electrónico de Barrido, en primer lugar se localizó la zona de inicio de grieta y se realizó una revisión de la misma sobre la superficie de fractura, tomando las fotomicrografías en las cuales se pueden visualizar los detalles de dicha zona.

Luego girando la muestra a 60° se pudo observar la pared adyacente a la zona de inicio de grieta a fin de evaluar el comportamiento del recubrimiento.

El equipo utilizado fue un Microscopio Electrónico de Barrido (Fig.2-11) marca Hitachi, modelo S-2400 con un voltaje de 20 KV, el cual está acoplado con un Espectrómetro de Dispersión de Rayos-X y un analizador de imágenes.



Fig. 2-11. Microscopio Electrónico de Barrido

2.9.- COMPOSICIÓN QUÍMICA

Para determinar la composición química del recubrimiento se envió una de las probetas cilíndricas a Matt, Warrington, Reino Unido, donde se utilizó la técnica Sputtered Neutron Mass Spectroscopy (SNMS).

2.10.- ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO

A través del método de la calota esférica que consiste en la realización y medición de un cráter esférico sobre una probeta plana se determinó el espesor del recubrimiento, utilizando la siguiente ecuación:

$$E = \frac{1}{2} * \sqrt{4 * R_b^2 - d^2} - \sqrt{4 * R_b^2 - D^2}$$

En este método la indentación es producida por la fricción generada con una bola endurecida (de acero y pasta de diamante) que rota sobre un mismo eje y tiene un radio (R_b) de 19,05 mm. Para realizar la mediciones de “D” y “d” del cráter se utilizó un analizador de imágenes y una lupa estereoscópica.

2.11.- ANÁLISIS DE ESFUERZOS RESIDUALES

Para realizar el análisis de esfuerzos residuales se envió una de las probetas cilíndricas a Newlandside Farm, Stanhope, Co. Durham, Reino Unido. La técnica utilizada fue la Difracción de Rayos-X (XRD), la cual se llevó a cabo en un Difractómetro de polvo automatizado Siemens D500 empleando radiación de cobre $k\alpha$ ($\lambda=0.15406$ nm) y un espectroscopio monocromático secundario.

3.- RESULTADOS Y ANÁLISIS.

3.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.

En la tabla 3-1 se presentan los valores de σ_y , S_u , σ_u , ϵ_u , σ_f y % de reducción de área del metal base, los cuales se obtuvieron de las curvas de tracción mostradas en la Fig. 3-1. También se presentan los resultados de los ensayos para el metal recubierto con TiN en la tabla 3-2 y la Fig.3-2.

Tabla 3-1. Resultados de los ensayos de tracción del metal base.

Probeta #	σ_y (MPa)	S_u (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_u (mm/mm)	σ_f (MPa)	Reducción de Área (%)
1	640	695	934	0,30	636	50
2	526	690	905	0,27	374	50,6
3	604	716	924	0,26	499	49,6
Promedio	590	699	921	0,28	503	50,0
DS	47,6	11,3	12,0	0,02	106,9	0,41

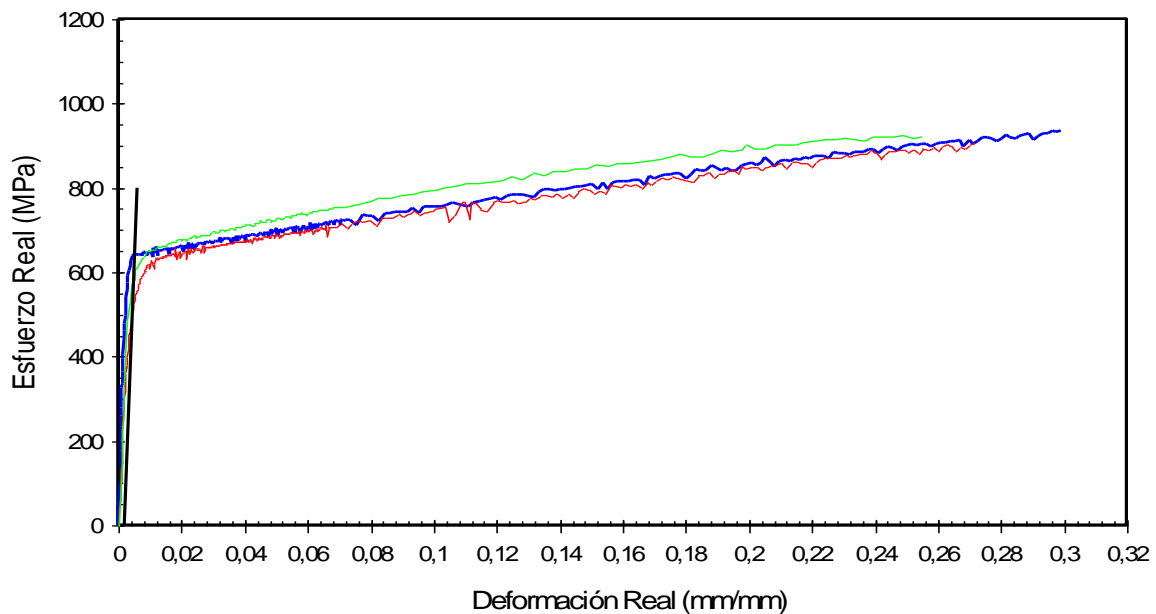


Fig.3-1. Curvas de Tracción del metal base

Tabla 3-2. Resultados de los ensayos de tracción del metal recubierto.

Probeta #	σ_y (MPa)	S_u (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_u (mm/mm)	σ_f (MPa)	Reducción de Área (%)
1	590	716	931	0,26	428	50,3
2	606	718	946	0,28	669	49,8
3	605	727	933	0,25	502	48,8
Promedio	600	720	937	0,26	533	49,6
DS	7,3	4,8	6,6	0,01	100,8	0,66

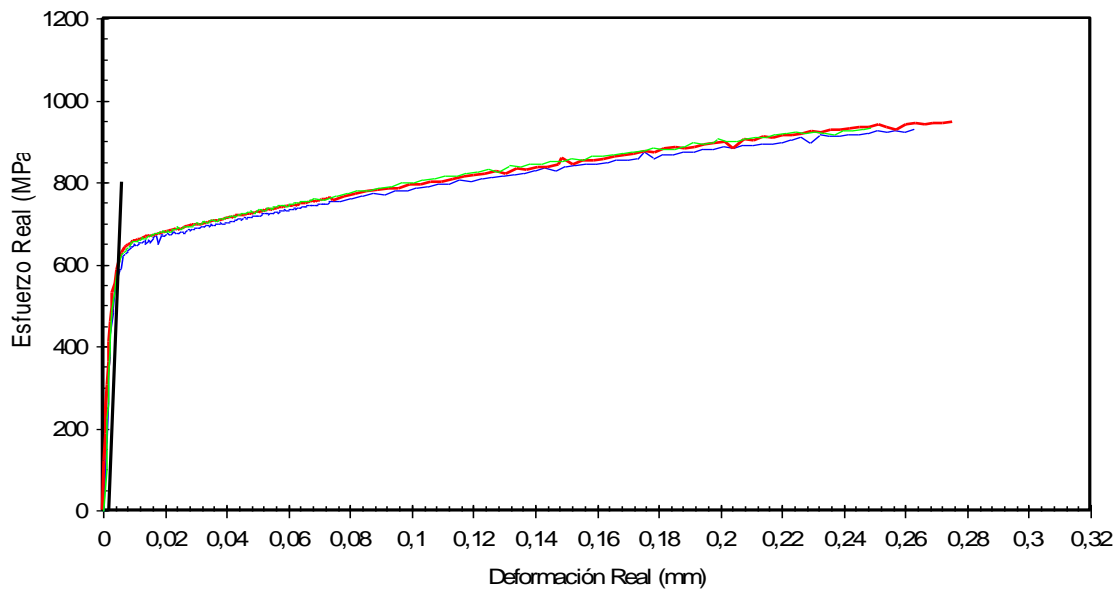


Fig. 3-2. Curvas de Tracción del metal recubierto.

En las tablas se puede observar que el recubrimiento con TiN genera un aumento no muy significativo, aproximadamente 3%, sólo en una de las propiedades estáticas del material: la resistencia a la tracción (S_u). Por otro lado, los valores del esfuerzo de fluencia (σ_y), el esfuerzo real a carga máxima (σ_u) y el esfuerzo real a la fractura (σ_f) son muy similares a los del sustrato .

3.2.- ENSAYOS DE FATIGA.

En las tablas y gráficas que se presentan a continuación se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga al aire y fatiga-corrosión realizados a las probetas de metal base (MB) y metal recubierto (MR).

Tabla 3-3. Resultados de los Ensayos de Fatiga al aire del metal base

Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a la fractura (N _f)	Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a la fractura (N _f)
1	460	58000	13	420	158000
2		57000	14		147700
3		68400	15		136400
4		75900	16		200200
5		78500	17		211100
6		60800	18		216100
7	440	109200	19	400	722100
8		150400	20		433100
9		145300	21		210600
10		82100	22		207300
11		125500	23		235400
12		127300	24		236400

Tabla 3-4. Resultados de los Ensayos para determinar el límite de fatiga del metal base

Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos (N)
1	395	290500
2	390	286400
3	385	585100
4	380	639700
5	375	5000000
6	380	5000000
7	385	386200
8	380	5000000
9	385	447100
10	380	5000000

Tabla 3-5. Método de la Escalera para el metal base

S (Mpa)	Nivel i	Resultados de los ensayos O: No falla hasta 5×10^6 ciclos. X: Falla antes de 5×10^6 ciclos.										Resumen de los resultados de los ensayos		Frecuencia de los especímenes que no fallaron		
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Fallaron	No fallaron	fi	I*fi	I ² *fi
395	4	X										1	0	0	0	0
390	3		X									1	0	0	0	0
385	2			X				X		X		3	0	0	0	0
380	1				X		O		O		O	1	3	3	3	3
375	0					O						0	1	1	0	0
Total											6	4	N=4	A=3	B=3	

Límite de fatiga = 381 MPa

DS = 2 MPa

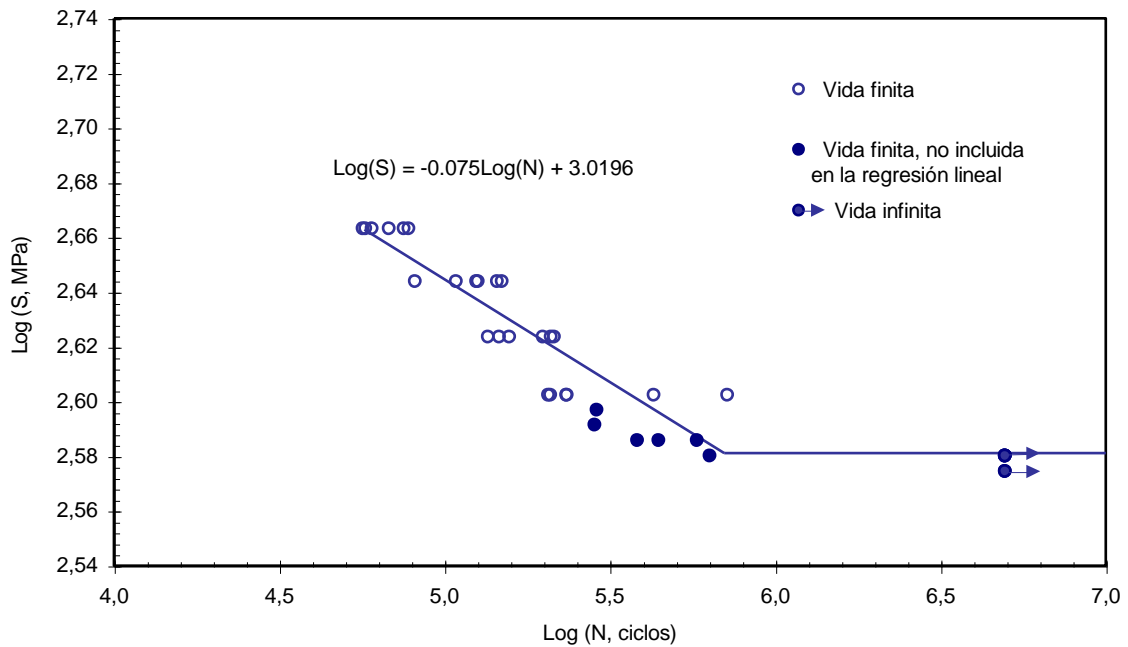


Fig. 3-3. Comportamiento a la fatiga del metal base

Tabla 3-6. Resultados de los Ensayos de Fatiga al aire del metal recubierto

Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a la fractura N_f	Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a la fractura N_f
1	510	109100	13	490	453400
2		67000	14		169200
3		152600	15		192500
4		119200	16		169800
5		107200	17		219900
6		104000	18		148300
7	500	147600	19	480	284800
8		117900	20		202700
9		98100	21		403200
10		177500	22		198600
11		93900	23		443000
12		127800	24		196700

Tabla 3-7. Resultados de los ensayos para determinar el límite de fatiga del metal recubierto

Probeta #	Esfuerzo (MPa)	Ciclos (N)
1	455	5000400
2	460	2637000
3	455	5012400
4	460	5062600
5	465	5005400
6	470	5007500
7	475	272000
8	470	292500
9	460	428000
10	455	5012400

Tabla 3-8. Método de la escalera para el metal recubierto

S (Mpa)	Nivel i	Resultados de los ensayos O: No falla hasta 5×10^6 ciclos. X: Falla antes de 5×10^6 ciclos.										Resumen de los resultados de los ensayos		Frecuencia de los especímenes que fallaron		
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Fallaron	No fallaron	fi	I*fi	I ² *fi
475	4						X					1	0	1	4	16
470	3					O		X				1	1	1	3	9
465	2				O			X				1	1	1	2	4
460	1	X		O					X			2	1	2	2	2
455	0		O								O	0	2	0	0	0
Total												5	5	N=5	A=11	B=31

Límite de fatiga = 464 MPa

DS = 2 MPa

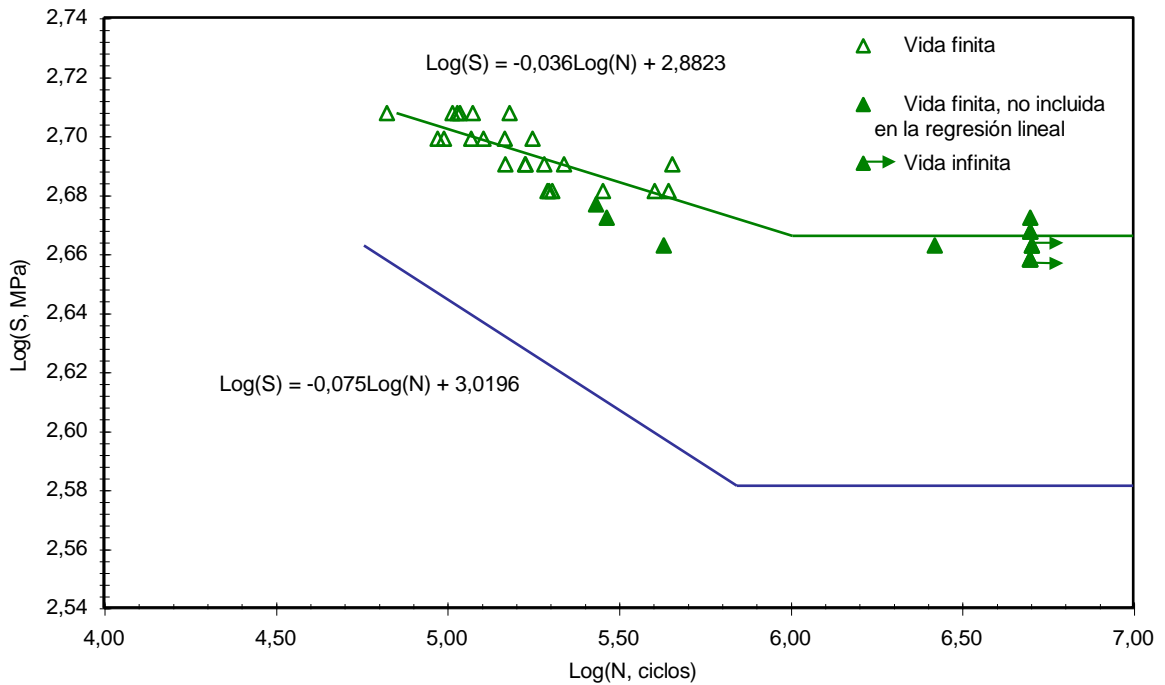


Fig.3-4 . Comportamiento a la fatiga del metal recubierto

En la Fig. 3-4 se puede observar el aumento de la resistencia a la fatiga y del límite de fatiga, con la aplicación del recubrimiento con TiN. En la zona de resistencia según la ecuación de Basquin obtenida, se logran incrementos de :

1863 % para un nivel de esfuerzo de 464 MPa.

394 % para un nivel de esfuerzo de 510 MPa.

Mientras que el límite de fatiga aumenta en un 22 % (de 381 a 464 MPa.)

Tabla 3.9. Resultados de los Ensayos de Fatiga-Corrosión del metal base.

Probeta #	Esfuerzo (Mpa)	Ciclos a la fractura (N _f)	Probeta #	Esfuerzo (Mpa)	Ciclos a la fractura (N _f)
1	460	86200	13	420	180100
2		49800	14		113700
3		72900	15		162400
4		79900	16		220700
5		61500	17		156100
6		67200	18		181200
7	440	124600	19	400	249300
8		110200	20		238100
9		126200	21		148700
10		130100	22		299300
11		99500	23		201000
12		114100	24		179100

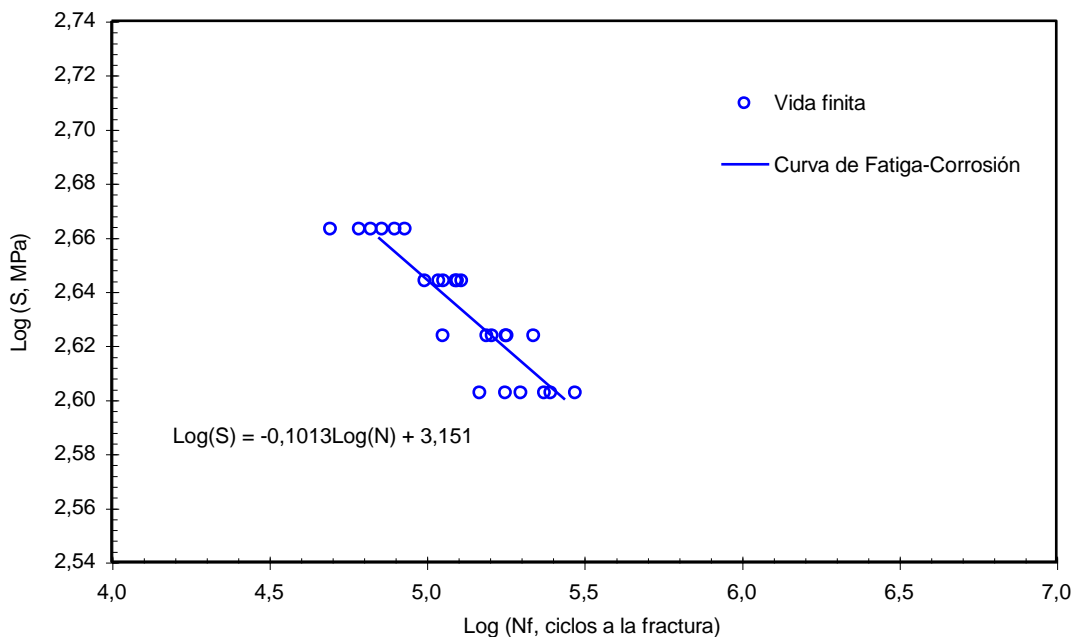


Fig. 3-5. Resistencia a la fatiga-corrosión del metal base

Tabla 3-10. Resultados de los Ensayos de Fatiga-Corrosión del metal recubierto

Probeta #	Esfuerzo (Mpa)	Ciclos a la fractura (N _f)	Probeta #	Esfuerzo (Mpa)	Ciclos a la fractura (N _f)
1	500	143200	13	480	321600
2		249000	14		290000
3		220200	15		177900
4		225200	16		311300
5		152100	17		286800
6		137800	18		166500
7	490	314200	19	470	206300
8		297000	20		267000
9		295100	21		261100
10		279300	22		260300
11		302400	23		295300
12		258800	24		357600

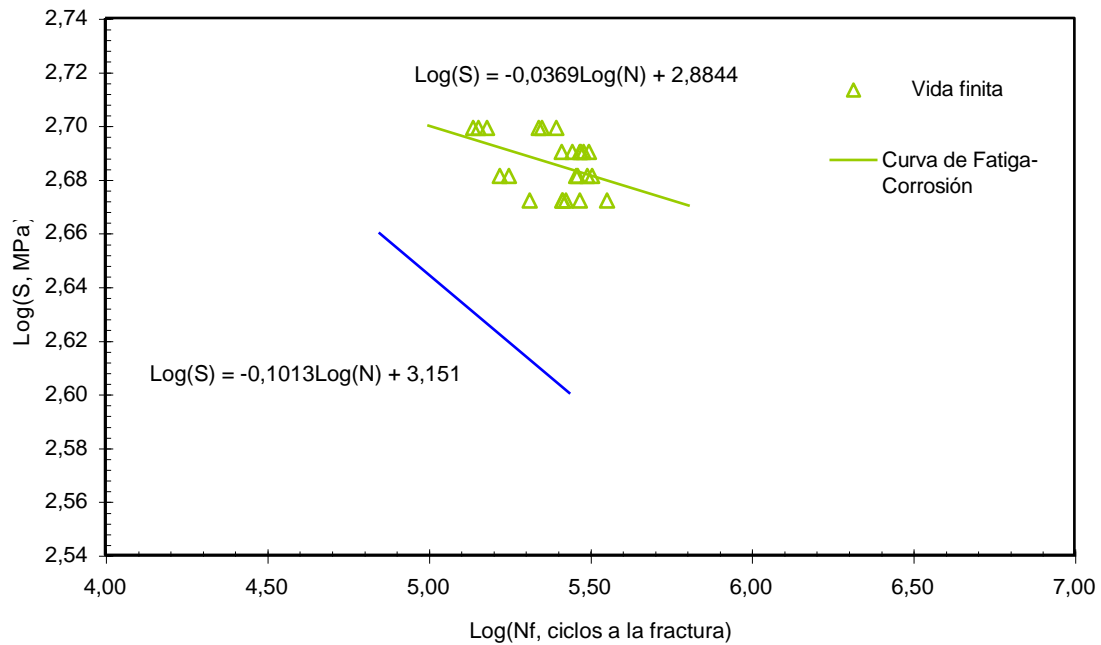


Fig. 3-6. Resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto

Comparando los resultados de los ensayos de fatiga en medio corrosivo del metal base y del metal recubierto en la Fig.3-6 se aprecia que de igual forma se obtuvo un incremento en la resistencia del metal recubierto, el cual se encuentra en el orden de 950,4 % para bajos esfuerzos (470 MPa) y 261,7 % para altos esfuerzos (500 MPa), donde se distingue un aumento de la vida más significativo para bajos esfuerzos que para altos esfuerzos. Esto posiblemente obedece a que para estos ensayos a bajos esfuerzos se tiene un mayor tiempo de exposición al medio corrosivo por lo cual el efecto del mismo ejerce mayor influencia que la carga aplicada y al ofrecer el TiN mayor resistencia a la corrosión el material recubierto presenta una mayor resistencia a la fatiga-corrosión.

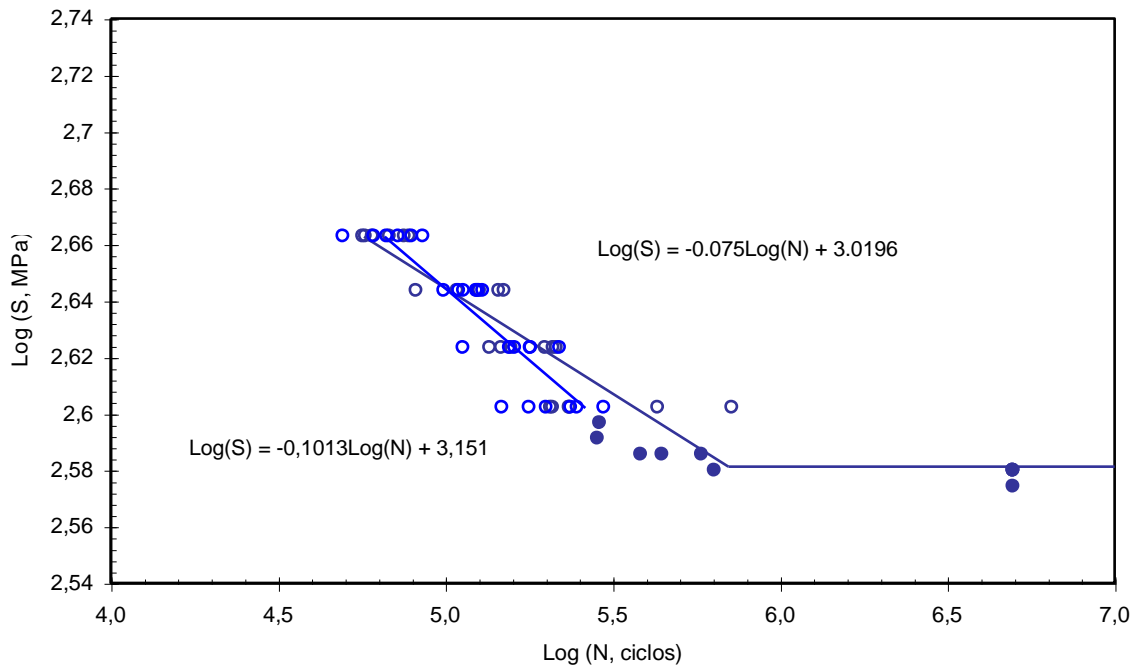


Fig. 3-7. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal base.

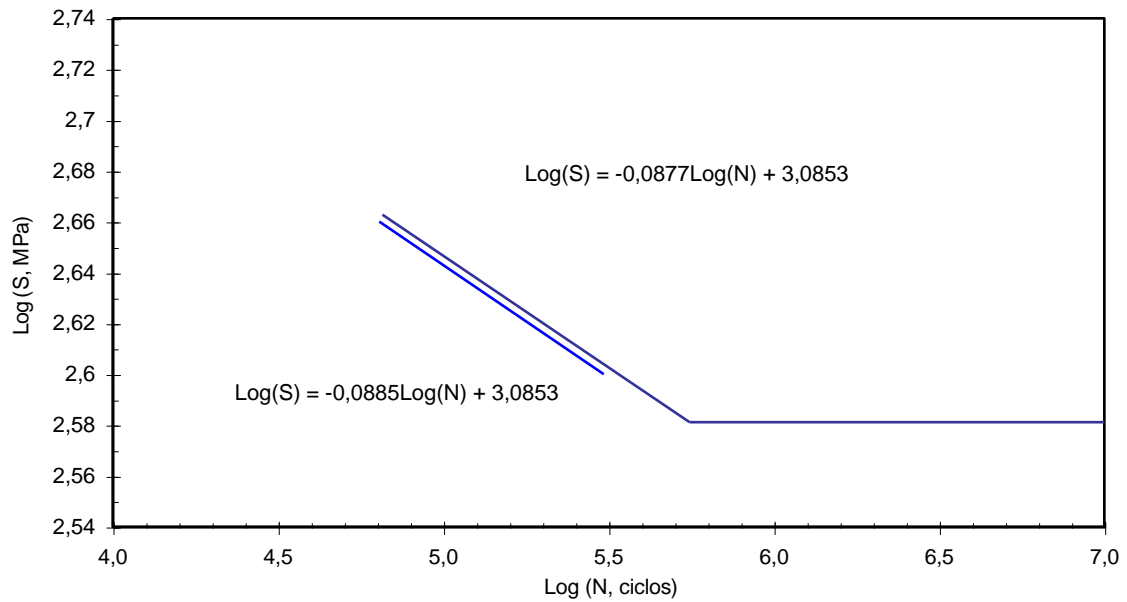


Fig. 3-8. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal base (corregida).

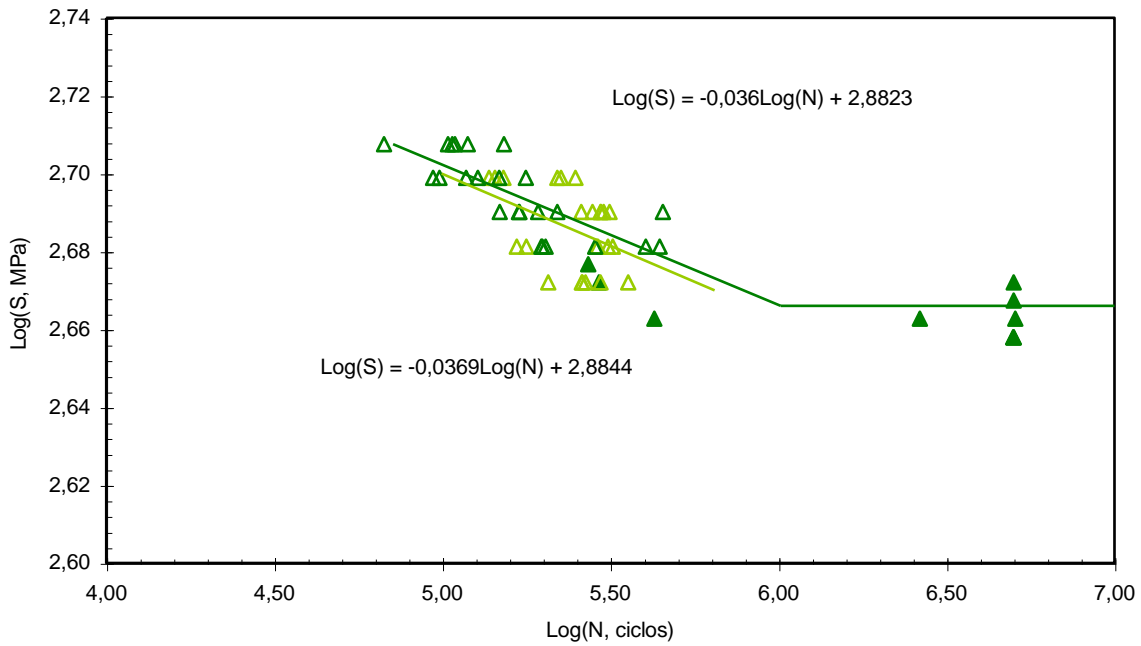


Fig. 3-9. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto.

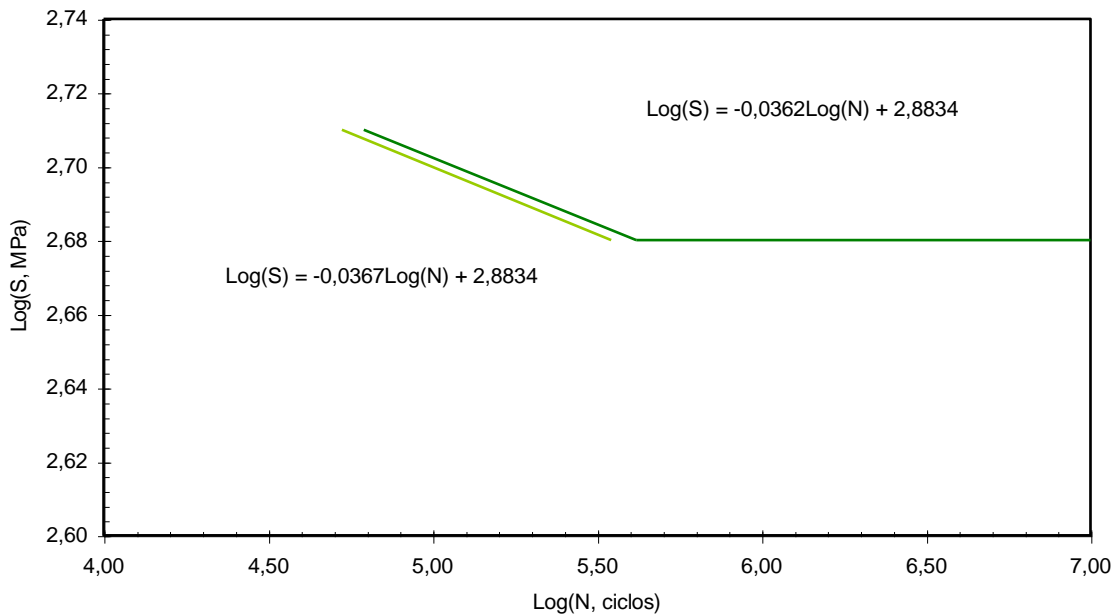


Fig. 3-10. Comparación entre el comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión del metal recubierto (corregida).

En los gráficos que se muestran en la Fig. 3-8 correspondientes a los ensayos de fatiga al aire y fatiga en medio corrosivo del metal base, se evidencia que la solución de NaCl al 3% no es un medio corrosivo que afecte significativamente la resistencia a la fatiga de este material, ya que la diferencia entre ambas rectas es muy pequeña, la separación entre ellas se hace un poco más pronunciada (Fig. 3-7) a medida que disminuye el valor de la carga aplicada, ya que como se explicó anteriormente a estos niveles de esfuerzo se ve ligeramente más afectado por el proceso de corrosión que disminuye la resistencia.

En los ensayos de fatiga y fatiga-corrosión del metal recubierto con TiN mostrados en las Fig. 3-9 y 3-10, se observa un comportamiento similar al del metal base, pero con una separación menor entre las rectas, inclusive a cargas bajas, ya que el recubrimiento proporciona mayor protección a la corrosión que el acero AISI 316L y por lo tanto afecta menos la resistencia a la fatiga, aun cuando se tenga un tiempo mayor del ataque corrosivo.

A partir de estos ensayos se determinaron las ecuaciones de Basquin para el metal base y el metal recubierto, los cuales se muestran en la tabla 3-11.

Tabla 3-11. Ecuaciones de Basquin

Fatiga	Condición del material	
	Metal Base	Metal Recubierto
Aire	$\text{Log}(S) = -0.075\text{Log}(N) + 3.0196$	$\text{Log}(S) = -0.086\text{Log}(N) + 2.8823$
Corrosión	$\text{Log}(S) = -0.1013\text{Log}(N) + 3.151$	$\text{Log}(S) = -0.0369\text{Log}(N) + 2.8844$

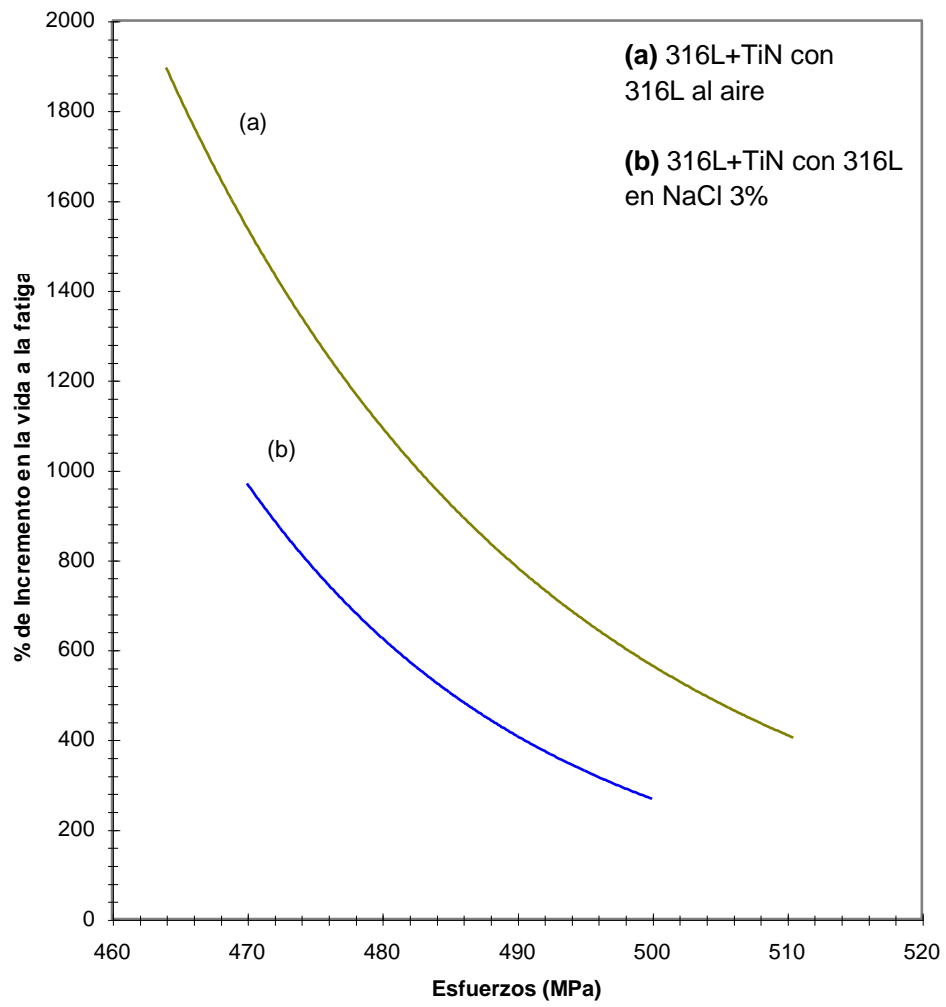


Fig. 3-11. (a) Porcentaje de incremento de la vida a la fatiga.

3.3.- ESTUDIO FRACTOGRÁFICO (*Microscopía Electrónica de Barrido*).

A continuación se presentan las fotomicrografías obtenidas por MEB tomadas a las cuatro (4) muestras de las probetas de metal recubierto.

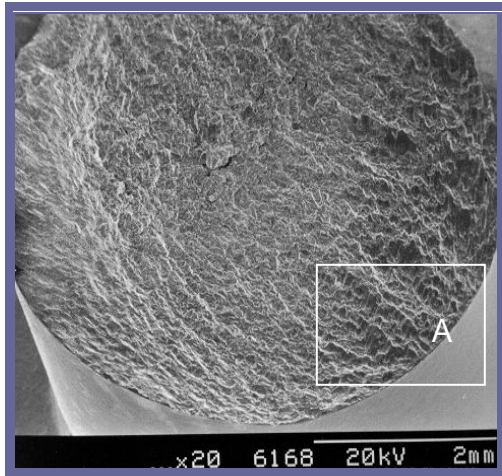


Fig. 3-12. Fotomicrografía de una probeta de metal recubierto ensayada al aire a 480 MPa.

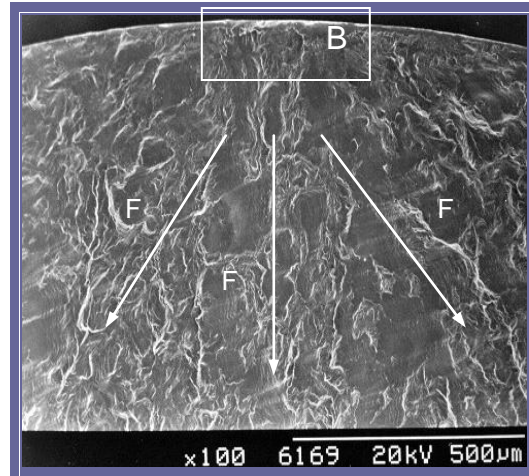


Fig. 3-13. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].

En la figura 3-12 se muestra una vista general de la superficie de fractura de una probeta tomada de los ensayos de fatiga al aire correspondiente al nivel más bajo donde se señala en el recuadro [A] la zona de inicio de la única grieta que se propaga sobre un solo plano, por lo cual se observa una zona de fractura frágil bastante plana y regular.

En la figura 3-13 se observa la zona de inicio de grieta principal ampliada, así como la forma en que esta se propaga y donde se pueden visualizar algunas facetas planas [F].

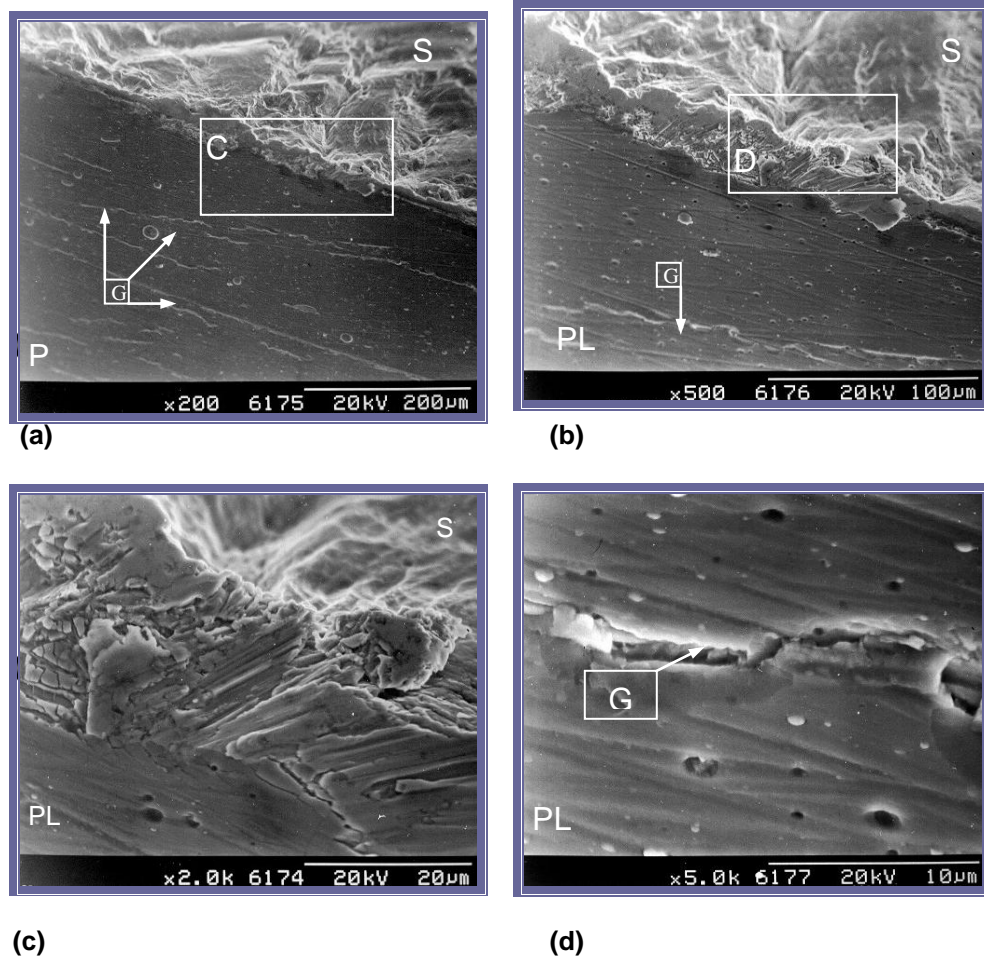


Fig. 3-14. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.

En la figura 3-14 se presentan imágenes de la pared lateral posterior (PLP) a la zona de inicio de la fractura [A]. En (a) se observan grietas circulares en la pared recubierta ; (b) es el detalle [C] de la Fig.3-14 (a) ; (c) es el detalle [D] de la Fig.3-14 (b) donde se evidencia el daño que sufre el recubrimiento en la zona de inicio y (d) es una ampliación de una de las grietas circulares, señalada en la Fig.3-14 (b).

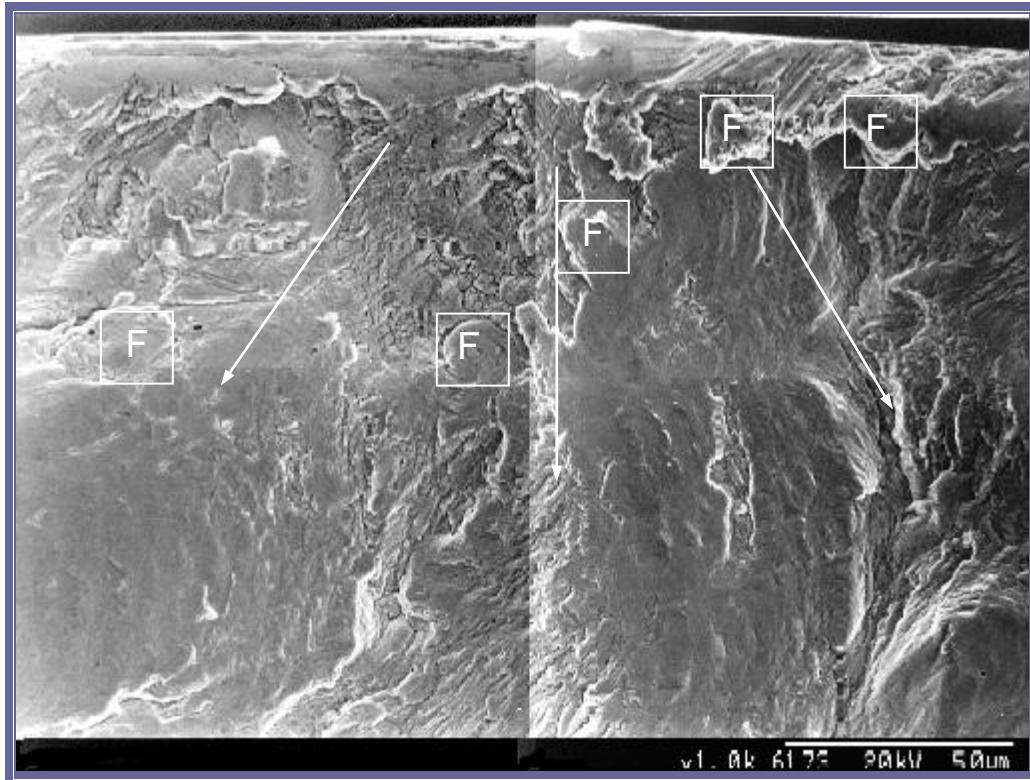


Fig. 3-15. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].

En el mosaico que se presenta en la figura 3-15 se visualizan con mayor claridad las facetas planas [F] presentes en la zona cerca al origen de la grieta, las cuales presumiblemente fueron formadas durante la primera etapa de la fractura por fatiga.

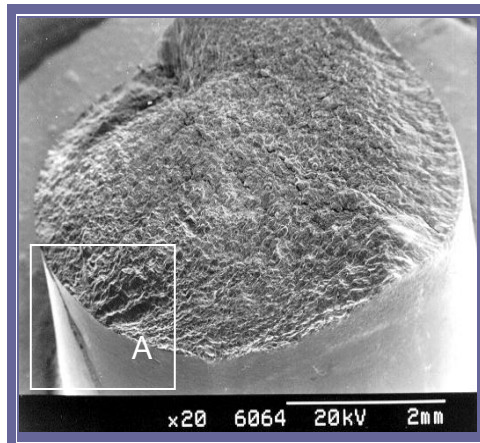


Fig. 3-16. Fotomicrografía de una probeta de metal recubierto ensayada al aire a 510 MPa.

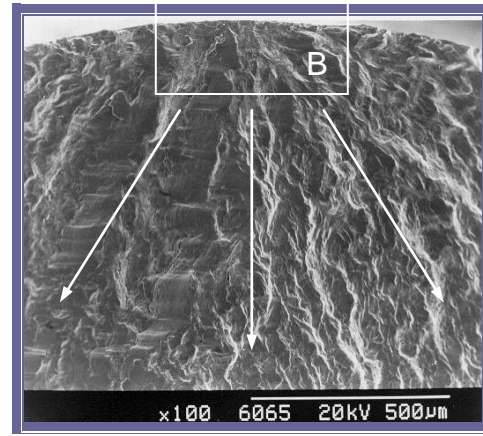


Fig. 3-17. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].

En la Fig.3-16 se aprecia una vista general de la zona de falla por fatiga al aire de una probeta sometida a alto esfuerzo, donde se evidencia una zona de propagación de grieta de menor área y más irregular, lo cual significa que la grieta se propagó en varios planos; respectivamente se tiene una zona de fractura por sobrecarga no sólo de mayor tamaño sino también más rugosa e irregular que la que se presenta en la probeta sometida a bajo esfuerzo en las mismas condiciones (Fig.3-12), debido a que al tener un esfuerzo mayor la probeta puede resistir menos la disminución de área producto de la propagación de la grieta y la fractura dúctil se produce de manera más violenta.

En la Fig.3-17 se presenta el detalle ampliado de la zona de inicio de grieta [A], donde se visualiza la presencia de marcas que radian desde el punto de origen de la grieta, que indican la dirección de propagación de la misma

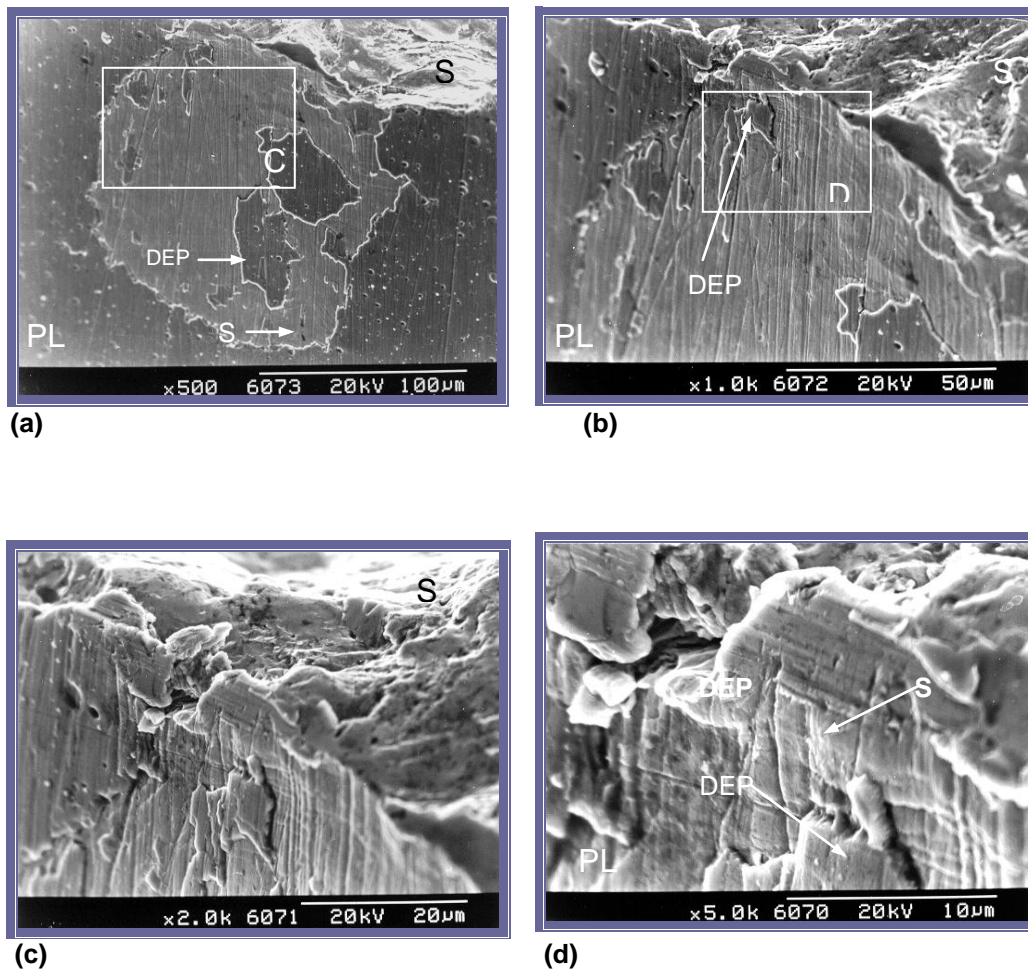


Fig. 3-18. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°

En esta figura se muestra una vista de la pared lateral de la probeta adyacente al inicio de la grieta de fatiga. En (a) se ve claramente el desprendimiento del recubrimiento desde la zona de origen de la falla, el cual se detalla en la fotomicrografía 3-18(b) que es una ampliación de [C], en ambas se señala el depósito y el sustrato de la pared lateral, que queda descubierto debido al desprendimiento que se origina por grietas circulares que se propagan no solo hacia el interior de la probeta, sino también a lo largo de la intercara entre el recubrimiento y el sustrato y que al coincidir ocasionan el desprendimiento del recubrimiento.

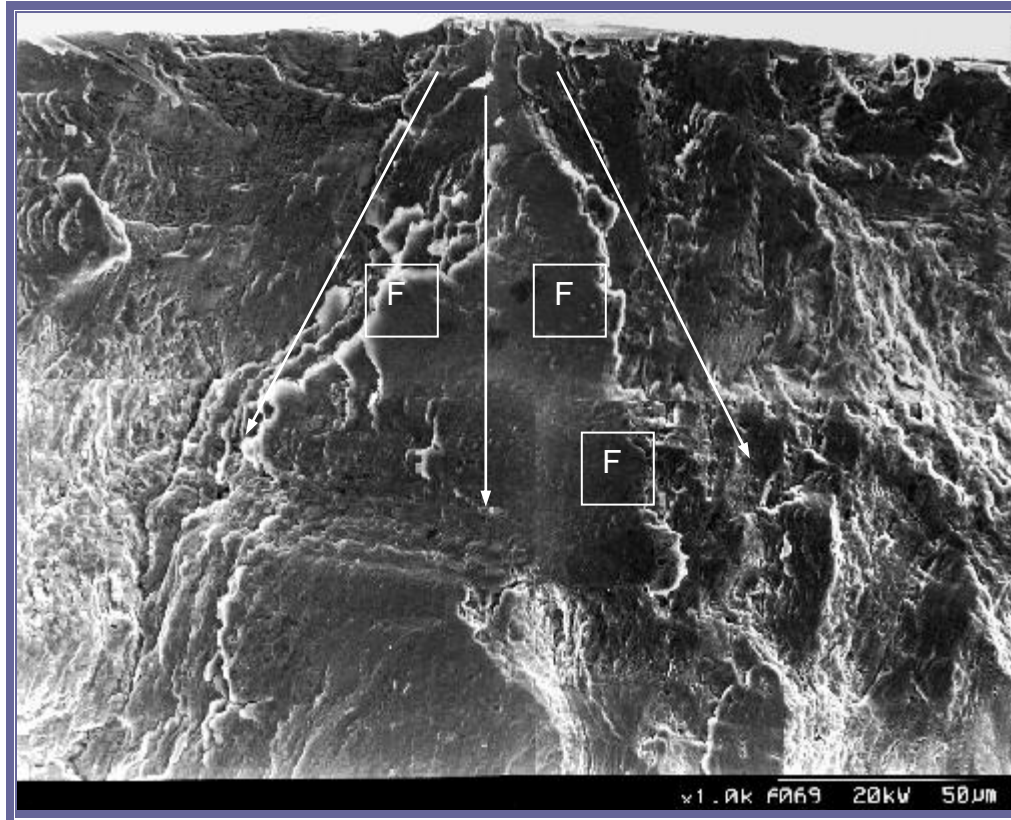


Fig. 3-19. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].

En esta ampliación de la zona de inicio se observa claramente la dirección de propagación de la grieta y la presencia de algunas facetas planas [F]. Se puede evidenciar al ver el borde de la superficie de fractura que la zona de inicio experimentó un daño más fuerte que en el caso anterior (menor esfuerzo), ya que esta se presenta más irregular.

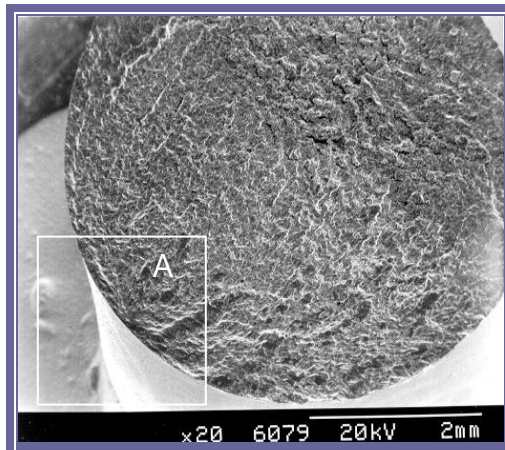


Fig. 3-20. Fotomicrografía de una probeta de metal recubierto ensayada en ambiente corrosivo a 470 MPa.

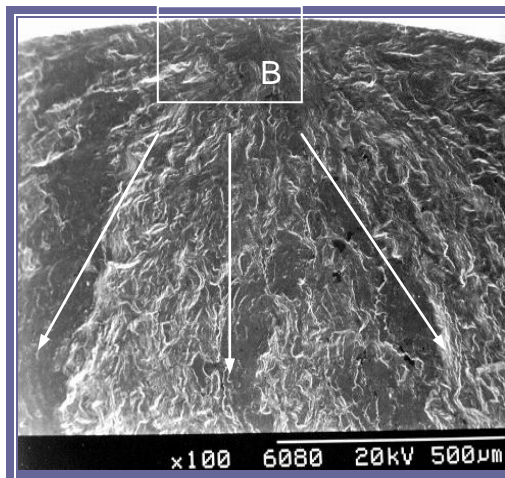


Fig. 3-21. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].

Las figuras 3-20 y 3-21, corresponden a la vista general y a la zona de inicio ampliada de la probeta a 470 MPa, pero correspondiente a los ensayos de fatiga en medio corrosivo; de la misma manera que al aire se presenta una sola grieta que se propaga en la dirección señalada por las flechas.

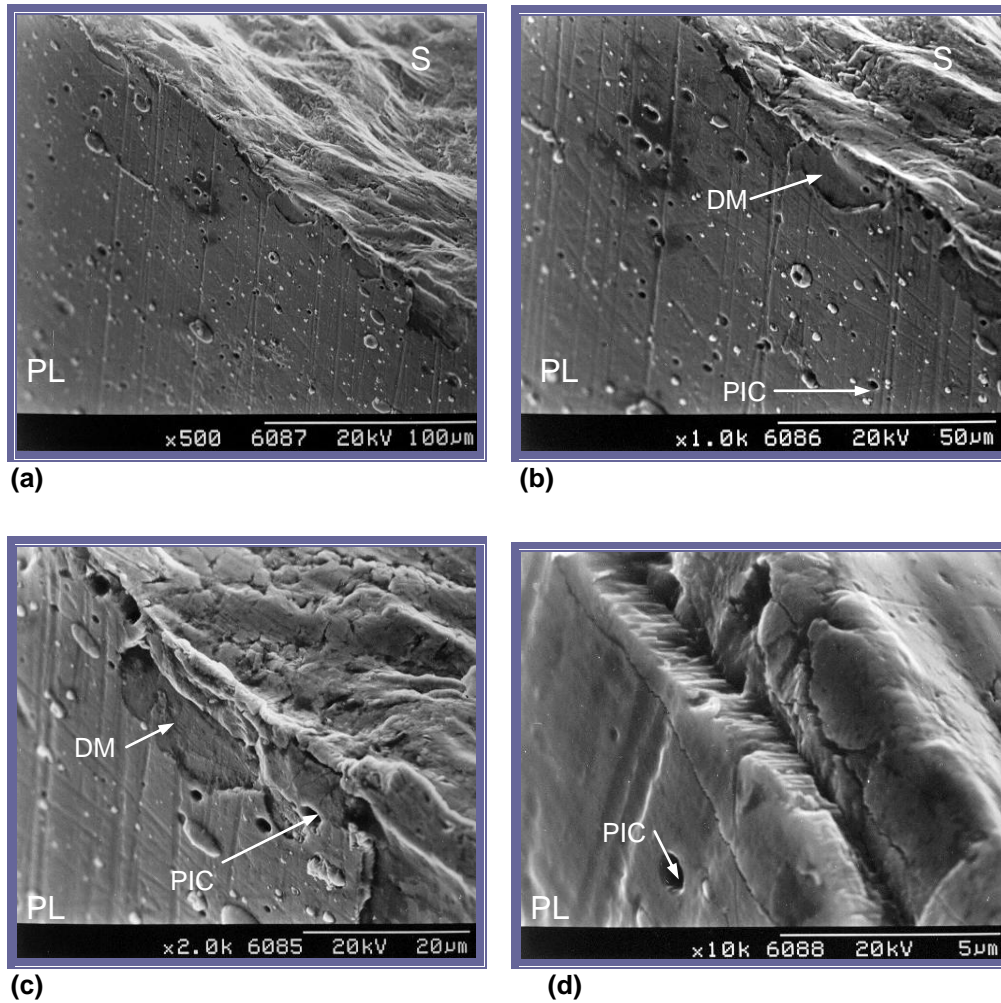


Fig. 3-22. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.

En las fotomicrografías de la pared lateral de la Fig. 3-22, se observan pequeños desprendimientos del recubrimiento (DM) y se pueden visualizar claramente en el desarrollo de las ampliaciones las picaduras (PIC) características del mecanismo de fatiga-corrosión que dan inicio a las grietas, aunque en este tipo de ensayo es común la presencia de varias zonas de propagación de grietas, en este caso se produjo una grieta única en la superficie de fractura, lo cual hace evidente la protección que ofrece el recubrimiento con TiN al medio corrosivo.



Fig. 3-23. Fotomicrografía ampliada de la zona [B].

Mosaico de la zona de inicio de la grieta, donde las flechas indican la dirección de propagación y de igual manera que en los casos anteriores se pueden visualizar algunas facetas planas [F].

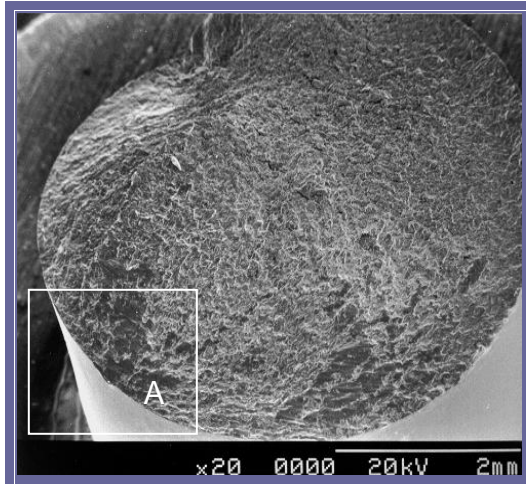


Fig. 3-24. Fotomicrografía de una probeta de metal recubierto ensayada en ambiente corrosivo a 500 MPa.

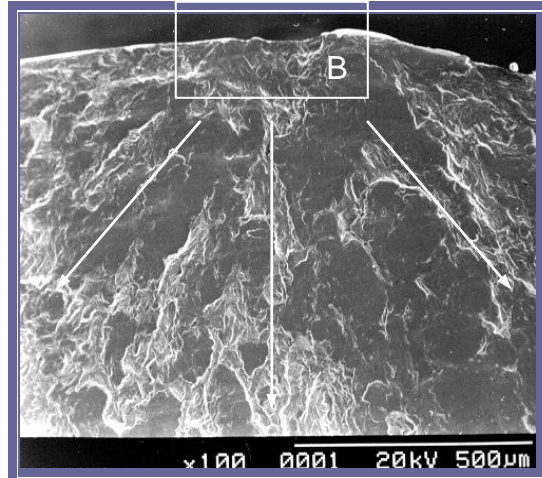


Fig. 3-25. Fotomicrografía ampliada de la zona [A].

De forma similar al caso anterior las fotomicrografías mostradas en las figuras 3-24 y 3-25 correspondientes a la vista general y zona de inicio y propagación de la grieta del mayor nivel de esfuerzo de los ensayos en medio corrosivo, no muestran una diferencia muy significativa con respecto a las correspondientes a los ensayos de fatiga al aire, tanto por la presencia de una zona de fractura dúctil de mayor tamaño y más inclinada que en el nivel de esfuerzo menor, como por la evidencia de un mayor daño en los bordes de la zona de inicio de la grieta.

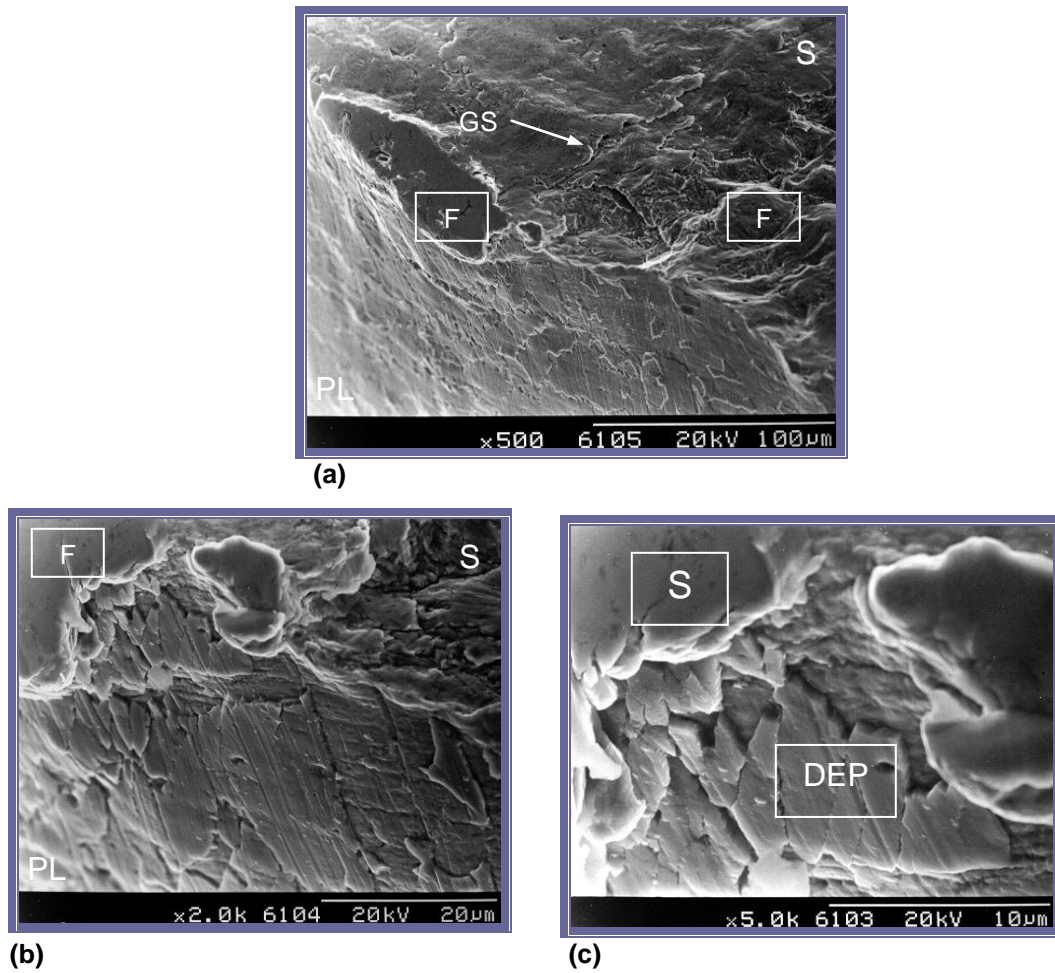


Fig. 3-26. Fotomicrografías de la zona de inicio a 60°.

En la Fig. 3-26 (a) se muestra la pared lateral, donde se presenta una zona de inicio con notorias facetas planas, y se aprecian algunas grietas secundarias ; en las figuras 3-26 (b) y (c) se pueden observar también algunas pequeñas picaduras, en menor cantidad que en la muestra de la probeta sometida a bajo esfuerzo, ya que para altos niveles de carga que implican un menor tiempo de exposición, se hace menos significativo el efecto de la corrosión, y tiene mayor importancia sobre el mecanismo de falla la carga aplicada.

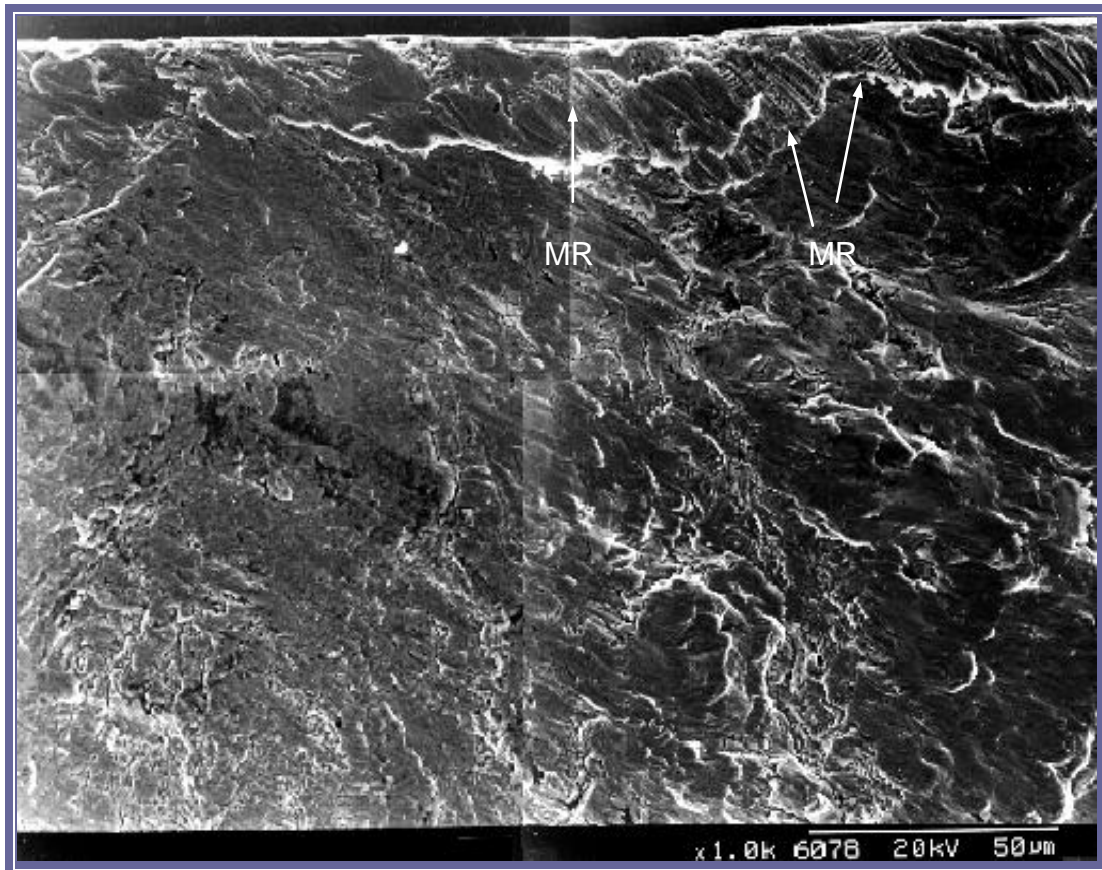


Fig. 3-27. Mosaico de una probeta ensayada a 480 MPa.

Este mosaico corresponde a otra probeta de los ensayos de fatiga al aire a 480 MPa, en donde se pueden observar claramente las marcas radiales (MR) o de caucho.

3.4.- ENSAYOS DE DUREZA.

Tabla 3-12 . Resultados de Microdureza Vickers.

CARGA (gr)	400	200	100	50	25	10	5
INDENTACIÓN N°	Promedio de las dos diagonales (μm)						
1	48,8	33,8	23,5	14,8	7,8	4	3,8
2	48,5	33,6	23,6	12,9	8,4	4,8	3,3
3	48,5	33,8	23,4	14,6	8,2	4,8	3
4	50	33,7	25,2	14,7	8	4,9	3,2
5	50,8	31,4	24	14,2	8,2	4,9	3,2
6	48,6	35,4	22,2	14,5	7,6	4,6	3,3
7	49,5	33,6	22,5	12,5	8	5,6	3
8	49,6	34,5	23,9	13,3	8,4	5,3	3,1
9	50,1	34,1	25,3	14,4	8,2	4,8	2,9
10	48,8	34,6	24	11,6	8,6	4,8	3,2
Promedio	49,32	33,85	23,76	13,75	8,14	4,85	3,2
DS	0,8	0,9	0,9	1,0	0,3	0,4	0,2
HV	304,9	323,7	328,5	490,4	699,7	788,4	905,5

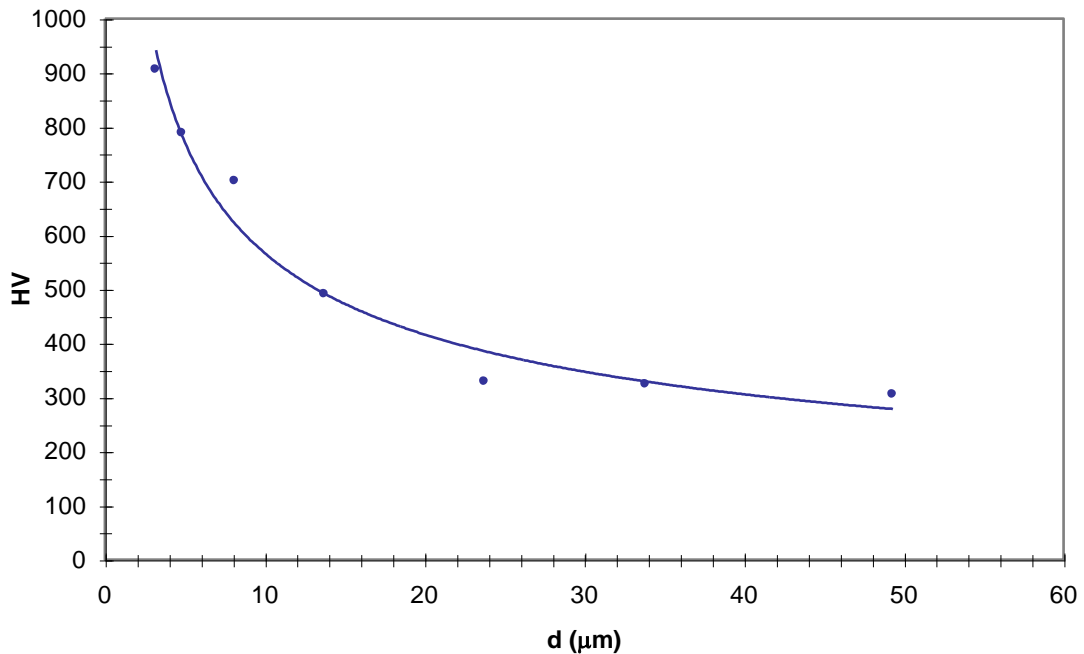


Fig. 3-25. Curva de Dureza Vickers

En la Fig. 3-25 se presenta la gráfica de dureza en función de la carga aplicada para hacer la huella, en la cual se observa una disminución de la dureza con el aumento de la carga que se debe al hecho de que para cargas bajas solo se mide la dureza del recubrimiento que es mayor a la del acero 316L, pero a medida que dicha carga se incrementa la penetración es mayor y se alcanza el sustrato, midiéndose así la dureza tanto del recubrimiento como del acero.

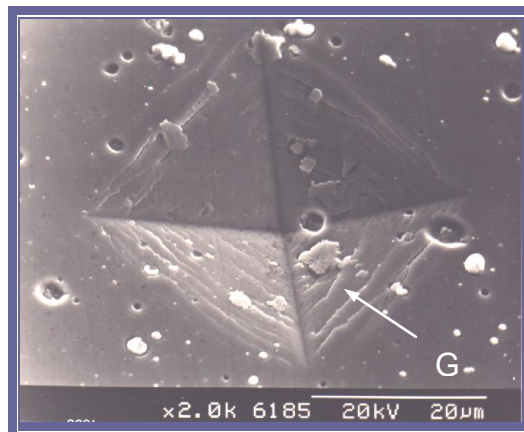


Fig. 3-28. Fotomicrografía de una huella de 400g. donde se observa agrietamiento del recubrimiento.

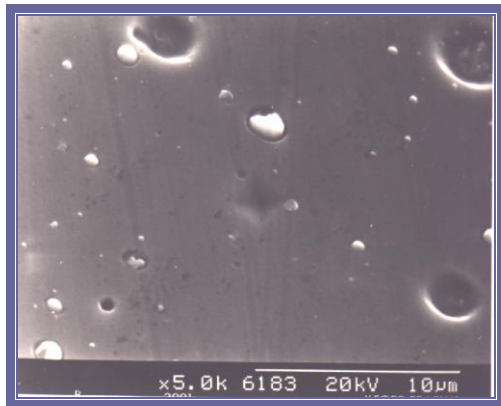


Fig. 3-29. Fotomicrografía de una huella de 10 g.

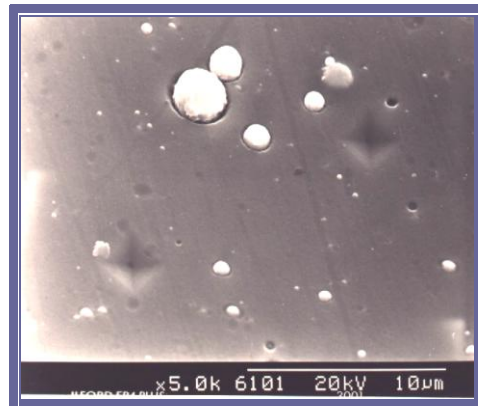
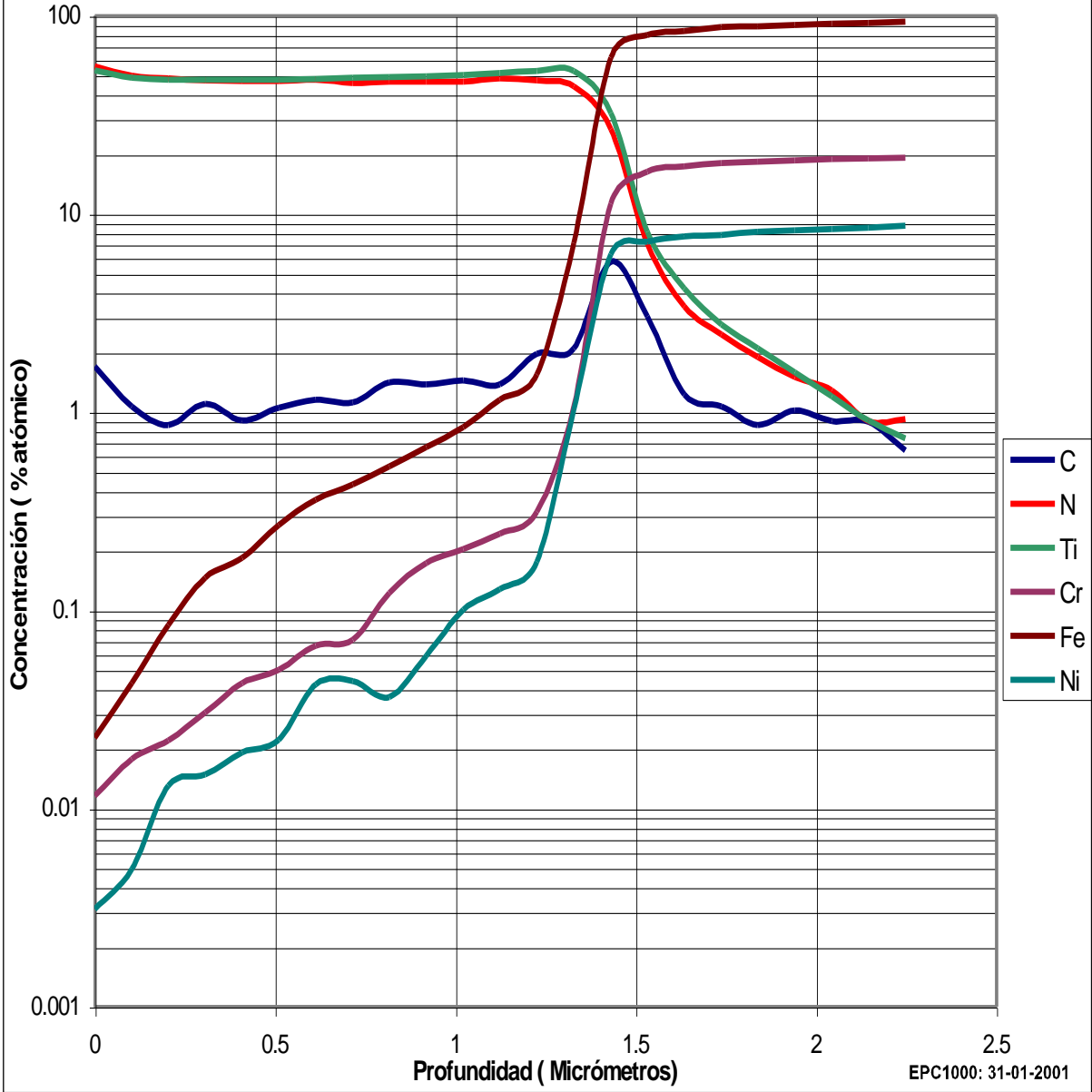


Fig. 3-30. Fotomicrografía de una huella de 5 g.

Perfil de composición química



En el gráfico 3-26 se presenta el perfil de composición química de una muestra de metal recubierto con TiN, en el cual se aprecia aproximadamente 50% de Nitrógeno y 50% Titanio, para profundidades menores de 1,5 μm ya que en estas solo se tiene recubrimiento; a partir de este valor estos porcentajes disminuyen y predomina la presencia de los componentes del substrato (Fe, Cr y Ni), por lo que se puede decir que este es el espesor aproximado del recubrimiento en esta muestra. También se puede observar la presencia de carbono a lo largo del análisis en un porcentaje variable entre 1% y 6%, que alcanza su máximo valor en la intercara entre el substrato y el recubrimiento

3.5.- ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO.

Tabla 3-13. Espesor del recubrimiento

Radio de la Bola						
(mm)		(μm)		(m)		
19.0515		19051.5		0.0190515		

Huella	Unidades en (μm)		Espesor	Huella	Unidades en (μm)		Espesor
	D	Std Dev			D	Std Dev	
1	D	760.46	2.70	4	D	807.86	2.46
	Std Dev	34.08			Std Dev	26.57	
	d	408.74			D	527.60	
	Std Dev	15.20			Std Dev	24.99	
2	D	789.26	2.86	5	D	787.57	2.12
	Std Dev	31.72			Std Dev	25.37	
	D	431.92			D	544.81	
	Std Dev	21.13			Std Dev	17.93	
3	D	765.26	2.31	6	D	838.83	3.39
	Std Dev	38.89			Std Dev	40.65	
	d	484.07			d	432.94	
	Std Dev	19.34			Std Dev	17.53	

Espesor promedio (mm)	
2.64	

CONCLUSIONES

Las propiedades a la fatiga (comportamiento a la fatiga y resistencia a la fatiga-corrosión) del acero inoxidable 316L pueden en efecto incrementarse aplicando un recubrimiento con TiN, por medio del método de deposición física en estado de vapor (PVD) por arco catódico filtrado.

El incremento de la resistencia a la fatiga al aire es de un 1863 % para bajos esfuerzos (464 MPa) y 394 % para altos esfuerzos (510 MPa), mientras en el medio corrosivo es de un 950 % para el primer caso (470 MPa) y 262 % para el segundo (500 MPa), esto indica que el máximo incremento se observa cuando se aplican cargas más bajas. Además, es evidente que el incremento en la resistencia a la fatiga-corrosión es menor que en la fatiga al aire, ya que en esta condición el material está sometido tanto a la flexión rotativa como al medio corrosivo y esto ejerce una mayor influencia sobre sus propiedades. Sin embargo, se puede decir que este recubrimiento ofrece una excelente protección al acero contra la corrosión, porque el material presenta un comportamiento similar a cuando está sólo en presencia del aire. Con respecto al valor del límite de fatiga el TiN lo incrementa en un 22% (aproximadamente 60 MPa sobre el valor del sustrato), dadas sus propiedades mecánicas.

Mediante el análisis de los esfuerzos residuales se determina que estos incrementos en el comportamiento a la fatiga y la resistencia a la fatiga-corrosión se deben en gran parte a que el recubrimiento es capaz de soportar esfuerzos de compresión de aproximadamente 8000 Mpa.

El análisis fractográfico permite apreciar un desprendimiento de material en las paredes recubiertas, debido posiblemente a la unión de las grietas que se propagan a lo largo de la intercara entre el sustrato y el recubrimiento y de igual forma permite observar algunas picaduras, las cuales se presentan en menor

cantidad a altos esfuerzos que a bajos esfuerzos. Es importante aclarar que dicha aparición y propagación de grietas se debe a que los ensayos fueron llevados a cabo en condiciones extremas de carga y tiempo de exposición al medio corrosivo.

Además, el recubrimiento no actúa como concentrador de esfuerzos, ya que las muestras sólo presentan una única zona de inicio de grieta.

La solución de NaCl al 3% es un medio corrosivo que no produce una disminución significativa de la resistencia a la fatiga en el acero AISI 316L.

Las propiedades a la tracción no experimentan variaciones significativas con la aplicación del recubrimiento con TiN, sólo la resistencia a la tracción (S_u) aumenta en un 3 %, lo cual no representa una diferencia importante.

RECOMENDACIONES

Utilizar otras soluciones corrosivas que ejerzan mayor influencia sobre el acero AISI 316L a fin de evaluar la protección a la corrosión que ofrece el recubrimiento con TiN en otros medios.

Debido al desprendimiento que se observa en algunas fotomicrografías de las paredes recubiertas adyacentes a la zona de inicio de grieta, es conveniente evaluar la adherencia entre el recubrimiento y el sustrato.

Es conveniente hacer estudios con diferentes espesores de recubrimiento para determinar si las propiedades a la fatiga varían en función de estos.

REFERENCIAS

- [1] Forrest, P.G. "Fatiga de los metales" . Ediciones URMO. España. (1.972).
- [2] Uhlig, Herbert. "Corrosión y control de corrosión". Ediciones URMO. España. (1.963).
- [3] Scully, J.C. "Fundamentos de la corrosión". Editorial Alhambra, S.A. España, (1968).
- [4] Juvinall, Robert C. "Fundamentos de diseño para ingeniería mecánica". México. Edit. Limusa , (1991).
- [5] Dieter, G. E. "Mechanical metallurgy". Edit. McGraw-Hill Book Co. New York, (1986).
- [6] Thornton, Peter y Vito Colangelo. "Ciencia de los materiales para Ingeniería". Edit. McGraw Hill. New York, (1985).
- [7] Wanhill, R. J. H. "Microestructural influences on fatigue and fracture resistance in high strength structural materials Engineering Fracture Mechanics" , (1978).
- [8] Cazaud, R." La fatiga de los metales". Madrid, Edit Aguilar, (1957).
- [9] Van Vlack, L.H., "Materials science for engineers", Addison-Wesley Publishing Company, Reading, -s.a.-
- [10] Forsyth, P. J. E. "The physical basis of metal fatigue". American Elsevier Publishing Company, New York, (1969).
- [11] Shigley, J. E., Mischke, C. R. "Diseño en ingeniería mecánica", Ed. McGraw-Hill, México, (1990).
- [12] Osgood, C. C. "Fatigue design", Wiley Interscience, New Jersey, (1970).
- [13] Flinn R. A., Trojan, P.K. "Materiales de ingeniería y sus aplicaciones", Ed. McGraw-Hill, Bogotá, (1989).
- [14] Madayag, A.F. "Metal fatigue: Theory and design", John Wiley and Sons, Inc., New York, (1969).
- [15] Apraiz, J. "Tratamientos Térmicos". Editorial Dossat. Madrid, (1986).
- [16] American Society For Metals. "Metal Handbook Desk Edition", Metals Park. Ohio, (1985), V 5.

- [17] Askeland, D. R. "La ciencia e ingeniería de los materiales", Grupo Editorial Iberoamerica, México, (1985).
- [18] Avner. "Introducción a la metalurgia física". Editorial Mc Graw Hill. México, (1998).
- [19] Apraiz, J. "Aceros especiales y otras aplicaciones". Editorial Dossat. Madrid , (1986).
- [20] www.brycoat.com
- [21] www.iontec.com
- [22] www.multi-arc.com
- [23] www.ues.com
- [24] www.tigold.com
- [25] Shiozawa, K. y S. Ohshima. *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.* 39 (442) (1.990) 927.
- [26] Kolkman, *Surface and Coatings Technology*, V 59 (1994) pp 126 – 133.
- [27] Gahlin, M. Bromark, P. Hedenqvist, S. Hogmark, G. Hakansson, *Surface and Coatings Technology*, V 76 – 77 (1195) pp 174 – 480.
- [28] Y. L. Su, S. H. Yao, C. S. Wei, C. T. Wu, *Thin Solid Films*, V 315 (1998) pp 153 -158.
- [29] R. Murakami, Y. Morikawa, Y. Morimoto, M. Yoneda, M. Katsumura, *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.* V 43 (1994) pp. 847.
- [30] H. Curtins, *Surface and Coatings Technology*, V 76 – 77 (1995) pp 632 – 639.
- [31] V. Gorokhovsky, D. Bhat, *International Workshop on Surface Engineering and Coatings* (1998) pp. 1-7.
- [32] Referencias sobre Deposición física en fase vapor (PVD) y Deposición química en fase vapor (CVD):
- T. E. Schmid, R. J. Hencht, *Ceramic Ing. Sci. Proc.* 9 [9 - 10] (1988) pp 1089 – 1093.
- J. Carlsoon, *Thin Solid Films*, V 130 (1985) pp 261 – 282.
- K. H. Hahing, *J. Vac, Sci, Technol.*, V A 4(6), Nov/Dec (1986), pp 2832 – 2843.

W. D. Sproul, *Le Vide, Les Couches Minces*, Sup N° 261, Mars – Avril (1992) pp 183 – 190.

R. Elsing, O. Knotek, U. Balting, *Surf. Coat. Technol.*, V 41 (1990) 147 – 156.

P. Taylor, “*An Intensive Short Course on the plasma processing of Materials*” U.S.B., (1993).

H. E. Hinterman, “*Surfaces, Interfaces et Couches Minces*”, Curso INTEVEP 1991.

- [33] K. Padilla y A. Velásquez. Efectos de aplicación de un recubrimiento de Ni-Mo-Al por termorrociado sobre las propiedades de fatiga de corrosión del acero AISI 4140. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. (1999).
- [34] F. Alvarez y R. Bazó. Comportamiento fatiga-corrosión del acero inoxidable 316L. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (1998).
- [35] L. Leitao y R. Quiróz. Estudio de fatiga en el acero inoxidable austenítico 316L. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (1997).
- [36] L. Hernández y F. Oliveira. Evaluación de propiedades de fatiga del acero AISI 4340 recubierto por termorrociado. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (1999).
- [37] F. Díaz y M. Passarelli. Comportamiento a la fatiga y fatiga corrosión de un acero AISI 4340 recubierto con un depósito autocatalítico de Ni-P. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (2000).
- [38] J. Bello y E. Morillo. Estimación de los parámetros de la ecuación de Paris a partir de curvas S-N en muestras de acero AISI 4340 entalladas y granalladas. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (1999).
- [39] G. Contreras y C. Fajardo. Efecto del recubrimiento electroless Ni-P en el comportamiento a la fatiga a alta frecuencia de carga de un acero AISI 1045. Tesis UCV. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica (1997).