

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**COMPORTAMIENTO A LA CORROSION-FATIGA DEL ACERO SAE 4340,
RECUBIERTO CON WC-Co POR TERMOROCIADO**

TUTOR: Prof. Eli Saúl Puchi

**Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
Para optar al título de
Ingeniero Mecánico
Por el Br. Rivas Paz, Angel G.**

Caracas, 2004

Rivas P. Angel G.

**COMPORTAMIENTO A LA CORROSION-FATIGA DEL ACERO SAE 4340,
RECUBIERTO CON WC-Co POR TERMOROCIADO**

Tutor: Prof. Ing. Eli Saúl Puchi. Tesis. Caracas U.C.V.

Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. Año 2004,90pp.

Palabras claves: Corrosión-fatiga, Carburo de tungsteno-Cobalto, Termorociado.

Resumen. Se evaluó el comportamiento a la corrosión-fatiga de un acero SAE 4340, bajo dos condiciones: a) Sin recubrimiento y (b) Sin granallado previo y recubierto con un depósito de WC-12%Co por termorociado con un espesor aproximado de 230 μm , empleando el método de HVOF. Las pruebas fueron llevadas a cabo bajo flexión rotativa, empleando una solución de NaCl al 3%, tanto para el material base como para el material recubierto. Previo a esto, se realizaron sus respectivos ensayos de tracción para obtener el valor del esfuerzo de fluencia, resistencia a la tracción, esfuerzo real a carga máxima y esfuerzo real a la fractura; dichas propiedades presentaron pocas variaciones de una condición de ensayo a otra. Se le hizo el ensayo de tracción a tres (3) probetas para el material base y tres (3) para el material recubierto. Bajo fatiga-corrosión se ensayaron veinticuatro (24) para el material base y veinticuatro (24) para el sustrato recubierto. Los esfuerzos bajo los cuales se ensayaron las probetas tienen un intervalo de 704 – 599 MPa para el material base y 699 – 564 MPa para el sustrato recubierto. Los resultados para los ensayos de fatiga-corrosión se obtuvieron mediante la ecuación de Basquin, dichos resultados arrojaron una disminución de resistencia a la fatiga entre 38 – 73 % del material recubierto con respecto al material base. Una vez culminados los ensayos, se seleccionó la probeta más representativa del nivel más alto y más bajo del material recubierto y se procedió a la preparación de las muestras. A estas se les realizó un estudio de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), el cual reveló una baja adherencia del recubrimiento y una gran porosidad del mismo, así como la formación de múltiples inicios de grietas, lo que hace presumir que el recubrimiento actuó como un concentrador de esfuerzos sobre la superficie de la probeta, probablemente debido al impacto que tuvieron las gotas de recubrimiento al ser termorociadas sobre el sustrato, lo que se traduce en una disminución de la vida útil y una reducción en la resistencia a la fatiga del material.

DEDICATORIA

A mi hijo Angel Jhoan, porque desde que naciste he sido un hombre diferente, con otra forma de pensar y unas ganas inmensas de vivir, porque gracias a ti, mi angelito, deseo, quiero y necesito tener un presente dichoso y un futuro próspero para dejarte como legado el mejor de los ejemplos y seas el mejor de los hombres, al igual que lo fue tu abuelo Rafael, mi padre.

A mi madre, que sin duda es la mujer y el ser mas hermoso que existe dándome ánimo y siempre preocupándote por mi, colmándome de bendiciones todos y cada uno de mis días, no quisiera que nunca, nunca me falte tu apoyo y tus sabias palabras de aliento, tu siempre has sido un ejemplo a seguir porque a pesar de las dificultades que te ha puesto la vida has sabido salir adelante luchando como toda una heroína, porque eso es lo que eres para mi, mi heroína, y gracias a ti estoy vivo porque me diste el ser y haberme hecho la persona que soy, gracias mamá.

A mi padre, que siempre fue sincero conmigo, con un carácter digno de imitar y con una elegancia envidiable, siempre respeto mis decisiones así como yo respete las de él, a pesar que no estés conmigo físicamente, yo se que me estas viendo y cuidando para que todo me salga bien. Dios debe estar orgulloso de tenerte a su lado así como yo lo estuve siempre y estaré eternamente agradecido porque nunca tuviste un “no” para mi, cuando necesité mis momentos para hacer este sueño realidad, siempre te extrañaré y hoy le digo a todos que padre sólo hay uno y ese eres tú.

A mis hermanos, que siempre hemos estado tan unidos y el triunfo de uno es el triunfo de todos que nunca nos hemos dejado abatir por los problemas y hemos luchado por conseguir nuestras metas, este es un ejemplo de que lo que uno se propone en la vida lo puede lograr, siempre y cuando se haga con amor, los quiero mucho y siempre los tengo presente.

Y a ti, mi Lili, que con tu amor fuiste la luz al final del túnel en el que me encontraba cuando te conocí, si te hubiese conocido antes mi vida estuviera llena de momentos mas espectaculares, a ti que en los episodios más difíciles supiste apoyarme y darme ánimo con tu tierna sonrisa y tu dulce voz, para seguir adelante y hacer realidad este nuestro sueño, porque somos uno. Te amo machelo y deseo tenerte siempre conmigo.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco principalmente a Dios por darme la oportunidad de existir y vivirlos bajo su manto, haberme entregado la inteligencia, la salud y la paciencia necesaria para alcanzar esta y otras más, por dejarme apreciar las mil maneras en que él está presente y a todos sus discípulos les agradezco el haberme orientado, guiado y protegido, sin su ayuda nada es posible.

Agradezco a mis padres por darme la vida, el sustento y el apoyo necesario para hacerme el hombre que soy. Mil gracias.

Agradezco a la ilustre universidad, a la Escuela de Ingeniería Mecánica y a todos los profesores de quienes aprendí mucho.

Agradezco a la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencias de los Materiales, a Manuel Jhon, por ser tan paciente y haber compartido conmigo todos sus conocimientos, gracias por tus consejos y guiarme en este trabajo, sin tu ayuda no lo hubiese logrado.

Agradezco todo el soporte económico otorgado por el CONICIT y el Proyecto Lab.-97000644, para la realización de este trabajo.

Agradezco a mi tutor Eli Saul Puchi, por haberme dado la oportunidad de desarrollar este Trabajo Especial de Grado, por darme toda la orientación, el apoyo para realizarlo y llegar a feliz término.

Agradezco a los ingenieros y amigos, Franklin Mora por permitirme permanecer en su casa en varias oportunidades, por dejarme usar su computadora y transcribir totalmente este trabajo; Luis Miguel y Paya, por ayudarme en su presentación.

Y a ti mi santa y linda por existir y estar en mi vida, dándome todo el amor y la comprensión que necesité en mis momentos de duda, gracias por ayudarme a continuar y seguir adelante demostrándome que el amor todo lo puede, gracias por ser mi pareja, esto es nuestro triunfo, mi amor.

A todos gracias, sin ustedes este trabajo hoy no fuera una maravillosa realidad.

ANGEL GABRIEL RIVAS PAZ

INDICE GENERAL

INTRODUCCION.....	1
--------------------------	----------

MARCO TEORICO.

1.- FATIGA.

1.1.Definición.....	3
1.2.- Características de las fracturas por fatiga.....	3
1.3.- Mecanismos del fenómeno de la fatiga.....	5
1.3.1.- Nucleación.....	5
1.3.2.- Propagación.....	6
1.4.- Factores que afectan el comportamiento a la fatiga.....	7
1.4.1.- Amplitud de esfuerzo.....	7
1.4.2.- Frecuencia.....	7
1.4.3.- Periodo de descanso.....	7
1.4.4.- Microestructura.....	7
1.4.5.- Direccionalidad.....	8
1.4.6.- Condición de la superficie.....	8
1.4.7.- Corrosión.....	8
1.4.8.- Tamaño.....	9
1.4.9.- Concentración de esfuerzo.....	9
1.4.10.- Composición química.....	9
1.4.11.- Tratamientos térmicos.....	10
1.4.12.- Esfuerzos residuales.....	10
1.5.- Resistencia y limite a la fatiga.....	10

2.- FATIGA-CORROSION.

2.1.- Generalidades.....	11
2.2.- Definición de fatiga-Corrosión.....	11
2.3.- Formas de Corrosión.....	12
2.4.- Formas de reducir los efectos de la fatiga-corrosión.....	13

3.- CARACTERISTICAS DEL ACERO SAE 4340.

3.1.- Generalidades.....	14
3.2.- Composición química.....	15
3.3.- Aplicaciones.....	15
3.4.- Características mecánicas.....	16

4.- TIPOS DE ENSAYO.

4.1.- Ensayo de tracción.....	17
4.2.- Ensayo de fatiga.....	18
4.3.- Ensayo de flexión rotativa.....	18
4.4.- Diagrama de Fatiga de Wöhler.....	20
4.5.- Relación de Basquin.....	21
4.6.- Aspectos estadísticos de los ensayos de fatiga.....	22

5.- TERMOROCIADO.

5.1.- Definición.....	23
5.2.- Aplicaciones.....	24

5.3.-	Proceso de recubrimiento por Termorociado.....	25
5.3.1.-	HVOF (High Velocity Oxy Fuel).....	25
5.4.-	Aspectos fundamentales en los métodos de deposición.....	28
5.5.-	Equipos básicos de termorociado.....	29
5.5.1.-	Equipo de termorociado por HVOF.....	30
5.5.1.1.-	Pistola de termorociado por HVOF modelo JP-5000.....	32
5.6.-	Asuntos de salud, seguridad y ambiente.....	34
5.6.1.-	Emisiones de gas y polvos.....	34
5.6.2.-	El ruido.....	35
5.6.3.-	La radiación luminosa.....	36
5.7.-	Estudios recientes sobre HVOF y otros recubrimientos.....	36
6.-	RECUBRIMIENTO CARBURO DE TUNGSTENO-COBALTO.	
6.1.-	Antecedentes.....	38
6.2.-	Composiciones y microestructuras.....	39
6.2.1.-	Aleaciones de Carburo de Tungsteno-Cobalto.....	39
6.2.2.-	Aleaciones de Carburo Tungsteno-Cobalto con tamaño de grano submicrónico.....	41
6.2.3.-	Aleaciones compuestas de Carburo de Tungsteno- Carburo de Titano-Cobalto.....	41
6.3.-	Clasificación de los Carburos cementados.....	42
6.3.1.-	Sistema de clasificación grado C	42
6.3.2.-	Sistema de clasificación ISO	42
6.4.-	propiedades de los Carburos cementados.....	43
6.4.1.-	Fatiga térmica.....	43

6.4.2.- Dureza.....	43
6.4.3.- Densidad.....	44
6.4.4.- Porosidad.....	44
6.4.5.- Resistencia al choque térmico.....	44
7.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	
7.1.- Flujograma de trabajo.....	46
7.2.- Preparación de las probetas.....	47
7.2.1.- Preparación superficial.....	48
7.2.2.- Recubrimiento.....	49
7.2.3.- Caracterización del recubrimiento.....	50
7.2.3.1.- Espesor.....	50
7.2.3.2.- Dureza.....	50
7.3.- Ensayo de tracción.....	51
7.4.- Obtención de la curva esfuerzo-deformación real.....	53
7.5.- Ensayo de fatiga-corrosión.....	54
7.6.- Determinación de los parámetros de la ecuación de Basquin.....	58
7.7.- Estudio fractográfico.....	60
7.7.1.- Preparación de las muestras.....	60
8.- TABLAS Y GRÁFICAS DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN Y FATIGA ...	63
9.- ANALISIS DE RESULTADOS.....	70
10.- FOTOMICROGRAFÍAS, MICROSCOPIA ELECTRÓNICA (MEB).....	74
11.- CONCLUSIONES.....	84
12.- RECOMENDACIONES.....	86
13.- REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87

INTRODUCCION

Es de gran importancia el estudio del fenómeno de fatiga para un material que va ser utilizado en la fabricación de piezas o elementos de máquina que estarán sometidas a esfuerzos alternantes. Dicha investigación permitirá tener la noción de la resistencia del material bajo condiciones de servicio, ya que dicho fenómeno se presenta inadvertidamente o sin mostrar un indicio previo de su aparición, y cobra mayor importancia debido a que el 90% de las fallas de los elementos de máquina se produce por este mecanismo.

Si un elemento de máquina está sometido a esfuerzos dinámicos y presenta esfuerzos residuales o concentradores de esfuerzo, tendrá lugar la formación de una o varias grietas en la superficie del material, las cuales se van propagando a través del mismo hasta llegar a la fractura total, tal como ocurre en los automóviles, aviones, bombas, turbinas, compresores, etc.

Por otro lado si tenemos la acción combinada de esfuerzos alternantes en presencia de un ambiente corrosivo, el fenómeno de fatiga ocurrirá a menos ciclos para un determinado esfuerzo, lo que implicaría una reducción de la resistencia a la fatiga del material. La corrosión es la destrucción de los metales iniciada en la superficie y si a su vez el metal está sometido simultáneamente a esfuerzos mecánicos, se produce así una corrosión acelerada.

El objetivo principal de los **ensayos de fatiga** es obtener información sobre los mecanismos que rigen este fenómeno y algunos otros datos, tales como: límite de fatiga, número de ciclos a la fractura, velocidad de crecimiento de la grieta, influencia de determinado tratamiento, etc., que pueden ser utilizados como una guía para tratar de predecir el comportamiento que tendrían los elementos de máquina bajo servicio.

Para poder obtener esta información se utilizará el método de ensayo de **flexión rotativa**, y en este caso, se llevará a cabo bajo un ambiente corrosivo.

Para recuperar elementos de máquina se utilizan diversos métodos, entre los cuales se encuentra la aplicación de recubrimientos sobre la superficie del sustrato, los cuales

ayudan a mejorar la resistencia a la corrosión y al desgaste. Para ello existen diversos tipos de materiales, entre los cuales se encuentra el **Carburo de Tungsteno-Cobalto (WC-Co)**.

Este es semifundido mediante el calentamiento suministrado por un proceso de combustión a través de su energía térmica mediante la ayuda de un gas comprimido, en donde se aceleran las gotas semifundidas y se proyectan en forma de rocío sobre la superficie de un sustrato que previamente ha sido preparado, para formar sobre este un recubrimiento.

Existen muchos métodos para la deposición de recubrimientos, pero el de mayor aplicación y el más utilizado es la técnica de **Termorociado** de hipervelocidad **High Velocity Oxi-Fuel (HVOF)**. Este proceso combina fusión e impacto sobre la superficie de un sustrato y puede tener dos modalidades: alta velocidad Oxígeno-Combustible o alta velocidad Aire-Combustible.

Es un método tan práctico y su campo de aplicación es tan amplio que pueden ser termorociados materiales tan blandos como el Babbitt (revestimiento de metal anti-fricción) o tan duros como el Carburo de Tungsteno (utilizado en superficies anti-desgastes).

El Carburo de Tungsteno que hoy en día se presenta como una de las mejores alternativas para sustituir al Cromo duro, y así evitar los efectos perjudiciales de este sobre el medio ambiente.

Este recubrimiento es ampliamente usado en aplicaciones donde se requiere alta resistencia a los efectos de abrasión, erosión y desgaste por deslizamiento, lo que se debe a la alta tenacidad y dureza que posee la matriz de Cobalto, combinado con la resistencia al desgaste que aporta el Carburo^[33]. También ha sido comprobado que el Cobalto es un excelente material de unión y adherencia que cumple con los requerimientos para permitir la solidificación de un cuerpo metálico duro^[32].

En este Trabajo Especial de Grado será utilizado un depósito de Carburo de Tungsteno-Cobalto, aplicado por HVOF sobre un acero **SAE 4340** templado y revenido. Se estudiará el comportamiento de dicho acero al ser ensayado a flexión rotativa y comparado con la conducta que tendría el mismo al ser recubierto, ambas condiciones se llevarán a cabo empleando una solución de NaCl al 3% (**Corrosión-Fatiga**).

1.- FATIGA

1.1.- Definición^[1]

Fenómeno mediante el cual un elemento de máquina que está sometido a esfuerzos alternantes, falla sin presentar un indicio previo, por lo general a una carga mucho menor que la necesaria para producir fractura durante una sola aplicación de carga.

1.2.- Características de las fracturas por fatiga^[1,2,7]

Al estar un elemento de máquina sometido a muy altos esfuerzos dinámicos, en alguna región con esfuerzos residuales de tracción o con la presencia de un concentrador de esfuerzos se dará lugar a la formación de una o varias grietas, las cuales generalmente tienen lugar en la superficie, y que luego gradualmente se propagarán a través del material hasta la rotura total, tal como ocurre en los automóviles, aviones, bombas, turbinas, compresores, etc. En la figura 1 se presentan algunos esquemas típicos de superficies de falla por fatiga. En la superficie de fractura, se pueden identificar tres zonas:

- a) La primera zona se presenta alrededor de la región de origen de la grieta; la superficie tiene, a menudo, un aspecto liso debido a que la grieta de fatiga se extendió con relativa lentitud.
- b) Una segunda zona, presenta una superficie de fractura menos lisa (irregular) debido a la propagación de la grieta con mayor rapidez, en varios lugares al mismo tiempo.
- c) La tercera superficie es el área donde el metal o elemento de máquina no soportó la última aplicación de carga y se produjo la fractura final tras la reducción de la sección transversal de dicho elemento; la superficie de fractura puede tener dos aspectos: cristalino que indica una fractura frágil, ó fibrosa indicando fractura dúctil.

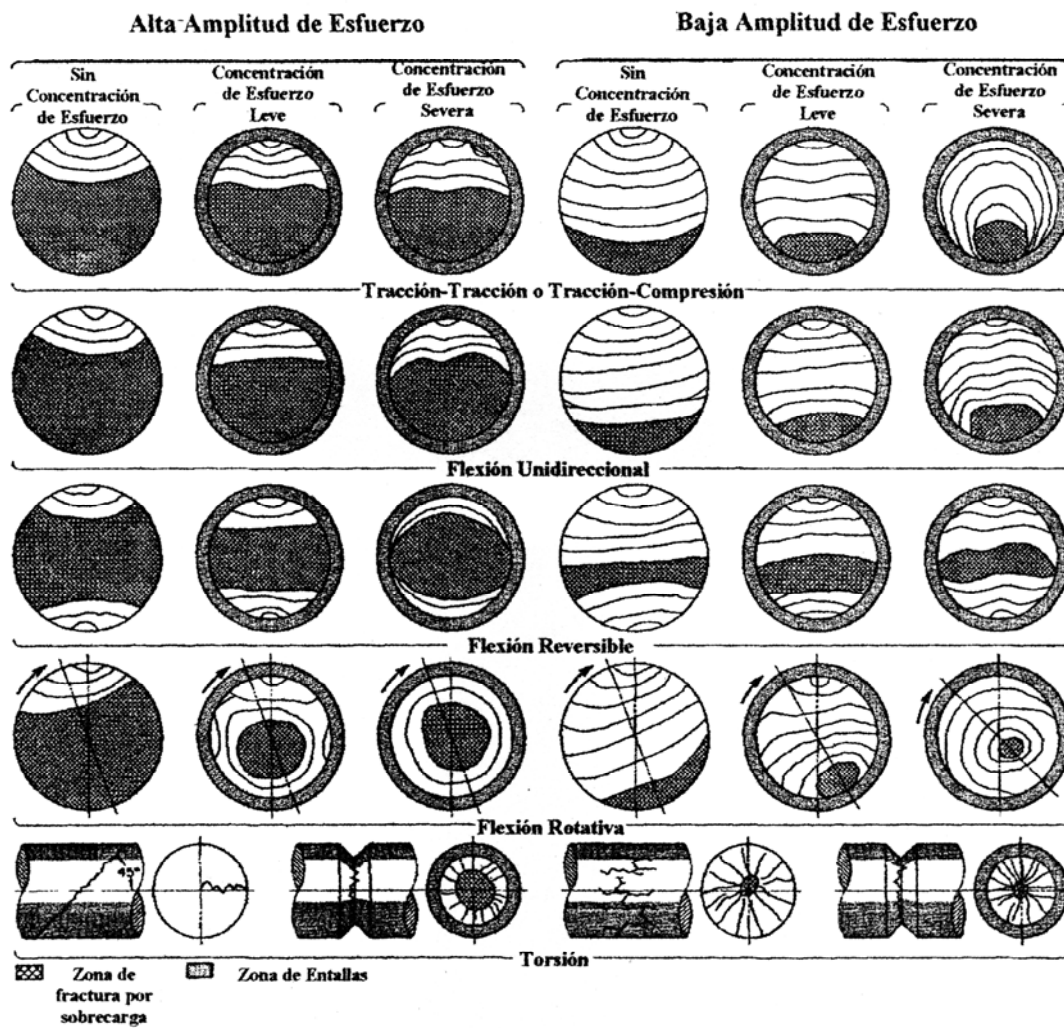


Fig. 1.- Esquemas típicos de superficies de falla por fatiga^[3].

Se establece también que la fatiga es un fenómeno que se produce bajo la influencia de variables tales como:

- Acabado superficial.
- Concentraciones de esfuerzos.
- Corrosión.
- Esfuerzos residuales.
- Frecuencia del ciclaje en el esfuerzo.
- Impurezas inherentes del material.
- Temperatura.

- Sobrecarga.
- Tamaño de la pieza.

La superficie de fractura producida por flexión rotativa, generalmente tiene una apariencia en forma de arcos de círculos alrededor de un punto de la superficie, la fisura progresa generalmente según una serie de arcos elípticos que tienen como punto de partida una pequeña elipse, cuyo centro es el inicio de la falla por fatiga^[1].

1.3.- Mecanismos del fenómeno de la fatiga^[4]

El comportamiento a la fatiga de ciertos materiales, especialmente metales, ha sido estudiado por gran número de investigadores. Sin embargo, existen desacuerdos entre los distintos modelos y/o mecanismos que describen los procesos de falla por fatiga. Para facilitar un mejor entendimiento del tema, el proceso ha sido dividido en tres categorías principales, llamadas: (a) Nucleación o iniciación de grietas, (b) Crecimiento de grietas y (c) Fractura final. En otras palabras, es ampliamente aceptado que el proceso de fatiga consiste en la iniciación de una o varias grietas, seguida del crecimiento relativamente lento también de una o varias de ellas, hasta que la sección remanente del componente no puede soportar la carga, y ocurre una fractura repentina.

1.3.1.- Nucleación^[5]

Los metales son cristalinos por naturaleza; En otras palabras, sus átomos están arreglados de manera ordenada. La mayoría de los metales son policristalinos, es decir, consisten de un gran número de cristales individuales ordenados, o granos. Cada grano tiene una orientación particular y sus propias propiedades mecánicas. Algunos granos están ordenados de tal manera que los planos de más fácil deslizamiento están en la misma dirección del máximo esfuerzo cortante aplicado. Los deslizamientos ocurren, en metales dúctiles, dentro de granos individuales, mediante dislocaciones que se mueven a través de ciertos planos cristalográficos, lo que crea la apariencia de deslizamiento de uno o más planos dentro del grano.

Utilizando un microscopio electrónico, Forsyth^[4] mostró que, debido al

deslizamiento, se producen intrusiones en la superficie del metal, cuando el mismo se halla bajo la acción de cargas cíclicas. Las intrusiones constituyen concentradores de esfuerzo, que pueden iniciar grietas y favorecer su posterior desarrollo.

Los deslizamientos están controlados, de forma más directa, por los esfuerzos cortantes que por los esfuerzos normales. Mientras mayor sea el esfuerzo cortante o el número de ciclos de esfuerzo aplicado, mayor será el deslizamiento.

Puede afirmarse que la nucleación termina con la formación de micro grietas superficiales. Esas micro grietas están a lo largo de planos de deslizamiento, aproximadamente a 45° de la dirección del esfuerzo aplicado.

1.3.2.- Propagación^[4]

Mientras que la nucleación está regida por los niveles locales de esfuerzo cortante, en la propagación juega un papel preponderante el valor de máximo esfuerzo normal a tracción que actúa en el componente, en la región de la punta de la grieta.

En el transcurso de los ciclos de carga, las micro grietas crecen y se unen entre sí. La mayoría de esas micro grietas cesan de propagarse casi de inmediato, y sólo algunas alcanzan una longitud de unas pocas decenas de micrones. A medida que se incrementa la longitud de las micro grietas, estas tienden a propagarse perpendicularmente en la dirección del mayor esfuerzo aplicado^[6].

Los primeros investigadores observaron que el crecimiento de las grietas, y la rapidez con que ello ocurría se encontraba íntimamente asociada a la geometría del componente, al tamaño y la ubicación de la grieta en el mismo, a la variabilidad de la carga, al número de ciclos, y al material.

La etapa de propagación finaliza cuando la grieta alcanza un cierto tamaño, llamado tamaño crítico, y provoca la ruptura súbita del área de sección remanente del componente.

1.4.- Factores que afectan el comportamiento a la fatiga.

1.4.1.- Amplitud de esfuerzo^[7]

Cuando se incrementa este valor, en general, se acelera la iniciación de grietas en un material, y aumenta la velocidad de propagación de éstas.

1.4.2.- Frecuencia^[8]

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.

1.4.3.- Período de descanso^[1]

Si los esfuerzos aplicados en la operación del elemento de máquina estudiado son menores al límite elástico, la supresión momentánea de los esfuerzos cíclicos no produce beneficio apreciable sobre la resistencia a la fatiga. En el caso contrario, se observa un ligero aumento del límite de resistencia a la fatiga.

1.4.4.- Microestructura^[9]

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 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 gruesa y angular, que cuando la microestructura es fina y redondeada.

1.4.5.- Direccionalidad^[4]

Se han hecho comparaciones entre la resistencia a la fatiga en piezas de acero, en dirección longitudinal y transversal, y éstas demuestran que la diferencia existente entre dichas resistencias es apreciable. La presencia de inclusiones y la orientación preferente de los granos, introducida por procesos de fabricación, son parámetros importantes en ésta propiedad. La vida a la fatiga es anisotrópica debido, más que todo, a las inclusiones. Es menor la vida a la fatiga en la dirección transversal a la dirección preferente de las fibras en el elemento de máquina.

1.4.6.- Condición de la superficie^[10]

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: (a) La flexión o torsión causarán los mayores esfuerzos en las fibras más externas, (b) Las irregularidades en la superficie actúan como concentradores de esfuerzo. Por lo antes dicho, se deduce que la vida a la fatiga depende, entre otras cosas, del acabado superficial y de los tratamientos superficiales hechos al material. En la práctica, un elemento real de máquina, generalmente tendrá en su superficie varios tipos de acabado y por consiguiente, distintas propiedades a la fatiga en distintas zonas. Las superficies irregulares y rugosas, generalmente, muestran propiedades inferiores a la fatiga.

1.4.7.- Corrosión^[11]

Un ambiente corrosivo aumenta la rugosidad de la superficie de un material y, por consiguiente, aumenta la cantidad de lugares de posible nucleación de grietas y acelera la propagación de éstas. Un ambiente inerte, como una atmósfera de argón o el vacío, desacelera la propagación de grietas. Se afirma que una pieza hecha de un material corrosible, esforzada en un ambiente corrosivo no tiene límite de resistencia a la fatiga.

Debido a la importancia de este tema, este se tratará con más detenimiento en el siguiente punto.

1.4.8.- Tamaño^[12]

Con todas las otras variables iguales, los elementos de máquina más grandes tienen propiedades a la fatiga inferiores que los elementos 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 en consecuencia aumenta la probabilidad de que exista un lugar con las condiciones para iniciar una grieta.

1.4.9.- Concentración de esfuerzo^[12]

Todo concentrador de esfuerzo, como lo pueden ser: inclusiones; grietas, entallas, cambios de sección, etc., disminuyen la resistencia a la fatiga, pues pueden aumentar los niveles de esfuerzo localizado hasta más allá del límite de fluencia del material.

1.4.10.- Composición química^[7]

La influencia de la composición química en el comportamiento a la fatiga es, aproximadamente, proporcional a su influencia en la resistencia a la tracción. Por otra parte, la especificación de una alta resistencia a la tracción, para un elemento de máquina, no le asegura una larga vida de servicio.

1.4.11.- Tratamientos térmicos^[7]

La resistencia a la fatiga se ve incrementada, generalmente, por cualquier

tratamiento térmico que incremente la resistencia a la tracción. Pero para una resistencia a la tracción dada, la resistencia a la fatiga depende hasta cierto punto de la microestructura resultante en el material..

1.4.12.- Esfuerzos residuales^[13]

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 reducen la tensión aplicada.

1.5.-Resistencia y Límite de Fatiga^[7]

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, para fatiga flexión rotativa) llega a ser horizontal y por debajo del cual las probetas no fallan. Este límite a la fatiga es el valor de S donde los materiales operan durante un tiempo indefinido sin sufrir fatiga.

2.-FATIGA-CORROSION

2.1.-Generalidades^[14]

La corrosión es la destrucción de los metales iniciada en su superficie. Esta destrucción puede ser de naturaleza química, pero en muchos casos transcurre electroquímicamente. Si el metal está sometido simultáneamente a esfuerzos mecánicos, pueden actuar conjuntamente el ataque químico y la sollicitación mecánica, produciéndose una corrosión acelerada. La importancia práctica de la corrosión no reside sólo en la pérdida de una cantidad considerable de metales. Es frecuente que con pérdidas relativamente pequeñas de metal se produzcan daños cuantiosos, como ocurre en la llamada corrosión localizada o por picaduras, que pueden producir perforaciones en tuberías y depósitos, o la corrosión intercrystalina, que acarrea la desintegración mecánica y hace perder al material todo su valor. Sabemos que los metales sensibles a la corrosión, como el hierro y el aluminio, se encuentran en la naturaleza en forma de óxidos y sólo por el esfuerzo del hombre pasan al estado metálico. Cuanto mayor es el trabajo necesario para lograr esta transformación, tanto mayor es la tendencia del metal a volver a su estado originario y natural. Este proceso de vuelta al origen es lo que llamamos corrosión.

2.2.- Definición de Fatiga-Corrosión^[2,7]

Acción combinada de esfuerzos repetidos o fluctuantes en un ambiente agresivo, que producen grietas y el fallo del material casi siempre a pocos ciclos para determinados esfuerzos, lo que se traduce en una reducción de la resistencia a la fatiga. En la fatiga-corrosión los parámetros críticos de mayor peso son:

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

2.3.-Formas de Corrosión^[2,7,12]

Una clasificación podría ser la siguiente:

- a) Ataque uniforme.
- b) Agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo, el cual ocurre porque el metal está sometido a un medio corrosivo y a distintas formas de esfuerzos; los requisitos para que ocurra el agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo son:

- 1) Una aleación susceptible al fenómeno de corrosión.
- 2) Un medio ambiente específico (corrosivo).
- 3) Una fuente de esfuerzos (aplicados o residuales).

- c) Disolución selectiva.
- d) Galvánica.
- e) Intergranular.
- f) Por grietas o hendiduras.
- g) Por picadura.

Muchas pruebas apoyan los siguientes argumentos:

- 1) Los aceros de media aleación tienen una resistencia a la fatiga corrosión más alta que los aceros al carbono, y en ningún caso se mejora esta resistencia con tratamientos térmicos.
- 2) Aceros aleados al cromo tienen una resistencia a la fatiga-corrosión mucho más alta que otros aceros.
- 3) Los esfuerzos residuales a compresión son benéficos en el comportamiento a la fatiga mientras que los de tracción son perjudiciales.

El ataque electroquímico produce más grietas en la superficie del material que cuando la pieza está sometida a condiciones normales de fatiga. Esto se debe a que la velocidad de propagación de la grieta es pequeña y da lugar a que se formen más grietas.

Existen varios métodos para determinar los efectos de un medio corrosivo sobre la fatiga y dependiendo del método utilizado existirán cambios notables en las propiedades de fatiga del material. Por ello, el valor del límite de fatiga no es único para condiciones corrosivas por lo que no se pueden hacer comparaciones entre los diferentes métodos de

aplicación de la sustancia corrosiva. Por ejemplo, es más dañino para una pieza la pulverización del líquido que la inmersión completa en el mismo. De todas formas se ha determinado la fatiga por corrosión de diversos materiales en diversas condiciones de ensayo y, así, se pueden elaborar conclusiones acerca de la influencia de la composición química y del tratamiento térmico.

La fatiga corrosión depende evidentemente de la capacidad de ser corroído el material a ensayar. Otros factores que aceleran la fatiga corrosión son:

- 1) La alteración de la microestructura del metal lo cual lo hace más vulnerable a la corrosión. Esto produce un cambio del potencial anódico en la dirección del sustrato
- 2) La rotura del recubrimiento, provocando una polarización anódica reducida.
- 3) La separación de las capas en la superficie producto de la corrosión, que de otro modo retardaría el ataque. Esta separación en las capas superficiales provoca una resistencia reducida del electrolito entre cátodo y ánodo.
- 4) El aumento de la concentración del oxígeno, da una polarización catódica reducida.

2.4.- Formas de reducir los efectos de fatiga-corrosión^[7]

- 1) Uso de un material más resistente a la corrosión, por ejemplo los aceros que contienen cromo.
- 2) La adición de inhibidores forma una película adherente alrededor de la superficie metálica que los hace más resistentes a la corrosión. Comúnmente se emplean cromatos y dicromatos, carbonatos sódicos y aceites emulsionantes que mejoran la fatiga por corrosión.
- 3) El laminado y el granallado con alúmina (ocasionan esfuerzos residuales de compresión) son algunos tratamientos superficiales mecánicos que protegen al material de la corrosión.
- 4) Los recubrimientos superficiales evitan el acceso del oxidante al material, o si el recubrimiento es anódico con respecto al metal base, puede disminuir el ataque corrosivo. El recubrimiento tiene que ser continuo y no poroso.

3.-CARACTERÍSTICAS DEL ACERO SAE 4340

3.1.-Generalidades^[15,16,17]

El acero SAE 4340 (*cromo-níquel-molibdeno*), se utiliza para la fabricación de elementos de máquinas sometidos a grandes esfuerzos cíclicos y/o estáticos.

El primer dígito de la designación 4340, indica el tipo de acero (elemento de aleación principal), el segundo dígito indica el porcentaje (%) en peso aproximado del elemento de aleación principal, y los dos últimos dígitos proporcionan el contenido medio de carbono en porcentaje (%) en peso.

El acero SAE 4340 es conocido por su capacidad para alcanzar una alta resistencia al ser tratado térmicamente, presenta tanto una alta resistencia a la fatiga como también elevada ductilidad y tenacidad. Este acero es considerado como un estándar con el cual se comparan otros aceros de alta resistencia mecánica.

En la práctica usualmente es templado en aceite. Es prácticamente inmune a la fragilización por temple. A altas temperaturas no se ablanda con facilidad y conserva buena parte de su resistencia mecánica. Utilizable a temperaturas de hasta 500 °C sin perder su condición de temple y revenido. Sin embargo, este acero es extremadamente sensible a la corrosión bajo esfuerzo cuando es templado hasta valores de resistencia a la tracción de alrededor de 1500 a 1950 MPa.

3.2.- Composición Química

Tabla 1.-Composición Química del Acero AISI 4340^[18]

ELEMENTO	% EN PESO
-----------------	------------------

Carbono(C)	0,38 -- 0,43
Manganeso(Mn)	0,60 -- 0,80
Fósforo(P)	0,035
Azufre(S)	0,040
Silicio(Si)	0,15 -- 0,35
Níquel(Ni)	1,65 -- 2,00
Cromo(Cr)	0,70 -- 0,90
Molibdeno(Mo)	0,20 -- 0,30

3.3.- Aplicaciones^[17]

Son típicas las aplicaciones en estructuras tales como trenes de aterrizaje de aeronaves, y en partes de maquinaria y repuestos sometidos a muy altos esfuerzos dinámicos: cigüeñales, árboles de levas, árboles de transmisión, barras, de torsión, cardanes, ejes de bombas, ejes para hélices de aviones, rodillos de transportadoras, muñones, brazos de dirección, engranajes, discos de embragues, piezas de chasis, acoples, ejes de piñones, moldes para inyección de plástico, entre otros.

El maquinado es mejor cuando este acero está templado y revenido. Puede ser maquinado mediante todos los métodos convencionales.

Este acero exhibe buena ductilidad cuando se ha revenido y la mayoría de las operaciones de conformado son llevadas a cabo en ésta condición.

Posee buenas características de soldabilidad; Puede ser soldado fácilmente al arco, a gas, o por resistencia. Se deben considerar los procedimientos de pre y postcalentamiento, según el método establecido en el proceso de soldadura.

3.4.- Características Mecánicas

Tabla 2.- Características Mecánicas del acero AISI 4340^[17].

Estado de entrega	Bonificado
Resistencia a la tracción	1033 -- 1152 MPa
Límite de fluencia	913 -- 1090 MPa
Alargamiento	Mínimo 16%
Contracción	Mínimo 55%
Mecanizado	Con buriles de acero rápido
Dureza Brinell	337 HB

4.- TIPOS DE ENSAYOS

4.1.- Ensayo de Tracción^[19,20]

Con los ensayos de tracción se obtienen diagramas de Cargas (N) vs. Alargamientos (mm), los cuales permiten estudiar los diferentes períodos por los cuales pasa el material; así se conocen principalmente tres períodos que determinan las propiedades estáticas del material:

El primero, durante el cual el alargamiento en la probeta no es permanente, o sea, la probeta recupera sus dimensiones originales cuando se retira la carga.

Durante el segundo, el alargamiento en la probeta es permanente, por lo tanto la deformación ocurrida en la misma es plástica.

En el tercero y último, se produce un encuellamiento hasta que la probeta se fractura.

Las probetas usadas se caracterizan por poseer una región central uniforme, los extremos aumentan suavemente de sección hasta un tamaño mayor los cuales son adecuados para la sujeción en las mordazas autoalineantes (para asegurar una aplicación axial de la carga).

El alargamiento medido de las partes rotas de la probeta tiene dos componentes:

Un alargamiento uniforme, que es proporcional a la longitud entre las marcas.

Un alargamiento local en el estrangulamiento, que depende del diámetro, pero no de la longitud entre las marcas.

Usualmente se suele emplear la resistencia a la tracción para caracterizar la resistencia mecánica, así como también relacionado con los ensayos de fatiga.

4.2.- Ensayo de fatiga^[14]

Se puede afirmar que el propósito principal de los ensayos de fatiga es obtener información de los mecanismos que gobiernan 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.

4.3.- Ensayo de flexión rotativa^[2,7,14]

El ensayo de flexión rotativa es un método muy común de observar el comportamiento a la fatiga de ciertos materiales. En este ensayo, el extremo de una probeta de geometría cilíndrica se coloca 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 las fibras de la superficie superior, mientras que las de la superficie inferior se comprimen. Después 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.

En la máquina de flexión rotativa, la probeta se soporta como una viga (un extremo de la probeta es sujetado en un mandril por medio de tornillos que sirven para alinear la probeta) y se aplica la carga (a través de un soporte situado en el otro extremo) con pesos muertos aplicados por medio de cojinetes, que permiten girar a la probeta. Cuando la probeta tiene movimiento de rotación, cada punto de la circunferencia de la sección de ensayo está sometido a un esfuerzo alternante que varía sinusoidalmente desde un valor de tensión a otro igual de compresión.

A través de este ensayo se determina la resistencia a la fatiga de un número de probetas similares, al someterse cada una a un valor particular de carga o esfuerzo

fluctuante (carga cíclica) de amplitud constante sin efecto de una componente estática hasta su rotura, obteniéndose una relación entre la carga (S) y el número de ciclos a la fractura (N).

Estando sometida la probeta a una flexión estática constante, la cual genera en las fibras superiores, esfuerzos axiales a tracción y en las fibras inferiores esfuerzos de compresión. Al girar el elemento 180° (un reverso), las fibras que anteriormente estaban sometidas a tracción estarán solicitadas a compresión y viceversa (ver figura 2). El tipo de sollicitación que se genera es alternante porque el momento flector constante cambia de signo por cada reverso para una misma fibra.

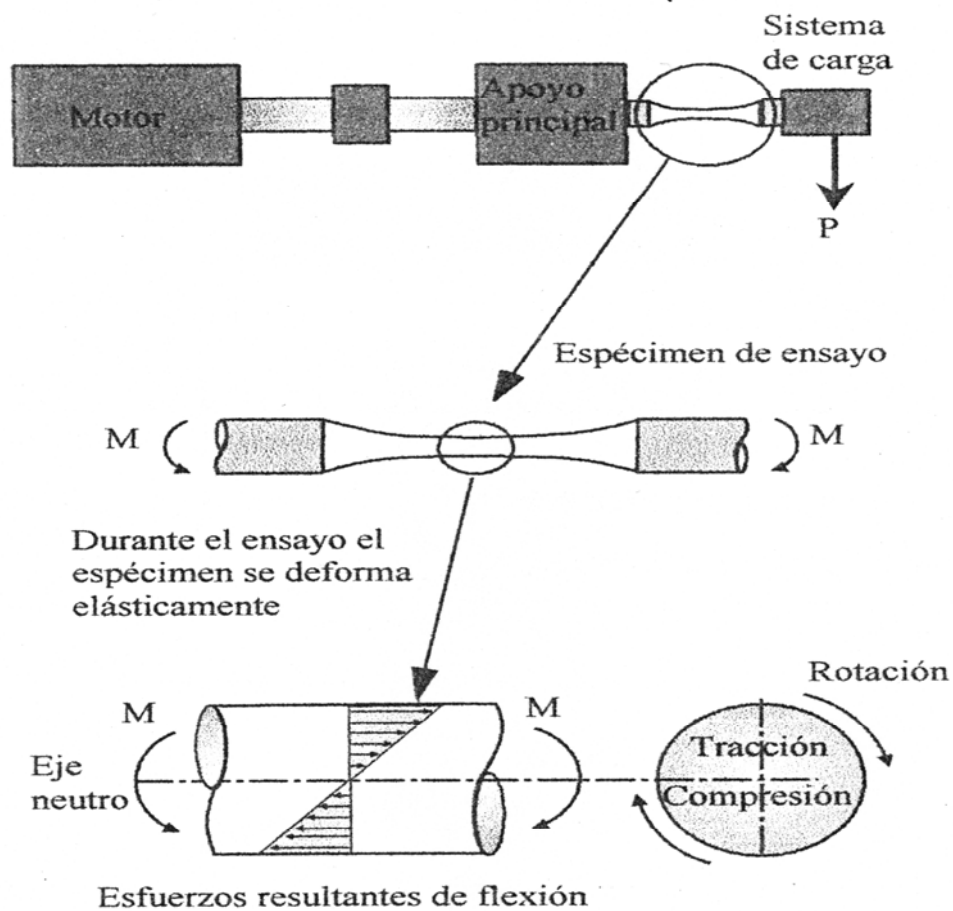


Fig. 2.- Estado de esfuerzos en la probeta ensayada a fatiga flexión rotativa^[2].

4.4.- Diagrama de Fatiga de Wöhler^[2]

En el diagrama de fatiga de Wöhler se representa el comportamiento del material a través de la curva de fatiga Carga-Número de ciclos (S-N), donde el eje de las ordenadas representa el esfuerzo alternante y el eje de las abscisas el número de ciclos. Por comodidad de la representación se utiliza escala doble logarítmica y la curva resultante es una línea recta e inclinada en la cual las probetas fracturan (mientras no alcanzan el límite de fatiga) y otra paralela al eje de las abscisas, cuando se alcanza dicho límite (ver figura 3). El punto de intersección de las curvas, se presenta generalmente para los aceros entre 1 a 5 millones de ciclos. Se distinguen dos regiones características:

- a) De vida temporal, correspondiente a condiciones para las probetas con vida finita.
- b) Región de vida infinita, en la que teóricamente las probetas no fallan. El límite de fatiga corresponde a la asíntota horizontal de la curva.

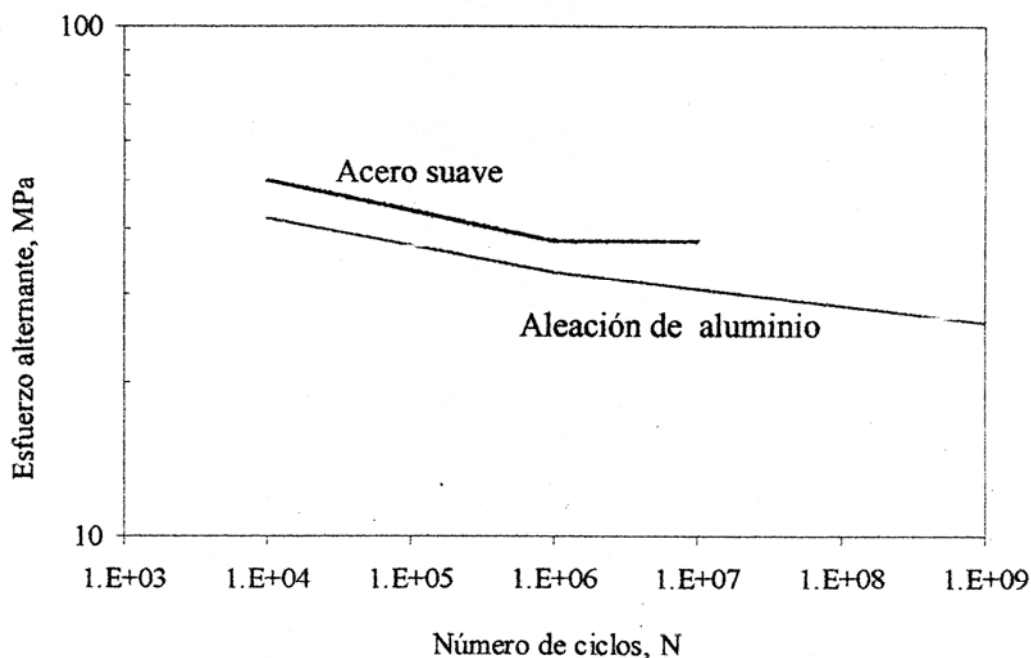


Fig. 3. Diagrama de fatiga de Wöhler^[2].

Las curvas de fatiga o S-N representadas por una línea inclinada en la cual las probetas fallan, son usualmente determinadas ensayando un gran número de probetas, debido a la naturaleza estadística de la fatiga (a la gran dispersión que se genera entre los resultados obtenidos) y en un intervalo de aproximadamente 10^5 a 10^8 ciclos.

Aunque éstas curvas se utilizan para analizar la vida de fatiga de un material, no hacen diferencia entre las etapas de inicio de fatiga y propagación de la grieta, sino que sólo indican el número total de ciclos necesarios para producir la fractura completa de la probeta a un nivel dado de esfuerzos.

4.5.- Relación de Basquin^[2,8]

Describe la resistencia a la fatiga de los aceros en la zona de vida temporal (ver figura 4). Esta relación se puede expresar mediante una ecuación paramétrica simple también llamada ecuación de Basquin:

$$S = A \cdot (N_f)^b \quad \text{Donde:}$$

S : Resistencia a la fatiga.

A: Coeficiente de resistencia a la fatiga,

N_f : Número de reversos hasta la fractura.

b: Exponente de resistencia a la fatiga o exponente de Basquin.

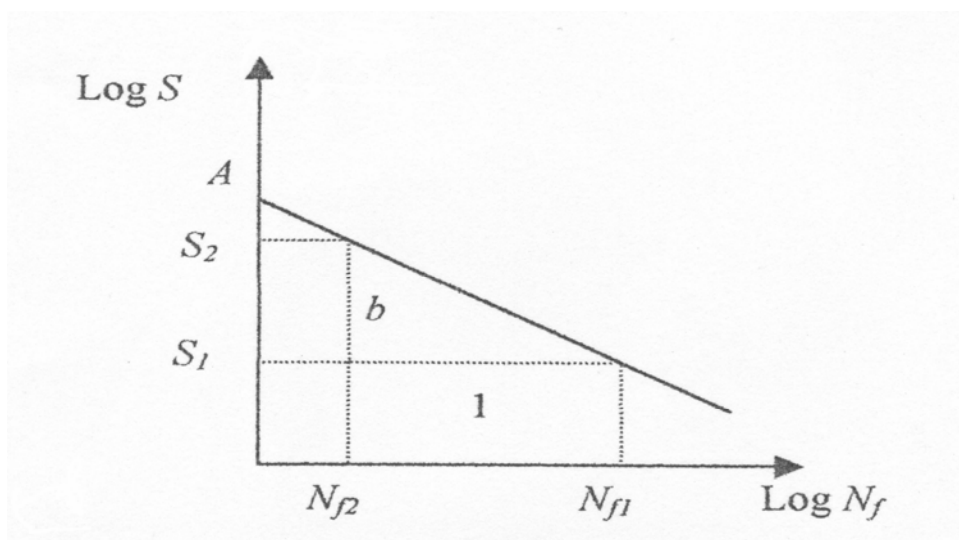


Fig. 4. Zona de resistencia temporal a la fatiga modelo matemático de Basquin^[2].

4.6.- Aspectos estadísticos de los ensayos de fatiga^[11]

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 los resultados del ensayo de un número relativamente pequeño de muestras. La utilización de los métodos estadísticos de ensayo y análisis procura un medio de hacer las estimaciones cuantitativas de las propiedades a la fatiga y permiten determinar su precisión. Si se ensaya 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, tales como: condiciones del material, variaciones debidas al proceso de selección y preparación de la superficie de las probetas, variaciones introducidas por la máquina de ensayo, etc. 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 las grietas.

5.-TERMO-ROCIADO

5.1.- Definición^[21,22,23]

Conjunto de procesos para la deposición de materiales tanto metálicos como no metálicos; donde metales, carburos cerámicos y hasta polímeros (plásticos) son semifundidos mediante calentamiento suministrado por un proceso de combustión o arco eléctrico a través de su energía térmica mediante la ayuda de un gas comprimido en donde se aceleran gotas semifundidas y se proyectan en forma de rocío sobre la superficie de un sustrato que previamente ha sido preparado para formar así un recubrimiento; al golpear la superficie las gotas semifundidas se aplastan y se va creando una capa fina que se adhiere a las irregularidades de la superficie.

Entre los grupos de materiales que pueden ser depositados mediante el proceso por HVOF, se tienen:

- Cerámicos (Cr_2O_3 , Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 , SiO_2)
- Compuestos (WC-Co , WC-CoCr , WC-Ni , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$)
- Metales puros (Al , Zn , Ni , Cu).
- Aleaciones (Acero inoxidable, Inconel, Bronces).
- Aleaciones Metálico-Refractarias (Mo - Ta base).
- Metales preciosos (Aleaciones de Plata).
- Semi-conductores (Óxido de Titanio).
- Lubricantes sólidos (Base Granito, Nitrato de Boro).
- Super aleaciones (Base de Cobalto, Ni-Fe).
-

Estos grupos de materiales usados para deposiciones por HVOF difieren en Propiedades como: características de coeficiente de fricción, dureza y otras.

5.2.- Aplicaciones^[23,24,25]

El termo-rociado es utilizado en aplicaciones aerospaciales, mantenimiento y producción en la industria de la ingeniería, por ejemplo, sobre la superficie de las paredes y tubos intercambiadores de calor en las calderas, rodets erodados de las turbinas, árboles o rodets de bombas y compresores, válvulas, etc. Se utiliza también en la industria marina, criogénica, del papel, de los textiles, de cerámica, metalúrgica, electrónica, productos petroquímicos y en la industria del automóvil.

Los recubrimientos termo-rociados pueden ser tan blandos como el Babbit el cual es utilizado en superficies anti-fricción (cojinetes de cigüeñales) o tan duros como el Carburo de Tungsteno utilizado en superficies anti-desgastes. Debido a esto el campo de aplicación se cataloga en función de una serie de requerimientos mínimos involucrados en el proceso, tales como:

- a) Anti-adherencia para fácil limpieza.
- b) Conductividad o resistividad eléctrica.
- e) Creación de barreras térmicas (aislantes).
- d) Recubrimientos biomédicos.
- e) Reconstrucción o restauración de dimensiones.
- f) Resistencia a altas temperaturas.
- g) Resistencia a la cavitación.
- h) Resistencia a la corrosión atmosférica y soluciones químicas.
- i) Resistencia al desgaste, erosión y adhesión.
- j) Resistencia a los metales fundidos.
- k) Resistencia a la oxidación.
- l) Rugosidad controlada para tracción óptima.

5.3.- Proceso de Recubrimiento por Termo-rociado

5.3.1.- HVOF (High Velocity Oxy-Fuel) ^[21,22, 23,24,2526]

Los procesos de HVOF ó hipervelocidad, combinan fusión e impacto sobre un substrato que previamente ha sido preparado. Pueden tener dos modalidades: alta velocidad oxígeno-combustible y alta velocidad aire-combustible. La selección del equipo depende de los niveles de presión de trabajo, si la presión es de 345 a 1034 kPa el combustible es quemado por aire, en cambio si las presiones están por encima de 1034 kPa se requiere oxígeno puro.

El proceso HVOF fue inventado en 1958 por Smith et al^[22]. de la compañía Unión Carbide.

En este proceso los gases son alimentados y mezclados continuamente. Se puede emplear oxígeno y combinaciones con combustibles tales como propileno (C_3H_6), hidrógeno, propano y eventualmente combustible líquido como Kerosén.

El proceso consiste en inyectar oxígeno y otro combustible, dentro de una cámara de combustión y los productos de la combustión son acelerados por una boquilla convergente-divergente (ver figura 5). Las partículas son inyectadas a través de un orificio de inyección localizado aguas abajo de la boquilla y son calentadas y aceleradas en el tubo de aceleración. Esta mezcla de gas y partículas es descargada fuera de la antorcha al substrato el cual se encuentra a una cierta distancia de la salida del tubo de aceleración. La expansión proveniente de una zona de combustión a la presión atmosférica da como resultado una caída significativa en la temperatura. Los polvos inyectados dentro de un flujo supersónico a una temperatura constante más baja que el punto de fusión del material pulverizado, aceleran las partículas sólidas hasta velocidades extremas a través de un tubo largo o tobera convergente-divergente. Cuando las gotas termo-rociadas impactan sobre el substrato, estas se aplastan entre si formando el recubrimiento.

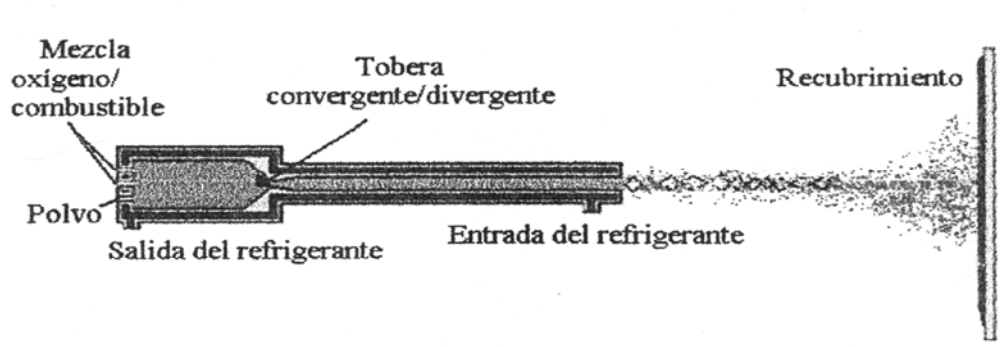


Fig. 5. Esquema de la pistola de termo-rocío por HVOF^[22].

Las pistolas de HVOF tienen una sección de combustión (enfriada con aire o agua) la cual carbura la mezcla combustible-oxígeno bajo presión, y acelera los gases carburados a través de un tubo de confinación enfriado. Los polvos junto con el gas transportador, son alimentados dentro de la boquilla donde las partículas entran con los gases que han sido confinados y carburados a alta presión.

La aceleración del gas producida por HVOF incrementa la velocidad de las partículas y al mismo tiempo la densidad y adherencia de las mismas. A pesar de que la partícula posee una temperatura media menor, se obtiene una muy buena densidad de recubrimiento debido a que la alta velocidad de impacto de la partícula la deforma fácilmente a pesar de no haber sido fundida en su totalidad; la temperatura del gas en la cámara de reacción varía entre los 1923 y 3033 K; todo depende del combustible y la relación estequiométrica de combustión usada.

La velocidad del gas a la salida es tan alta (1370 a 2930 m/s aproximadamente) que en la mayoría de los procesos de HVOF se han encontrado múltiples choques en forma de diamante en el chorro de gas lo cual demuestra los cambios rápidos de la densidad del gas en la estructura luminosa del chorro, indicando la naturaleza supersónica de la velocidad del gas a la salida. Aunque el número de diamantes de choque hablan de la velocidad del gas no es una indicación directa del número de Mach (velocidad relativa a la velocidad del sonido).

Los procesos de HVOF se pueden dividir en cuatro grandes grupos:

- 1) Combustión interna con gases calientes directamente dentro de una cámara donde éstos se mezclan, se calientan y se unen con el gas transportador y las partículas de polvo.
- 2) Inyección simultánea de polvo dentro de la cámara de combustión donde la mezcla continuamente se quema y calienta las partículas.
- 3) Combustión confinada dentro de la cual se inyecta una corriente de polvo con gas transportador.
- 4) Sistema de combustible líquido a alta presión con inyección radial de polvo aguas abajo de la salida del combustor.

Las características del recubrimiento por HVOF son:

- Alta energía cinética de impacto.
- Barrera de corrosión mejorada.
- Menos degradación (mejor enlace).
- Mejor deposición de la partícula.
- Menos tiempo de exposición al aire durante el recorrido debido a la alta velocidad de la partícula.
- Mejor calentamiento de la partícula.
- Menor temperatura final por el tiempo reducido de recorrido de la partícula.
- Menos esfuerzos residuales.
- Recubrimiento más duro.

Los beneficios del recubrimiento por HVOF son:

- Contenido de óxido más bajo (menos atmósfera oxidante).
- Calentamiento más uniforme y eficiente de la partícula, debido a la alta microturbulencia.
- Enlaces más fuertes y mayores fuerzas cohesivas.
- Gran densidad en el recubrimiento, menos porosidad, comparada con otros procesos.
- Valores de dureza más altos.

- Menor contenido de partículas no fundidas.

Las ventajas de los procesos HVOF son:

- . Amplia variedad de materiales que pueden llegar a ser usados como revestimiento (cualquier material que pueda fundirse sin descomponerse).
- . No calienta significativamente la superficie del sustrato (la temperatura se encuentra por debajo de 473 K), eliminándose así los posibles cambios metalográficos y distorsiones en el material del sustrato.

Las desventajas en los procesos HVOF son:

- . Ruido elevado (130 dBA) generado por la combustión de alta presión y el flujo de gas a velocidades supersónicas,
- . Costos de operación altos (dependiendo de la proporción de rocío y material) debido al alto flujo de gas requerido (28 a 57 m³ /s).

5.4.- Aspectos fundamentales en los métodos de deposición^[23,24]

Los procesos de termo-rocío difieren básicamente en tres aspectos fundamentales:

- 1) Material de alimentación.
- 2) Método de calentamiento aplicado.
- 3) Método de proyección del material sobre el sustrato.

El material de alimentación puede ser incorporado al proceso en forma de polvo por medio de tolva, alambre y barra cerámica a través del uso de rodillos. En la figura 6 se muestran los pasos para llevar a cabo el proceso de termo-rocío.



Fig. 6.- Pasos elementales en un proceso de termo-rociado^[23].

El calentamiento del material consiste en la preparación del mismo para ser proyectado a través de una corriente de gas a alta presión. El sistema que se utiliza para generar la energía necesaria es producto de la energía térmica del proceso de combustión o un arco eléctrico capaz de semi-fundir las gotas de material a ser rociado. El calentamiento debe ser homogéneo pues es un factor que determina las propiedades del recubrimiento.

Tanto la proyección como el impacto de las partículas sobre el sustrato determinan las características finales del recubrimiento además, para obtener un recubrimiento aceptable en cuanto a calidad se debe controlar la formación de poros e inclusiones de óxidos.

5.5.- Equipos básicos de Termo-rociado^[26]

Son muchos los métodos de deposición que existen para obtener un recubrimiento por termo-rociado y sus propiedades dependen del método de generación de calor empleado. En función de la energía utilizada para fundir el material, se clasifican en dos grupos principales: de electricidad (Grupo 1) y de combustión (Grupo II), ver figura 7.

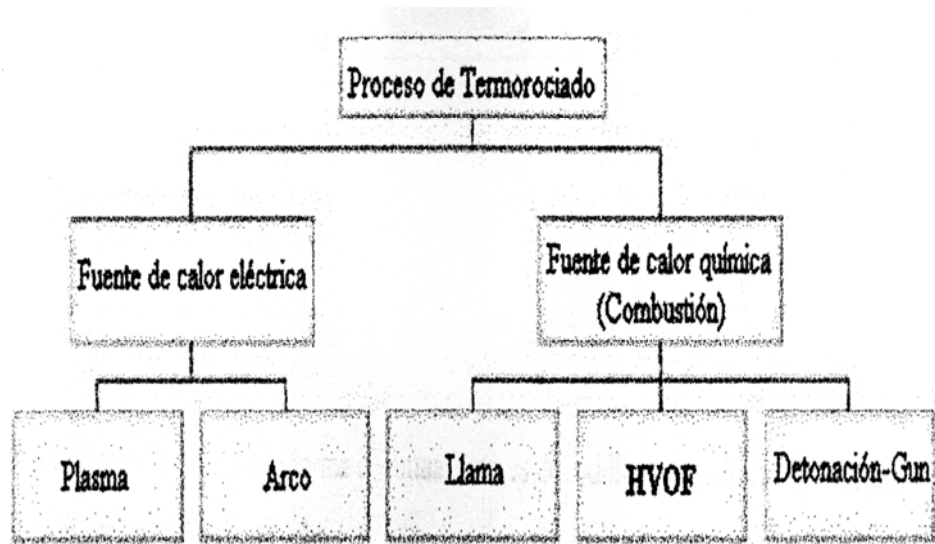


Fig.7.- Clasificación de los métodos de deposición^[26].

5.5.1.- Equipo de Termo-rociado por HVOF

El equipo de termo-rociado por HVOF consta de un sistema básico como el que se describe en la figura 8.

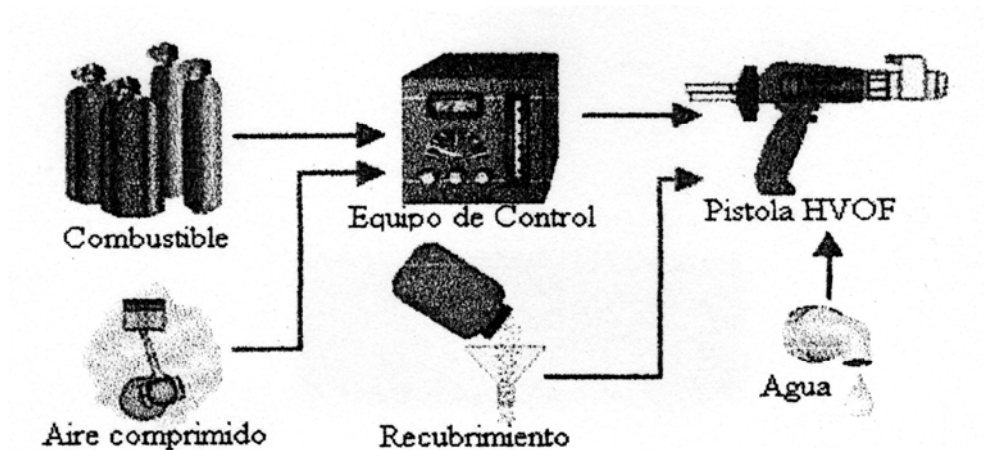


Fig. 8. Esquema de un sistema de termo-rociado por HVOF^[27].

Los recubrimientos realizados por HVOF ofrecen mejor calidad que los realizados por procesos de plasma o llama principalmente por las altas velocidades alcanzadas por las partículas debido al incremento de la presión en la cámara a través de la continua alimentación tanto de los gases como del polvo. Esta energía de presión se transforma en

energía cinética a través de una tobera convergente divergente la cual se puede apreciar en la figura 9.

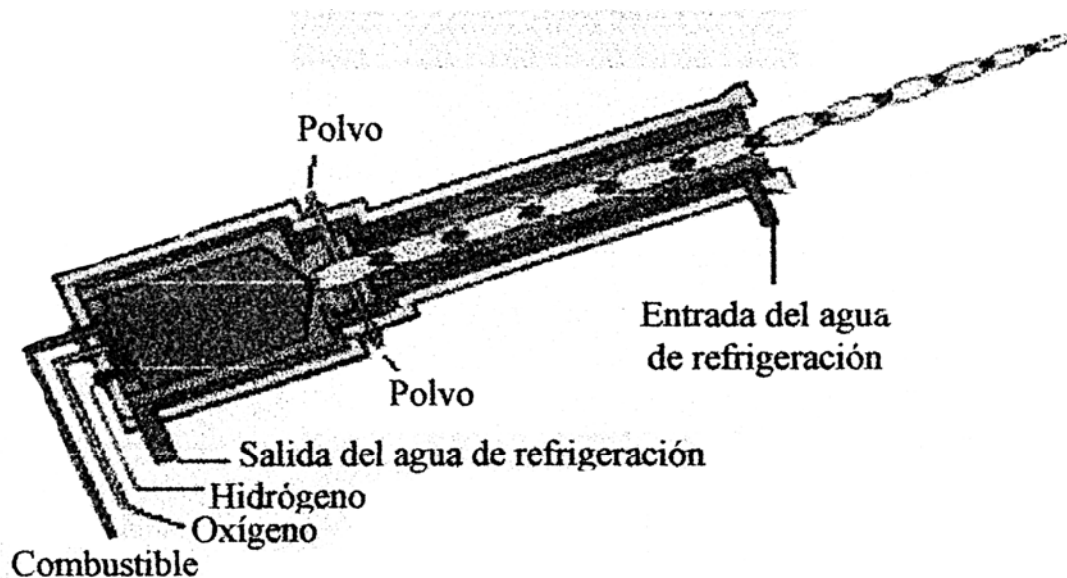


Fig. 9. Esquema elemental de la pistola de termo-rocío por HVOF^[28].

La longitud de la boquilla, debe ajustarse para cada material debido a las pérdidas de calor producto del refrigerante (generalmente agua) lo cual reduce su eficacia calorífica. El calentamiento y/o fusión excesiva de la partícula dentro de la boquilla puede conducir a la deposición del material en las paredes de la misma originándose el fenómeno conocido como “plugging” que produce un funcionamiento inestable de la pistola debido a la restricción del flujo de gas por las deposiciones.

Las velocidades alcanzadas por la partícula en el sistema HVOF son la causa principal de los beneficios que este sistema proporciona:

- Ambiente más favorable (atmósfera menos oxidante).
- Adherencia más alta y mayor fuerza cohesiva porque mejora la unión entre las partículas.
- Barrera anticorrosiva debido a la baja porosidad.
- Calentamiento de la partícula más uniforme y eficiente.
- Capas más espesas a través de la disminución de las tensiones residuales.
- Densidad más alta (baja porosidad) por la alta energía de impacto.

- Dureza más alta debido a una menor degradación y una mejor fuerza de adhesión.
- Energía cinética más alta en el impacto.
- Mejor resistencia al desgaste debido a una mayor dureza en el revestimiento.
- Mayor cantidad en el volumen de partículas fundidas debido al mejor calentamiento de éstas.
- Mayor retención de las propiedades químicas del polvo y sus fases debido al
- tiempo reducido de exposición a altas temperaturas.
- Superficies más lisas debido a la alta energía de impacto.
- Tiempo de exposición más corto, debido a la alta velocidad de la partícula.
- Volumen de óxido más bajo debido al menor tiempo de exposición al aire.

5.5.1.1.- Pistola de termorociado por HVOF modelo JP-5000

Existen diversos tipos de pistolas de HVOF; hoy en día la que mejores beneficios ofrece es la JP-5000 en lo que a procesos supersónicos se refiere, por lo cual es conveniente describir brevemente tal equipo.

El diseño de la pistola JP-5000 de alimentación permite el ingreso de partículas de mayor tamaño que otras, lo cual disminuye los costos de operación y proporciona una mayor calidad de recubrimiento ya que se produce menos oxígeno en la capa y se reduce así la oxidación. La alta eficacia de mezclado y calentamiento del polvo se logra en el tubo de aceleración. La pistola presenta una presión de cámara de 827 kPa, la cual es de dos a cuatro veces la presión alcanzada por otras pistolas de HVOF, la velocidad de gases combustibles es de aproximadamente 2190 m/s, el combustible (generalmente kerosén por ser denso, económico, asequible, fácilmente almacenable (volumen más" pequeño) a presión atmosférica y más seguro a presiones altas) se distribuye en una cámara de combustión en la parte posterior de la pistola en donde una bujía sirve para activar la combustión de manera firme, limpia y estable ya que se produce una llama de gran longitud y su sistema de refrigeración permite largos períodos de operación.

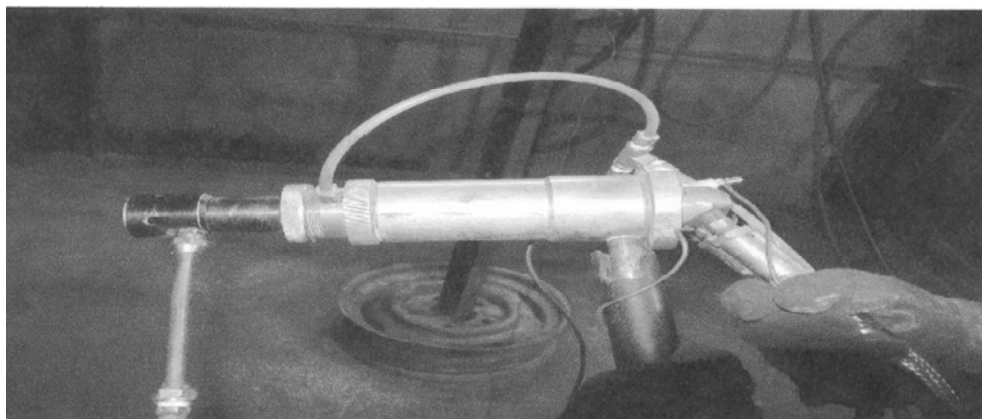


Figura 10.- Pistola de termorociado por HVOF modelo JP-5000^[30].

La figura 10 muestra la pistola JP 5000 (Foto tomada en PLASMATEC INGENIEROS C.A.). El polvo se inyecta radialmente a través de puertos múltiples con pequeñas toberas convergentes-divergentes hacia una región de baja presión después de la garganta de la boquilla interior. Al eliminarse la necesidad de usar una muy alta presión de alimentación del polvo, el sistema resulta ser más sencillo, eficiente y económico. Las distancias de deposición son de aproximadamente 356 ± 5 mm.

Además de una elevada velocidad de partícula la JP-5000 ofrece:

- Alta eficacia en la proyección del recubrimiento.
- Bajo consumo de combustible.
- Intervalo de tamaños de polvo más amplio.
- Modelo de rocío más firme, y preciso, lo que evita el desperdicio del material al ambiente.
- Proporciones de deposición mas altas (14 Kg /h).
- Parámetros menos sensibles.
- Plan de mantenimiento simple.

La ventaja de la JP-5000 es básicamente una mejor calidad de revestimiento y tiene tres diferencias importantes en relación con las otras pistolas de HVOF:

- La inyección polvo de alimentación se efectúa con un sistema de aspiración

térmicamente más eficaz.

- Opera a presiones más altas.
- Utiliza combustible líquido más seguro.

Los sistemas de HVOF ofrecen gran flexibilidad al usuario ya que permiten escoger:

- El tipo de combustible que va desde hidrocarburos gaseosos a combustibles líquidos.
- Las proporciones de rocío de 2 a 11 Kg /h.
- Capacidad de material.
- Costo de operación^[21,22,23,24,25,26].

5.6.- Asuntos de salud, seguridad y ambiente^[29].

Hay algunos asuntos de salud, seguridad y ambiente asociados con los procesos de termorociado. En general, estas consideraciones se parecen a aquellas asociadas con los procesos de soldadura. Obviamente, toda planta o laboratorio, debería seguir las normas y regulaciones. Ningún proceso de termorociado debería ser efectuado sin un adecuado entrenamiento de todo el personal involucrado y hay que considerar las medidas de precaución y cuidado ante cualquier peligro asociado con los materiales particulares a ser usados para preparar o producir el recubrimiento.

Un adecuado cuidado y mantenimiento del equipo, incluyendo todas las líneas y conexiones eléctricas y gas, contribuirá a reducir cualquier riesgo. Además es recomendable que el diseño y las revisiones de los procedimientos de seguridad sea efectuada por ingenieros calificados. Estas deberían incluir los procesos relativos a la preparación de la superficie, manejo de las piezas, acabado y terminado de los productos así como el proceso de recubrimiento en si mismo.

5.6.1.- Emisiones de gas y polvos.

En todo proceso de termorociado se producen polvos y gases, así que los operadores deben estar protegidos, y los polvos y gases deben ser controlados y extraídos. En la

medida de lo posible, el proceso de recubrimiento debería ser llevado a cabo en una cámara o cubículo equipado con ventilación y colectores de polvo y con operadores afuera. Cada proceso de termorociado tiene sus propios requerimientos de flujo de aire para proveer una adecuada ventilación, y el fabricante del equipo debería ser capaz de ofrecer asistencia técnica. Sin embargo, para asegurar que el sistema de ventilación está trabajando adecuadamente deberían ser usados periódicamente, monitores del nivel de emisiones. Si los operadores deben estar dentro del cubículo o el recubrimiento debe ser realizado en la entrada, el operador debería ponerse máscara respiratoria.

Hasta cierto punto se considera adecuado la máscara para contar con un flujo de aire liberado solo para el operador y así brindarle una adecuada protección. El tipo de respirador usado depende del material a ser depositado. Las descargas desde el colector de polvo deberían ser periódicamente evaluadas para asegurar el cumplimiento con todas las regulaciones.

5.6.2.- El ruido.

Los ruidos generados por los procesos de termorociado tienen diferentes niveles:

- Para algunos procesos de rociado por llama el nivel es cerca de 80 dB(decibeles).
- Para algunos procesos de termorociado de HVOF el nivel es por encima de 120 dB(decibeles).
- Para algunos procesos de rociado por plasma el nivel es por encima de 140 dB(decibeles).
- Para algunos procesos de detonación por pistola el nivel es por encima de 150 dB(decibeles).

La protección del oído es adecuada para los primeros procesos, pero para el último proceso mencionado este debe ser operado dentro de una cámara reductora de sonido. Los niveles de sonido en la posición donde se localiza el operador deberían ser medidos y estar en concordancia con todas las regulaciones, asegurando además que todo el personal en el recinto de la operación de rociado debería tener sus evaluaciones auditivas periódicamente.

5.6.3.- La radiación luminosa.

El espectro de luz emitido por los dispositivos de termorociado tiene un ámbito que va desde el nivel infrarrojo hasta el extremo ultravioleta. Deben ser usados Los lentes adecuados y protección para la piel. Lentes con nivel de sombra 5 puede ser suficiente para algunos procesos de llama, pero un lente de nivel 12 es requerido para rociado por plasma y arco eléctrico. Los uniformes con telas bien tejidas y no inflamables deberían ser usados para proteger la piel contra las quemaduras. Estas últimas pueden ser causadas por las partículas calientes que salpican desde el sustrato, los gases calientes, o la luz. La radiación ultravioleta puede quemar la piel expuesta y puede penetrar telas de tejidos ligeros causando quemaduras similares a las quemaduras solares en minutos.

5.7.- Estudios recientes sobre HVOF y otros recubrimientos

Siitonen et al^[30]. en 1994, estudiaron las propiedades a la corrosión de los recubrimientos sobre aleaciones de acero inoxidable depositadas por diferentes métodos de termo-rociado, obteniendo la siguiente conclusión:

- La resistencia a la corrosión en los recubrimientos sobre acero inoxidable, ANVAL 254 SMO depositados a baja presión y a presión atmosférica es de excelente calidad al ser realizados tanto por HVOF como por DGS (detonación).

Rodríguez et al^[31]. en 1998, realizaron un estudio de las propiedades de las aleaciones base Níquel que han sido termo-rociadas por el método High Velocity Oxi-Fuel (HVOF) con un tratamiento térmico posterior, el cual arrojó las siguientes conclusiones:

- El tratamiento térmico en horno con atmósfera de argón (gas inerte) sirvió para reducir la porosidad y produjo una densificación del recubrimiento.
- El tratamiento térmico realizado con llama así como en atmósfera de argón, disminuyeron la dureza del recubrimiento, aunque la dureza obtenida en el tratamiento realizado en atmósfera de argón fue mayor comparado con el de llama.
- Un precalentamiento a 900 °C por un período de cinco minutos tiende a reducir sustancialmente la intercara entre sustrato-recubrimiento.
- La velocidad de calentamiento no tiene una influencia significativa en la microestructura del recubrimiento NiCrWBSi depositado por el proceso de HVOF.

6.- RECUBRIMIENTO CARBURO DE TUNGSTENO-COBALTO.

6.1.- Antecedentes^[32]

Este tipo de recubrimiento pertenece a la familia de los carburos cementados y a la clase de materiales refractarios, mejor conocidos en Estados Unidos como metales duros. Los carburos cementados lo integran varias mezclas de carburos y grupos de metales ferrosos, tales como: carburo tungsteno/ cobalto (fue el primer carburo cementado producido), carburo tungsteno/ carburo titanio/ carburo tantalio/ carburo niobio/ cobalto o carburo titanio / carburo molibdeno/ níquel. Estos materiales son resistentes al desgaste y duros, donde las partículas de carburo están bien cementadas por un metal dúctil de fácil adherencia.

Estos materiales primeramente fueron desarrollados en Alemania en los años veinte (1920) en respuesta a la demanda de un material modelo que tuviera suficiente resistencia al desgaste para ser usado en la producción de alambres con filamentos de tungsteno incandescente y así reemplazar los costosos moldes de diamante. El carburo de tungsteno fue primero sintetizado por el químico Francés Henri Moissan en 1890. Existen dos tipos de carburo de tungsteno: WC; el cual se separa directamente a 2800 °C (5070 °F), y el W₂C, el cual se funde a 2750 °C (4980 °F). Los primeros intentos de producir modelos para aleaciones eutécticas de WC y W₂C no fueron satisfactorios, porque el material tuvo muchas astillas o bordes y se fracturaba fácilmente. Las partículas de carburo de tungsteno en la forma de partículas fuertes, duras y finamente divididas, están pegadas dentro de un cuerpo sólido con la ayuda de un agente para cementado metálico. Los primeros experimentos con un número determinado de metales establecieron que este agente para el cementado, debía poseer las siguientes propiedades para permitir la solidificación de un cuerpo metálico duro:

- Afinidad química íntima para las partículas de carburo.
- Un punto de fusión relativamente bajo.
- Capacidad limitada de alearse con el carburo.
- Ductilidad elevada (no puede ser dañada por la operación de cementado).

Pronto fue descubierto al cobalto como el mejor material de unión y adherencia que satisface estos requerimientos. El primer trabajo fue llevado a cabo en Alemania por Lohmann y Voigtlander en 1914, por Liebmann y Laise en 1917, y por Schroeter desde 1923 a 1925. El uso de técnicas de polvos metalúrgicos propuestos por Schroeter en 1923 pavimentó el camino para obtener un producto consolidado completo. Este investigador, combinó finos polvos de WC con pequeñas cantidades de polvo de hierro, níquel o cobalto y presionando los polvos hasta compactarlos, los cuales fueron luego sinterizados a aproximadamente 1300 °C (2400 °F). Krupp perfeccionó el proceso en 1927 y negoció el primer producto de importancia comercial, la cuchilla de punta de diamante o Widia. Con el paso de los años, el material básico WC-Co ha sido modificado para producir una variedad de carburos cementados, los cuales son usados en un amplio espectro de aplicaciones, incluyendo las piezas y herramientas metálicas, la minería, la construcción, perforación de rocas, elaboración de componentes estructurales y piezas antidesgastables; aproximadamente el 50% de toda la producción de carburos es usada para aplicaciones de herramientas y piezas de corte.

6.2.- Composiciones y microestructura^[32]

El funcionamiento de las herramientas para corte elaboradas con carburos, está significativamente ligada con la composición y la microestructura, y las propiedades de las herramientas de carburos cementados dependen no solo del tipo y la cantidad de carburo, sino que también hay que considerar el tamaño de grano del carburo y la cantidad de metal adherente.

6.2.1.- Aleaciones de carburo de tungsteno-cobalto

Los primeros carburos cementados comercialmente disponibles, consistían en partículas de carburo de tungsteno adheridos con cobalto. Estos comúnmente son referidos como a grados directos. Estas aleaciones muestran excelente resistencia al desgaste abrasivo simple y por eso tienen muchas aplicaciones en el corte de metales.

La tabla 3 se refiere a las propiedades representativas de varias aleaciones de WC-Co.

Para propósitos de maquinado son generalmente usados las aleaciones con 3 a 12% de cobalto y tamaños de grano que van desde 0.5 hasta más de 5 μm .

Tabla 3.- Propiedades de Carburos Representativos Cementados con Cobalto^[32].

Composición Nominal	Tamaño de grano	Dureza	Densidad		Resistencia Transversal		Resistencia a la Compresión		Módulo de Elasticidad		Resisten. Abrasión Relativa (a)	Coef. Expansión Térmica a:		Conduct. Térmica
			g/cm ³	oz/in ³	MPa	KSi	MPa	KSi	GPa	10 ⁶ psi		200 °C (390°F)	1000 °C (1830°F)	
97WC-3Co	Medio	92.5-93.2	15.3	8.85	1590	230	5860	850	641	93	100	4.0		121
94WC-6Co	Fino	92.5-93.1	15.0	8.67	1790	260	5930	860	614	89	100	4.3	5.9	
	Medio	91.7-92.2	15.0	8.67	2000	290	5450	790	648	94	58	4.3	5.4	100
	Grueso	90.5-91.5	15.0	8.67	2210	320	5170	750	641	93	25	4.3	5.6	121
90WC-10Co	Fino	90.7-91.3	14.6	8.44	3100	450	5170	750	620	90	22			
	Grueso	87.4-88.2	14.5	8.38	2760	400	4000	580	552	80	7	5.2		112
84WC-16Co	Fino	89	13.9	8.04	3380	490	4070	590	524	76	5			
	Grueso	86-87.5	13.9	8.04	2900	420	3860	560	524	76	5	5.8	7.0	88
75WC-25Co	Medio	83-85	13.0	7.52	2550	370	3100	450	483	70	3	6.3		71
71WC-12.5TiC-12TaC-4.5Co	Medio	92.1-92.8	12.0	6.94	1380	200	5790	840	565	82	11	5.2	6.5	35
72WC-8TiC-11.5TaC-8.5Co	Medio	90.7-91.5	12.6	7.29	1720	250	5170	750	558	81	13	5.8	6.8	50
(a) basado en un valor de 100 para la mayoría de los materiales resistente a la abrasión														

La microestructura ideal de las aleaciones WC-Co debería exhibir solo dos fases: grano WC angular y la fase de adherencia con Cobalto. El contenido de Carbono debe ser controlado dentro de los estrictos límites; demasiado contenido de Carbono resulta en la presencia de grafito libre y dividido finamente, la presencia de este último en pequeñas cantidades no tiene efectos adversos en las aplicaciones de maquinado; sin embargo la deficiencia de carbono resulta en la formación de una serie de carburos dobles, ($\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ ó $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$, por ejemplo), comúnmente conocido como fase η , la cual causa severa fragilidad. Como consecuencia, la formación de la fase η implica la disolución de los carburos originales dentro del cobalto pegador, la fase η aparece como una fase formada irregularmente en la microestructura.

6.2.2.- Aleaciones de carburo de tungsteno - cobalto con tamaño de grano submicrónico

En años recientes, las aleaciones de WC- Co con carburos de tamaño de grano submicrónico han sido desarrollados para aplicaciones que requieran más dureza o resistencia en los bordes. Las aplicaciones típicas incluyen insertos, cuñas o piezas removibles y una amplia variedad de carburos sólidos para perforación y herramientas de trituración. El refinamiento de grano en estas aleaciones es obtenido por aportes pequeños de carburo de tantalio (0.25 a 3% de peso), carburo de niobio, carburo de vanadio, carburo de cromo, estas adiciones pueden ser hechas antes de la carburización del tungsteno o después en fusión del polvo. El carburo de vanadio es el más efectivo inhibidor del crecimiento de grano. El carburo de cromo, además de ser un excelente inhibidor del crecimiento del grano, proporciona excelentes propiedades mecánicas. El carburo de tantalio no es tan efectivo como el carburo de vanadio o el carburo de cromo para el refinamiento del grano.

6.2.3.- Aleaciones compuestas de Carburo de Tungsteno-Carburo de Titanio- Cobalto

Las aleaciones de WC- Co desarrolladas en los años veinte, fueron exitosas en el maquinado de aleaciones no ferrosas y fundiciones de hierro a velocidades mucho más elevadas de las que fueron posibles con herramientas de aceros rápidos; pero fueron sometidas a ataque químico y/o desgaste por difusión cuando se usan en herramientas de aceros para corte. En consecuencia, las herramientas fallaron rápidamente a velocidades no tan elevadas comparadas con aquellas usadas con aceros rápidos. Esto condujo al desarrollo de aleaciones de WC- TiC- Co. El carburo de tungsteno se difunde sin dificultad dentro de la superficie quebradiza del acero, pero la solución sólida de carburo de tungsteno y carburo de titanio resiste este tipo de ataque químico. Desafortunadamente, las soluciones de carburo de titanio y WC-TiC son más frágiles y menos resistentes a la abrasión que el carburo de tungsteno. La cantidad de carburo de titanio añadido a la aleación de WC-Co es entonces mantenido al mínimo, regularmente no mayor de un 15% de peso. El contenido de Carbono es menos crítico en las aleaciones de WC- Ti- Co que en las aleaciones de WC-

Co, y la fase η no aparece en la microestructura a menos que el Carbono sea exageradamente inadecuado. Además, el grafito libre pocas veces se presenta en estas aleaciones.

6.3.- Clasificación de los carburos cementados^[32]

A continuación se muestran los sistemas de clasificación de los carburos cementados; cada sistema tiene sus fortalezas y debilidades inherentes para la descripción de materiales específicos, que hace que exista una cercana relación entre usuario y fabricante, para hacer una mejor selección del grado apropiado para cada aplicación.

6.3.1.- Sistema de clasificación grado C

La industria de carburos en USA, emplea un sistema de clasificación orientado a ayudar en la selección de los grados apropiados de los carburos cementados. Este sistema grado C, no requiere el uso de marca comercial para identificar los grados de carburos específicos. Aunque esta clasificación simplifica la aplicación según la herramienta, no se reflejan las propiedades del material que significativamente influyen en la selección del carburo de grado adecuado. Adicionalmente, las definiciones de materiales de trabajo incluidas en este esquema de clasificación no son precisas. No hay tampoco un acuerdo sobre los significados de los términos usados para describir las varias categorías de aplicación. A pesar de las limitaciones, la clasificación de grado C ha sido exitosamente empleada por la industria fabricante desde 1942.

6.3.2.- Sistema clasificación ISO

En 1964, la Organización Internacional de Estandarización (ISO), estableció las bases de la clasificación de carburos en la recomendación R513, "Aplicación de carburos para maquinado por piezas removibles".

6.4.- Propiedades de los carburos cementados^[32]

La evaluación de las propiedades físicas y mecánicas de los materiales para herramientas es un prerrequisito importante de la selección de los grados para la aplicación dada, tanto para el corte del metal como para el desarrollo de materiales de herramientas.

6.4.1.- Fatiga térmica

Algunas veces las herramientas de carburos cementados exhiben una serie de grietas perpendiculares al borde de la herramienta cuando estas son usadas en aplicaciones de corte interrumpidas como el fresado; estas fisuras térmicas son causadas por la expansión y contracción alternante en la superficie de la herramienta, como es la zona calentada durante el corte y enfriada fuera del corte. Las grietas se inician sobre la cara posterior, y entonces se expanden desde el extremo hasta debajo del cuerpo de la herramienta, con un corte intermitente y prolongado.

Las fisuras laterales aparecen paralelas y cercanas a la zona de borde para corte, las grietas laterales y térmicas pueden unirse y causar pequeños fragmentos de material de la herramienta desprendidos. La resistencia de las herramientas de WC- Co a la fatiga térmica puede ser generalmente mejorada agregando TaC.

6.4.2.- Dureza

Determina la resistencia del material a la abrasión y al desgaste. Esta está afectada no solo por la composición sino también por el nivel de porosidad y la microestructura. Para aleaciones WC- Co con tamaño de grano comparable al WC, la dureza y la resistencia a la abrasión disminuyen con el incremento del contenido de cobalto. Sin embargo, tanto la composición como la microestructura afectan el comportamiento a la dureza, el contenido de cobalto y el tamaño de grano deben ser considerados. A un nivel de cobalto dado, la dureza mejora con el decrecimiento del tamaño de grano del WC. En la tabla 3 se muestra la dureza de estos materiales.

6.4.3.- Densidad

Para carburos cementados este parámetro es muy sensible a la composición y a la

porosidad en la muestra, y es ampliamente usada como un criterio para pruebas de control de calidad. Los valores de densidad de los carburos cementados tienen un intervalo desde 15 g/cm^3 para las aleaciones WC- Co de bajo cobalto, hasta valores de 10 ó 12 g/cm^3 para los grados de carburos altamente aleados.

6.4.4.- Porosidad

Las propiedades de los carburos cementados son dependientes de su densidad, y esto a su vez es dependiente de la composición y la porosidad. La porosidad es evaluada sobre materiales previamente pulidos. La Sociedad Americana para Ensayos y Materiales (ASTM, siglas en inglés) ha establecido un procedimiento estándar (B276) que estima tres tipos de porosidad:

- Tipo A: cubriendo diámetros de poro menor que $10 \mu\text{m}$.
- Tipo B: cubriendo diámetros de poro entre 10 y $25 \mu\text{m}$.
- Tipo C: cubriendo la porosidad desarrollada por la presencia de un carbono libre.

La porosidad del tipo A es estimada en un aumento de 200X, mientras los tipos B y C son estimados en un aumento de 100X. El grado de porosidad es dado por cuatro números dentro de un intervalo de entre 02 y 08. El número provee una medida del volumen de poros como un porcentaje total de la muestra.

6.4.5.- Resistencia al choque térmico

Esta es una importante propiedad que determina el funcionamiento de la herramienta en el fresado o maquinado. Se han sugerido los parámetros empíricos que pueden ser usados para evaluar los materiales para herramientas, para su resistencia probable al choque térmico. Un parámetro comúnmente usado es el $(\sigma K/E\alpha)$, Donde

σ : es la resistencia a la rotura transversal.

K: es la conductividad térmica.

E: es el modulo de Young.

α : es el coeficiente de expansión térmica.

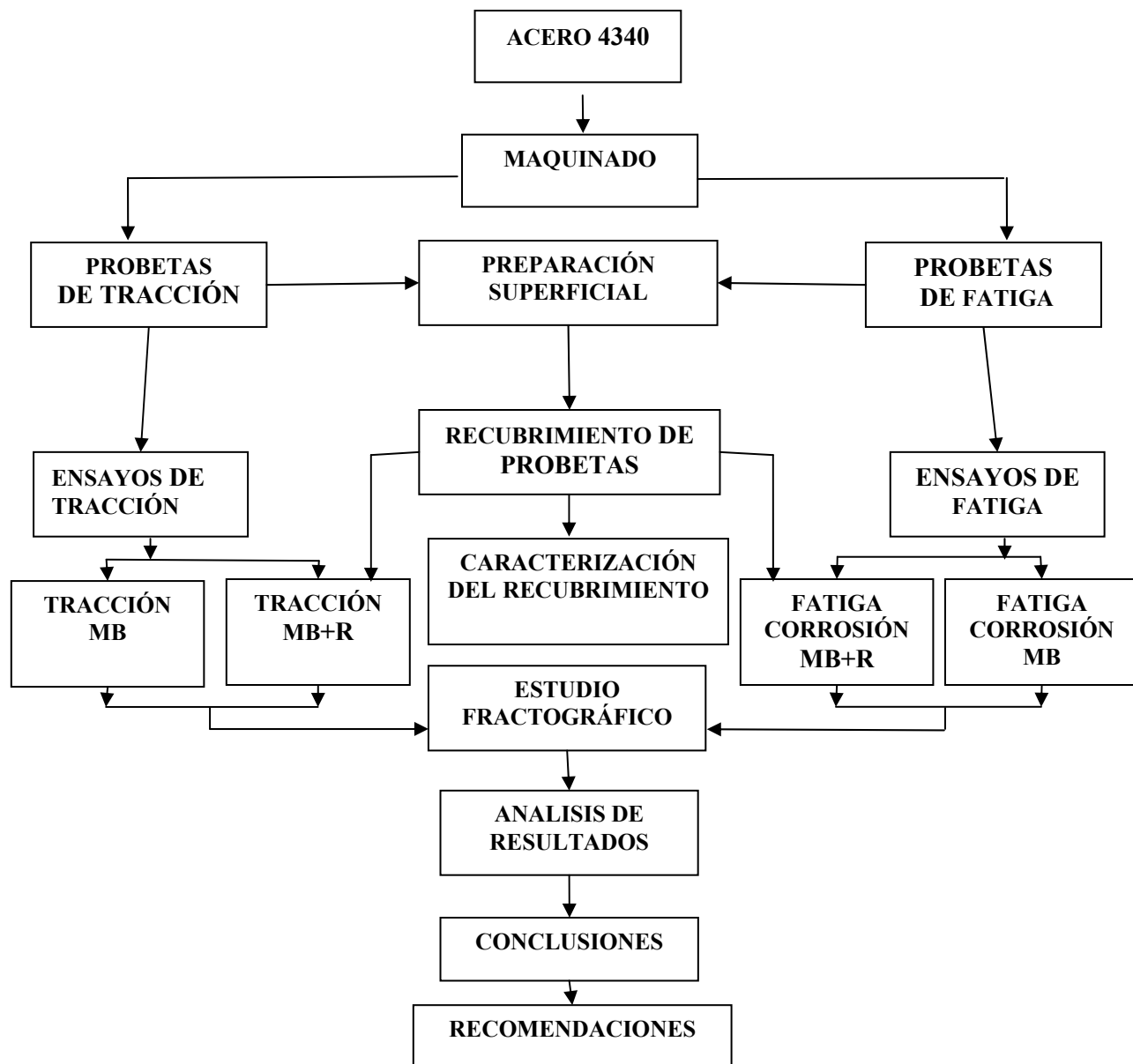
La tabla 4 indica una lista de valores representativos para algunas aleaciones de WC-Co. En general, el valor más alto de ($\sigma_K/E\alpha$.) expresa la mejor resistencia al choque térmico.

Tabla 4.- Valores representativos de algunas aleaciones de WC-Co^[32].

COMPOSICIÓN, % PESO	TAMAÑO DE GRANO WC	RESISTENCIA A LA RUPTURA TRANSVERSAL (MPa)	CONDUCTIVIDAD TÉRMICA (W/M*k)	MODULO DE YOUNG (GPa)	COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA ($\mu\text{m/m}^*\text{k}$)	RESISTENCIA AL CHOQUE TÉRMICO (kW/m)
97WC- 3Co	MEDIO	1590	121	641	5.0	60
94WC- 6Co	MEDIO	2000	100	648	5.4	57
90WC-10Co	FINO	3100	80	620	6.0	67

7.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

7.1.- Flujograma de trabajo.



7.2.- Preparación de las probetas.

Las muestras de tracción se fabricaron según la norma ASTM A 370, y sus dimensiones se indican en la figura 11.

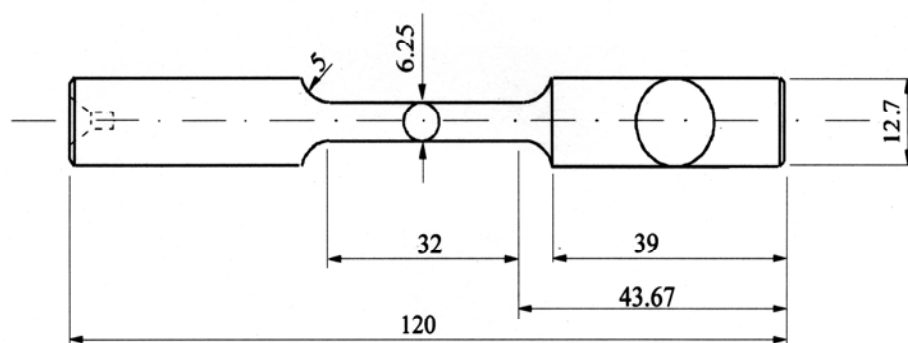


Fig.11.- Dimensiones de la muestra para ensayo de tracción. Medidas en mm

Para las muestras de fatiga se utilizó el modelo establecido por el fabricante de la máquina de ensayo de fatiga (Fig.12).

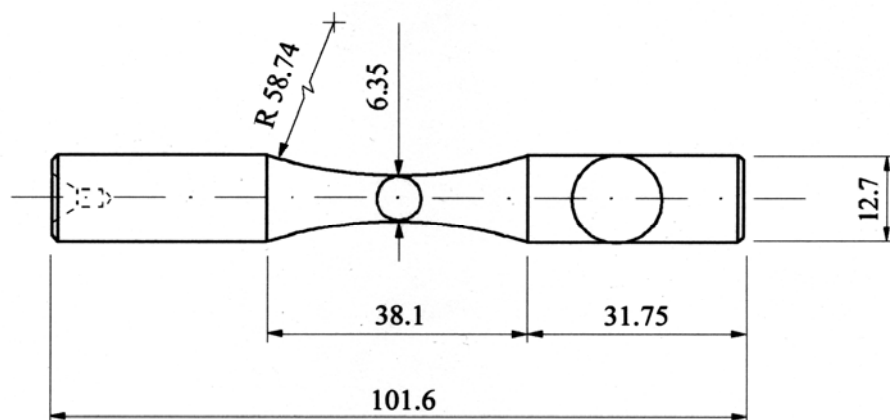


Fig.12.- Dimensiones de la muestra para ensayos de fatiga corrosión. Medidas en mm.

Para el proceso de fabricación de las probetas se procedió de manera esquemática como se indica a continuación en la tabla 5.

Tabla 5.- Hoja de procesos para la fabricación de las probetas

PASOS	OPERACIÓN	EQUIPO/ HERRAMIENTA	DETALLE TRACCION/ FATIGA
1	Aserrado	Sierra de vaivén/Segueta	Longitud final 125 / 105 mm
2	Refrentado	Torno manual/Cuchilla de refrentar	Ambas caras: Longitud final:120 / 101,6 mm
3	Taladrado	Torno manual/Broca de centro punto	Ambas caras: Penetración: 6 mm
4	Torneado	Torno manual/Cuchilla de cilindrar	Dimensiones según norma ASTM A 370/Manual del fabricante de la maquina de fatiga
5	Torneado	Torno Control Numérico/Cuchilla de cilindrar	Dimensiones según norma ASTM A 370/Manual del fabricante de la maquina de fatiga
6	Lijado	Torno manual/ Pliegos de lija N°.240,320,400,500,600,12 00,1500 y 2000	Hasta obtener una superficie especular

7.2.1.- Preparación superficial.

Una vez dimensionadas las probetas, se procedió a lijar cada una de estas en un torno marca MYFORD TIPO ML7-R, el cual se indica en la figura 13. El lijado se hizo con papeles esmeril de Si-C de números 240, 320, 400, 500, 600, 1200, 1500 y 2000, en seco y en dirección axial al eje principal de la probeta, obteniendo un lijado diagonal, libre de entallas circunferenciales generadas en el maquinado, que pudieran ser fuentes de inicio de grietas durante los ensayos.

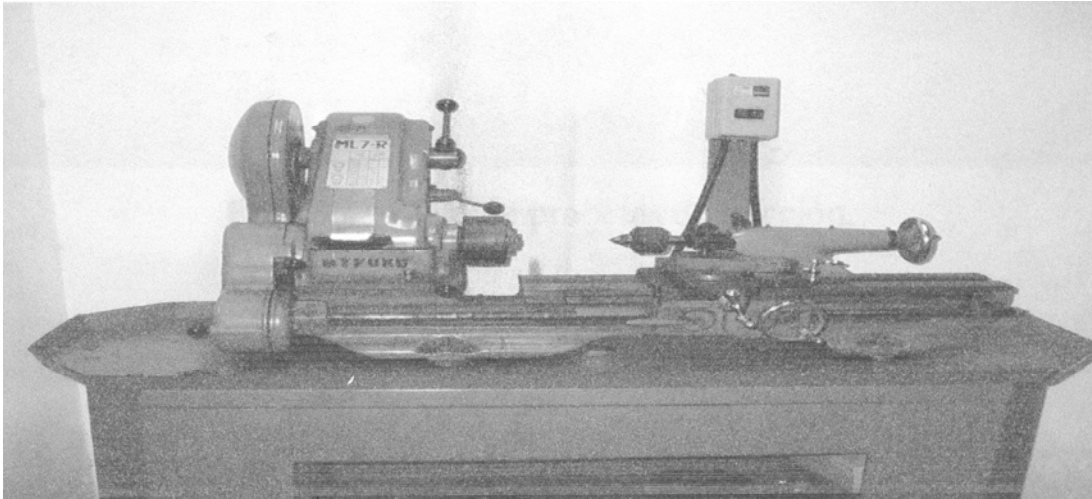


Fig.13.- Torno mecánico.

7.2.2.- Recubrimiento.

Luego de haber logrado una superficie especular , se procedió a unir las probetas en grupos de cinco (5) por medio de abrazaderas galvanizadas, luego se envolvió cada grupo en un plástico acolchado con burbujas de aire para proteger las probetas contra impactos. Estas probetas fueron embaladas y llevadas a PLASMATEC Ingenieros C.A. ubicada en la carretera vieja de Petare-Guarenas, Edo. Miranda. Se recubrieron todas las probetas necesarias para los ensayos de tracción fatiga con un espesor proporcionado por la compañía de aproximadamente 200 μm .

7.2.3.- Caracterización del recubrimiento.

7.2.3.1.- Espesor.

Para este estudio se realizó una selección dentro de las probetas sin ensayar. A esta se le realizó un (1) corte transversal de aproximadamente 4mm de espesor con la intención de obtener una sección plana (tajada) en la zona calibrada del centro de la probeta hacia un lado, esta muestra fue embutida para luego ser pulida.

Posteriormente la muestra fue limpiada con detergente líquido, un cepillo de cerdas suaves y agua; luego se colocó la muestra en un envase de vidrio con acetona, en un equipo

de limpieza ultrasónica marca Buehler, modelo Ultramet II, durante 15 minutos, luego se cambió la acetona y se colocaron por 15 minutos más. Se quitó el resto de acetona con agua, se le roció a la muestra unas gotas de alcohol y fue secada con una corriente de aire caliente, se realizó este procedimiento antes y después del pulido los cortes se realizaron con una cortadora de precisión Buehler y el pulido con una pulidora Ecomet5.

Luego la muestra fue atacada con una solución de nital al 4%, para revelar mejor la microestructura y se procedió a utilizar la técnica de microscopía electrónica de barrido (M.E.B).

La figura 14 muestra la fotomicrografía de la cual fue tomado el valor del espesor del recubrimiento, siendo en promedio un valor aproximado de 230 μm .

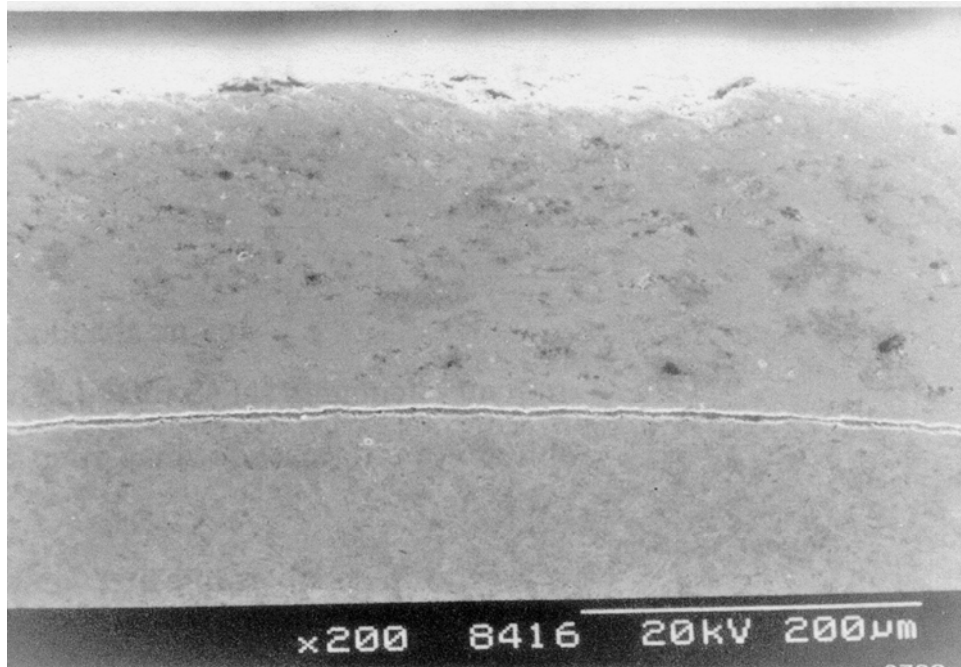


Fig. 14.- Fotomicrografía de donde fue tomado el valor del espesor del recubrimiento.

7.2.3.2.- Dureza.

Se tomó una probeta recubierta con WC-Co al azar. Luego se le realizó un corte transversal en el hombro de la misma y así obtener dos mitades de probeta. Se hizo un corte longitudinal, para luego también hacerle otro corte transversal con la intención de obtener una sección plana (tajada), de 4 mm de espesor, esta muestra fue embutida para luego ser

pulida.

Se realizó el ensayo de microdureza en un microscopio óptico marca Leitz modelo Metallux, el cual tiene ajustado un dispositivo para medir dureza Vickers. Se realizaron diez (10) mediciones aplicando una carga de 300gf, la cual es aplicada en forma progresiva por el equipo en un intervalo de tiempo entre (1,59 - 2,03) min. El valor obtenido es el tamaño, en micras de las diagonales del cuadrado que deja la huella.

La ecuación utilizada es la siguiente:

$$HVN = \frac{2 * \text{sen}(\alpha / 2) * P}{L^2} = \frac{1.854 * P}{L^2}$$

Donde:

P : es la carga aplicada en kgf.

L : el promedio del valor de las diagonales en mm.

α : es el ángulo entre caras opuestas de la pirámide.

El valor obtenido de la dureza del recubrimiento es:

$$HVN_{0,3} = 980 \text{ kgf} / \text{mm}^2$$

Basado en la norma ASTM 739 se determinó que para obtener una ecuación confiable de Basquin, se necesitan ensayar 6 muestras por cada nivel de esfuerzo, es decir 24 muestras en total para cada tipo de ensayo, y para reportar confiablemente las propiedades estáticas se necesitan ensayar 3 muestras de tracción, respectivamente.

7.3.- Ensayo de tracción.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal marca INSTRON modelo 8502; tales pruebas fueron llevadas a cabo a una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 3 mm/min. Los datos correspondientes a este ensayo (Alargamiento vs. Carga) fueron almacenados en la memoria del computador controlador de la máquina, la cual se observa en la figura 15.

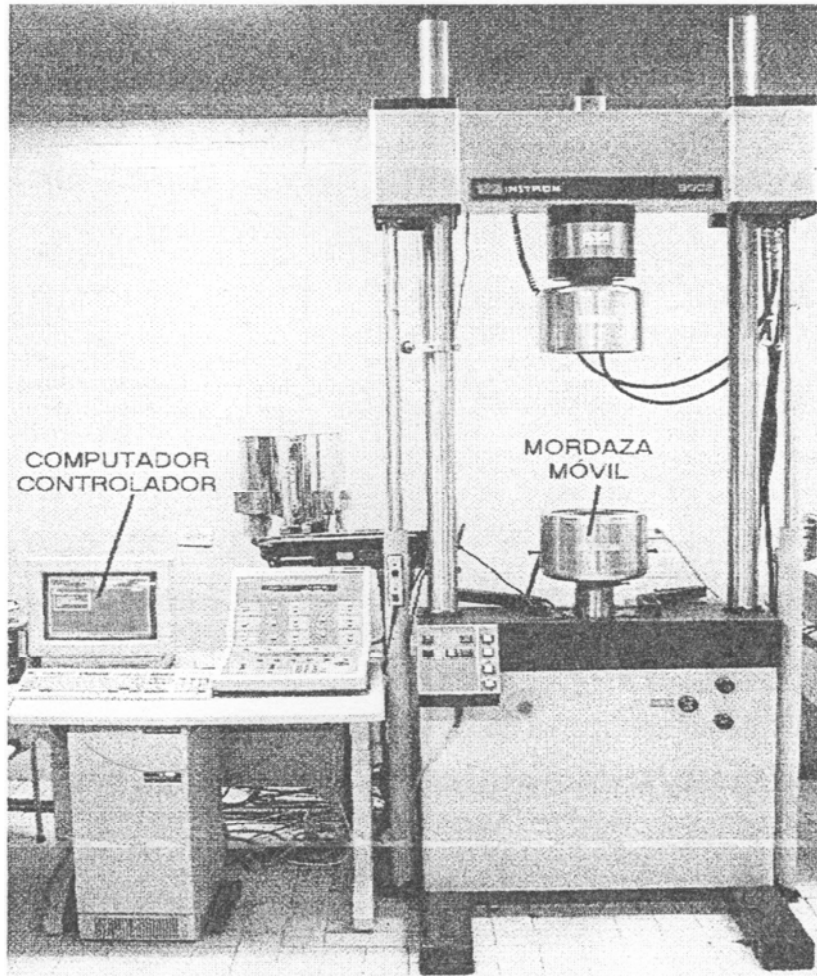


Fig. 15.- Máquina de ensayo de tracción

Según lo estipulado en la norma ASTM A370 se realizó el ensayo a tres (3) probetas; los valores obtenidos para cada ensayo corresponden al alargamiento de la probeta (Δl_i), sin corrección por deformación elástica de los componentes de máquina, y a la carga aplicada (F_i). Estos datos fueron almacenados en la máquina que controla el ensayo. Se hicieron las mediciones del diámetro inicial y del diámetro final de cada probeta con un vernier digital, para obtener el área inicial y final de su sección transversal respectivamente.

Con el objeto de hacer la corrección por la deformación elástica de los elementos de máquina involucrados en el sistema de carga, se aplicó la siguiente ecuación que corrige el alargamiento de la probeta:

$$(\Delta l_i)_{\text{corr}} = \Delta l_i - F_i * \left[\frac{K_{\text{teo}} - K_{\text{exp}}}{K_{\text{teo}} * K_{\text{exp}}} \right]$$

Donde:

- $(\Delta l_i)_{\text{corr}}$ = elongación corregida de la probeta
- Δl_i = elongación sin corrección de la probeta.
- F_i = fuerza con que se carga la máquina.
- K_{teo} = rigidez teórica de la probeta.
- K_{exp} = rigidez experimental del conjunto.

Por otra parte:

$$K_{\text{teo}} = \frac{A_o * E}{L_o} \quad ; \quad K_{\text{exp}} = \frac{\sum F_i}{\sum \Delta l_i}$$

Donde:

- A_o = área inicial de la sección transversal del ensayo; $A_o = \frac{D_o^2 * \pi}{4}$
- E = Módulo de elasticidad del acero (207 GPa)
- L_o = Longitud inicial de la sección de ensayo (32 cm)

7.4.- Obtención de la curva esfuerzo - deformación real.

Una vez corregido el alargamiento de la probeta, para cada estado de carga correspondiente (F_i), se construyó la curva esfuerzo - deformación real (σ vs. ϵ) a partir de la curva esfuerzo - deformación ingenieril (S vs. e).

$$S_i = \frac{F_i}{A_o} \quad \text{Esfuerzo Ingenieril}$$

$$e_i = \frac{(\Delta l_i)_{\text{corr}}}{L_o} \quad \text{Deformación Ingenieril.}$$

$\sigma_i = S_i * (1 + e_i)$ Esfuerzo Real.

$\epsilon_i = L_n (1 + e_i)$ Deformación Real.

De aquí se obtienen los siguientes parámetros: esfuerzo de fluencia (σ_y) a 0,02% de la deformación total, resistencia a la tracción (S_u), resistencia a la fractura (S_f), esfuerzo real a carga máxima (σ_u), esfuerzo real a la fractura (σ_f).

Estos parámetros se obtuvieron para cada una de las probetas, y luego se tomó un promedio y su respectiva desviación estándar, lo cual se hizo tanto para el material base como para el material recubierto, y así compararlos para analizar la influencia del recubrimiento en las propiedades mecánicas estáticas del material base.

7.5.- Ensayo de fatiga-corrosión.

Los ensayos de fatiga-corrosión, se realizaron en una máquina de flexión rotativa marca Fatigue Dynamics Inc; modelo RBF - 200, (figura 16). Esta máquina está diseñada para aplicar cargas totalmente invertidas en voladizo sobre probetas cilíndricas; la misma posee un contador de ciclos y un regulador de velocidades que varían entre 500 y 10000 r.p.m. Los extremos de las probetas son sujetadas mediante mordazas acopladas al eje del motor y a un eje cónico, el cual va unido a una barra graduada en función del momento flector (M), que es producido por la carga aplicada.

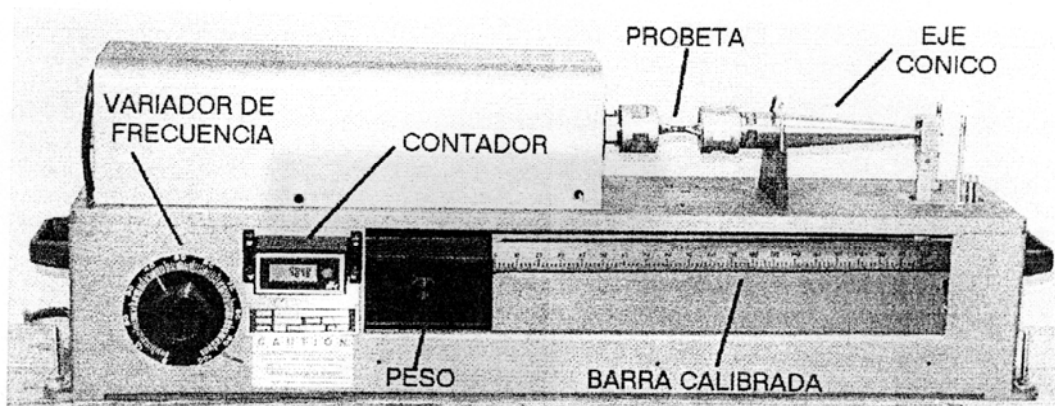


Fig. 16.- Máquina para ensayos de Fatiga. (Vista Frontal).

El nivel de esfuerzo necesario para cada ensayo es aplicado a través de la barra calibrada en función del momento flector, y para ello se utiliza la ecuación que relaciona al momento flector con el esfuerzo:

$$S = \frac{M * C}{I} \implies M = \frac{S * I}{C}$$

Donde:

- M = Momento flector.
- S = Esfuerzo aplicado.
- I = Momento polar de inercia.
- C = Distancia desde el eje neutro de la carga hasta la superficie de la probeta.
- C = D/2; D = diámetro menor de la probeta.

Para una barra de sección circular se tiene: $I = \frac{\pi * D^4}{64}$

Sustituyendo se tiene:

$$M = \frac{(\pi * D^4 / 64)}{D / 2} = \frac{S * \pi * D^3}{32}$$

$$M = 0,0982 * S * D^3 \text{ [Lbf-pulg]}$$

En vista que las unidades utilizadas para el esfuerzo fueron en MPa y para el diámetro en mm, es necesario transformarlas a libras y a pulgadas respectivamente, ya que son las unidades en las que esta calibrada la barra que aplica el momento.

Entonces se tiene:

$$M = 0,0982 * (S * 145) * (D * 0,0394)^3 = 0,00087 * S * D^3 \text{ [Lbf - pulg]}.$$

Las unidades del esfuerzo son MPa y las del diámetro son mm.

Con la ecuación $M = 0,0982 * S * D^3$, la cual es suministrada por el fabricante del equipo de ensayos de fatiga, se calculó el momento requerido para obtener cada uno de los niveles de esfuerzos requeridos. Para determinar la zona de vida finita se tomaron grupos de 6 probetas para cada nivel de esfuerzo y se ensayaron hasta la fractura, esto se repitió para todas las condiciones del material (material base y material base + recubrimiento).

Una vez hecho esto, se aplica el siguiente procedimiento para realizar el ensayo de fatiga-corrosión:

- Verificar que la máquina esté apagada.
- Colocar el nivel de la barra en cero.
- Colocar la mordaza derecha en la probeta e introducirla en el husillo, colocar la rosca y apretar.
- Colocar la segunda rosca y la otra mordaza en el lado izquierdo de la probeta e introducirla en el husillo izquierdo de la máquina y apretar un poco la rosca.
- Acoplar la probeta de tal manera que tenga el menos movimiento posible de vaivén y así evitar movimientos bruscos durante el ensayo (vibraciones) que puedan afectar los resultados.
- Ajustar el tornillo que activa el apagado automático.
- Colocar el contador en cero.
- Encender la máquina y verificar la vibración, si es muy fuerte, apagar la máquina y ajustar la probeta hasta lograr la máxima estabilidad posible.
- Acoplar la cámara de corrosión alrededor de la probeta.
- Encender la bomba de circulación.
- Regular el suministro del líquido corrosivo.
- Deslizar el peso de la barra hasta el valor calculado del momento.

Para estos ensayos de fatiga-corrosión se utilizaron los siguientes accesorios: Bomba de circulación y Cámara de Corrosión. La Bomba de circulación tiene como finalidad mantener un suministro continuo del líquido corrosivo, el cual es conducido por medio de mangueras a la cámara de corrosión. Esta bomba está acoplada al motor principal

por medio de un eje. La función principal de la Cámara de corrosión es la de envolver a la probeta para no permitir fugas del líquido corrosivo, el cual causaría severos daños a la máquina.

En las Figuras 17 y 18 se muestran la bomba de circulación y la cámara de corrosión respectivamente.

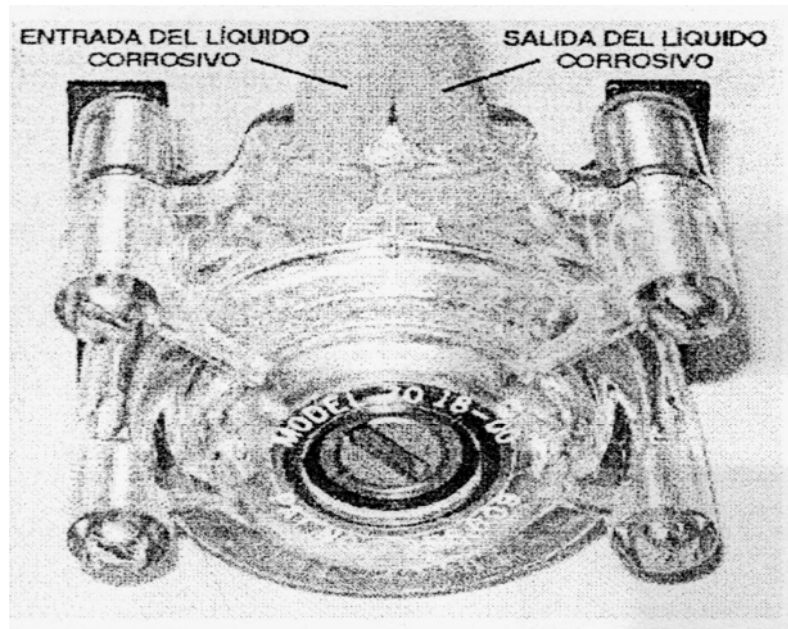


Fig. 17.- Detalle de la Bomba de circulación.

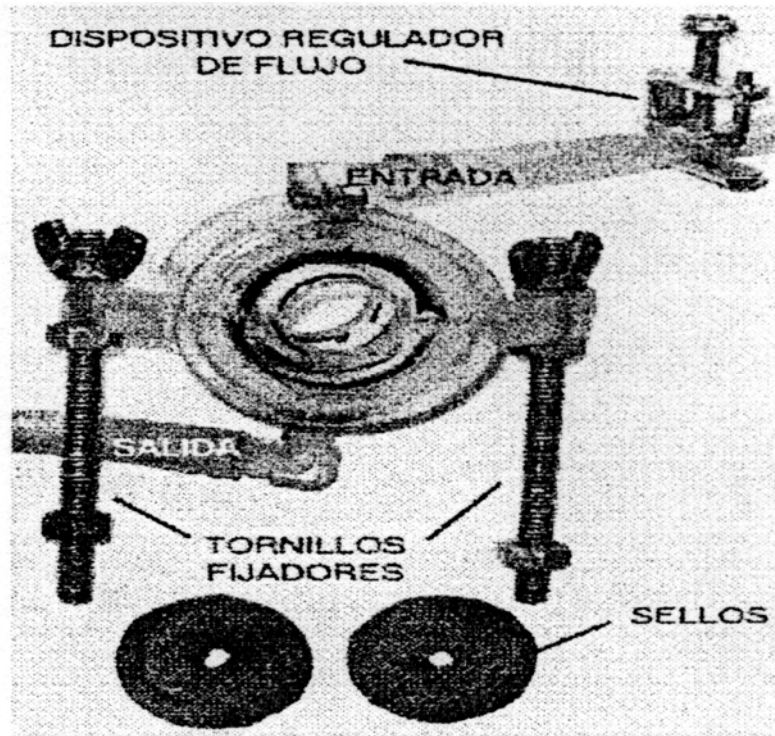


Fig. 18.- Cámara de Corrosión

7.6.- Determinación de los parámetros de la ecuación de Basquin.

Se obtuvieron los parámetros de la relación de Basquin y las ecuaciones de vida a la fatiga para dos condiciones distintas:

1. fatiga-corrosión material base.
2. fatiga-corrosión material recubierto.

Para cada condición, se trabajó con cuatro (4) niveles de esfuerzo y se ensayaron seis (6) probetas para cada nivel, para un total de veinticuatro (24) probetas para cada condición; en el ensayo de fatiga-corrosión del material base se trabajó con los siguientes porcentajes del esfuerzo de fluencia: 61, 65, 69, 72%, mientras que para el material recubierto se trabajó con: 65, 69, 73, 77% del esfuerzo de fluencia del material recubierto.

Para determinar la relación entre el esfuerzo aplicado (S) y los ciclos para la falla (N_f) se utilizó la ecuación de Basquin.

Para obtener esta ecuación, se aplicó un método de regresión lineal a partir de los

valores obtenidos en cada ensayo. Cada curva de Basquin se construyó a partir de los cuatro (4) niveles de esfuerzo para cada condición, con sus respectivos ciclos a falla para cada una de las seis (6) probetas ensayadas. Al graficar $\text{Log}(S)$ vs. $\text{Log}(N_f)$ se obtiene los veinticuatro (24) puntos a los que se le aplicó la regresión lineal. Se obtuvo la ecuación de una recta con su respectivo coeficiente de correlación lineal, donde el corte con las ordenadas es el parámetro S_f y la pendiente es el parámetro b .

Los valores del esfuerzo, número de ciclos y número de muestras se reportan en la Tablas 6 a la 11, y las graficas generadas por estos resultados se muestran en las figuras.

7.7.- Estudio fractográfico

El estudio fractográfico se hizo con la finalidad de caracterizar los mecanismos de falla que actuaron sobre las probetas ensayadas en fatiga-corrosión. El estudio se hizo a través de la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB), la cual permite analizar de una manera adecuada los mecanismos de falla de fatiga-corrosión, así como la nucleación y crecimiento de grietas. El estudio se llevó a cabo sobre las superficies de fractura de las probetas seleccionadas y sobre la sección longitudinal de las mismas.

Para realizar los estudios fractográficos se utilizaron las probetas más representativas del nivel de esfuerzo más alto y más bajo de los ensayos de fatiga-corrosión del material base recubierto con WC - Co. Estas fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido antes mencionado. Se estudiaron dos tipos de probetas, la sección de ruptura y un corte longitudinal de cada una de ellas.

7.7.1.- Preparación de las muestras

Previo a dicho estudio se procedió de la siguiente manera, para preparar cada una de las muestras: se dispuso de las dos mitades de cada una de las probetas de los diferentes niveles de esfuerzo y a 4 mm de la superficie de fractura se procedió a realizar sendos cortes transversales. Luego a las dos mitades restantes de cada nivel de esfuerzo, se le realizaron cortes longitudinales partiendo desde la superficie de fractura hacia el hombro de

la probeta para poder realizar el estudio en esta zona. Estos cortes fueron realizados en la cortadora de precisión Buehler.

Una vez obtenidos los cortes transversales, se lavaron las muestras con detergente cepillando cuidadosamente la superficie de fractura, luego se limpiaron con ultrasonido en un equipo de limpieza ultrasónica marca Buehler, modelo Ultramet II, la cual se muestra en la figura 19, sumergida totalmente en acetona en un vicker pequeño durante un periodo de 30 minutos aproximadamente, cada una por separado, con la finalidad de realizar una limpieza superficial para eliminar restos de grasa u óxidos depositados en la superficie de fractura, para una mejor observación de la microestructura y del inicio de grieta, propagación y fractura de las muestras en el microscopio. Seguidamente se guardaron las muestras en unos portamuestras previamente identificados para llevarlos luego al desecador.



Fig.19.- Equipo limpiador ultrasónico Buehler Ecomet II.

A los cortes longitudinales se les realizó el mismo procedimiento de lavado, cepillado y ultrasonido, con la diferencia que estas fueron embutidas en baquelita para ser pulidas con Alúmina de hasta $0,03\ \mu\text{m}$ en una pulidora Ecomet5, la cual se muestra en la

figura 20, luego fueron desembutidas y limpiadas nuevamente con ultrasonido para ser llevadas finalmente a sus respectivos portamuestras e introducidas al desecador.



Fig.20.- Pulidora Buehler Ecomet II.

Para poder adaptar las muestras al microscopio, estas fueron montadas sobre unas bases especialmente diseñadas para este, utilizando para ello una pega instantánea; debido a la naturaleza aislante de la pega, se utilizó una pintura de plata para garantizar la conductividad entre la muestra y su base.

La sesión de MEB en el equipo ubicado el laboratorio de Microscopia Electrónica de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica, a través de un microscopio electrónico de barrido (M.E.B.), marca Phillips, modelo XL30, con un voltaje de aceleración de 25 kV, usando un modelo de imágenes de electrones secundarios para el estudio de la superficie de fractura. Para hacer el estudio de una manera sistemática, se realizó una observación de la superficie de fractura y se estudiaron en detalle ciertos inicios de grietas, los cuales presentaban el mayor avance hasta la zona final de fractura dúctil. Los detalles mas significativos de la superficie se fotografiaron para luego hacer un análisis posterior. De la misma manera se procedió para las muestras de sección longitudinal.

8.- TABLAS Y GRAFICAS DE LOS ENSAYOS DE TRACCION Y FATIGA

Tabla 6.- Resultados de los ensayos de tracción del acero SAE 4340

Probeta	Esf.Fluencia (Mpa)	Res.Traccion (Mpa)	Esf.Traccion (Mpa)	Esf.Fractura (Mpa)	%Reduc. Area	%Elongac.
1	985	1102.83	1169.72	1689.95	54.62	13.98
2	995	1120.39	1199.52	1712.44	52.68	13.18
3	948	1104.04	1173.8	1817.64	57.16	13.41
PROMEDIO	976.00	1109.09	1181.01	1740.01	54.82	13.52
D.E.	24.8	9.8	16.2	68.2	2.2	0.4

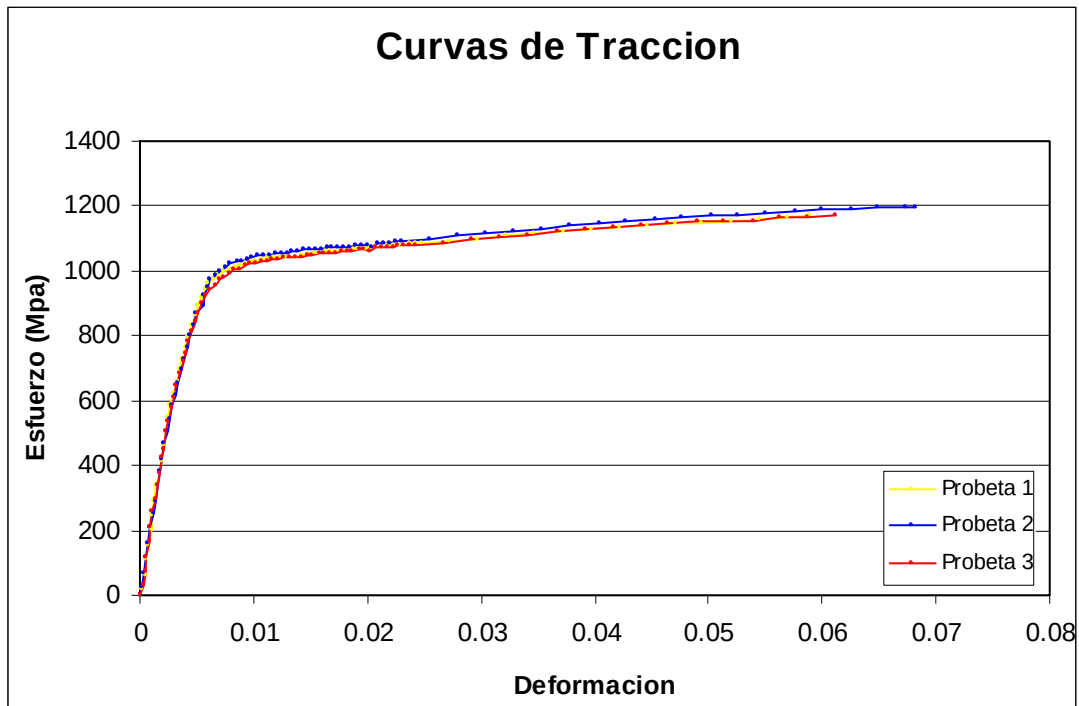


Fig. 21.- Curvas de tracción del acero SAE 4340

Tabla 7.- Resultados de los ensayos de tracción del acero SAE 4340 recubierto con WC-Co

Probeta	Esf.Fluencia (Mpa)	Res.Traccion (Mpa)	Esf.Traccion (Mpa)	Esf.Fractura (Mpa)	%Reduc. Area	%Elongac.
1	869	950.02	1010.78	1786.62	64.14	13.98
2	867	954.4	1018.62	1742.22	61.91	14.03
3	864	948.99	1010.34	1805.91	64.4	13.61
PROMEDIO	867	951.14	1013.25	1778.25	63.483	13.87
D.E.	2.5	2.9	4.7	32.7	1.4	0.23

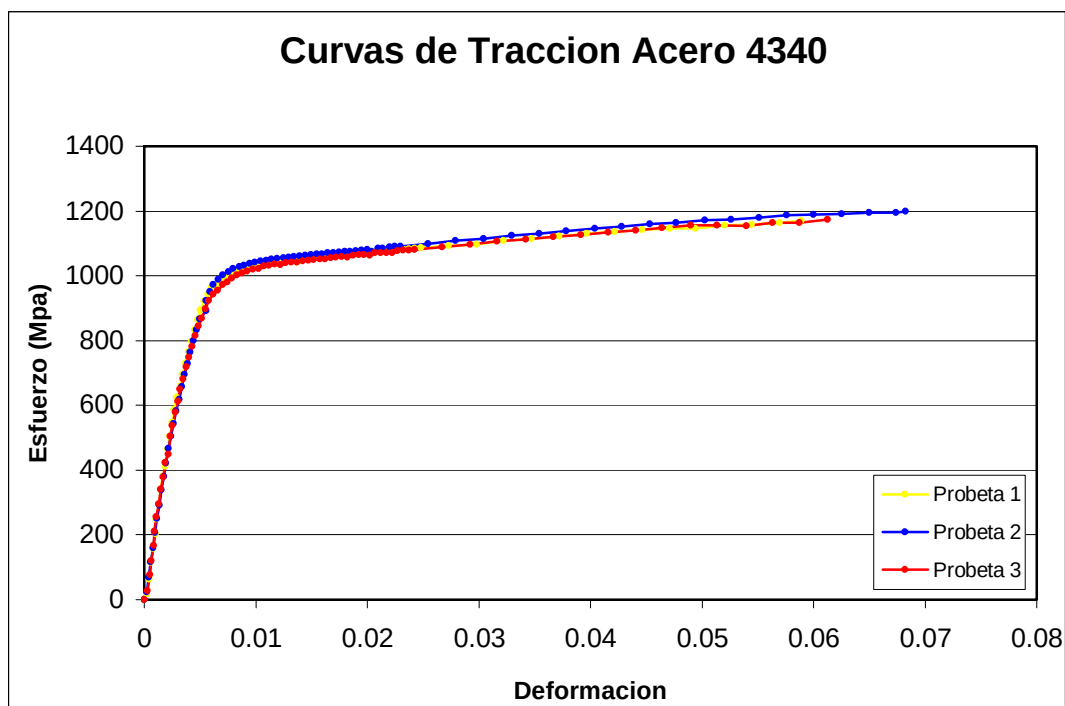


Fig. 22.- Curvas de tracción del acero SAE 4340 recubierto con WC-Co

Tabla 8.-Resultados de los ensayos de fatiga-Corrosión acero 4340

Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6.42	162.1	704	28,400	1	6.32	139.2	634	49,800
2	6.37	158.3		22,100	2	6.36	141.9		48,200
3	6.54	171.3		30,000	3	6.26	135.3		66,500
4	6.6	176.1		28,500	4	6.43	146.6		61,200
5	6.22	147.4		25,300	5	6.65	162.2		34,500
6	6.71	185.0		17,500	6	6.42	146.0		75,500
Promedio				25,300	Promedio				55,950
Desviación estándar				4,754	Desviación estándar				14,691
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6.47	157.6	669	40,500	1	6.29	129.7	599	61,600
2	6.5	159.8		30,900	2	6.49	142.5		55,600
3	6.45	156.2		40,400	3	6.48	141.8		63,400
4	6.51	160.6		45,500	4	6.46	140.5		58,700
5	6.33	147.6		42,500	5	6.24	126.6		67,100
6	6.57	165.1		48,700	6	6.37	134.7		64,700
Promedio				41,417	Promedio				61,850
Desviación estándar				6,056	Desviación estándar				4,175

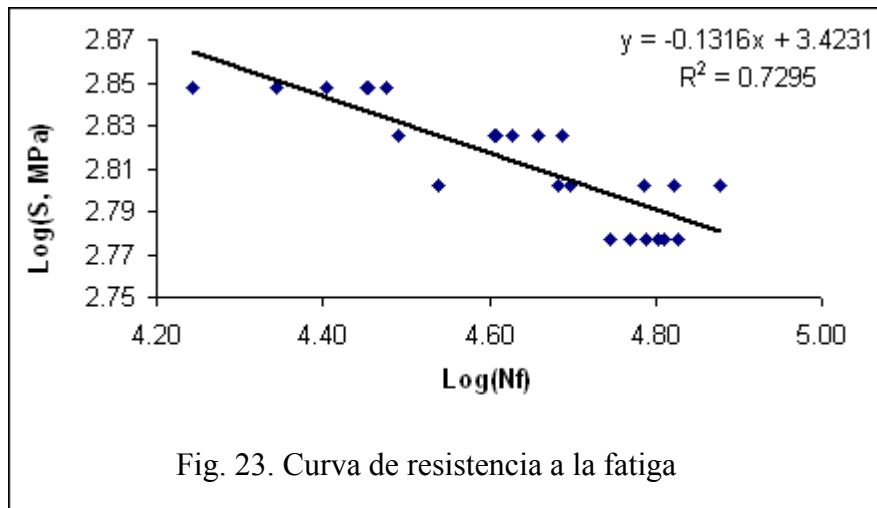


Tabla 9.-Obtención de la ecuación de basquin.			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.1316	b =	-0.1316
Intersección (eje Y)	3.4231	Sf =	2,649.07
R2 =	0.7295	Ecuación de Basquin	

Tabla 10.-Resultados de los ensayos de fatiga-Corrosión acero 4340 + WC-Co

Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6.87	159.1	564	66,900	1	7.06	194.1	634	48,900
2	6.85	157.7		68,600	2	7.01	190.0		22,900
3	6.93	163.3		52,900	3	6.89	180.4		20,900
4	6.85	157.7		54,900	4	6.78	171.9		46,800
5	6.98	166.9		49,400	5	6.78	171.9		39,600
6	6.92	162.6		53,900	6	6.8	173.4		38,200
Promedio				57,767	Promedio				36,217
Desviación estándar				7,970	Desviación estándar				11,834
Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Diámetro	Momento	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	6.7	175.1	669	17,000	1	6.54	145.8	599	25,300
2	6.83	185.4		14,300	2	6.83	166.0		32,500
3	6.47	157.6		6,300	3	6.7	156.7		37,200
4	6.88	189.5		7,600	4	6.92	172.7		27,300
5	6.83	185.4		9,700	5	6.65	153.3		48,600
6	6.84	186.3		10,600	6	6.58	148.5		58,600
Promedio				10,917	Promedio				38,250
Desviación estándar				4,058	Desviación estándar				12,985

Fig. 24. Curva de resistencia a la fatiga

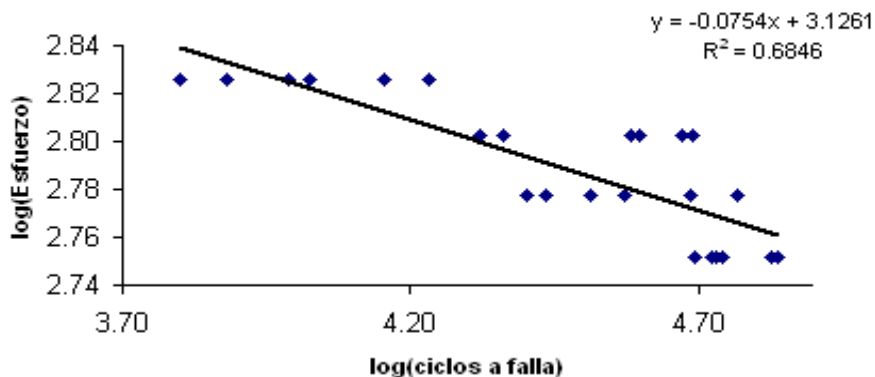


Tabla 11.-Obtención de la ecuación de basquin.

Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.0754	b =	-0.0754
Intersección (eje Y)	3.1261	Sf =	1,336.83
R2 =	0.6846	Ecuación de Basquin	

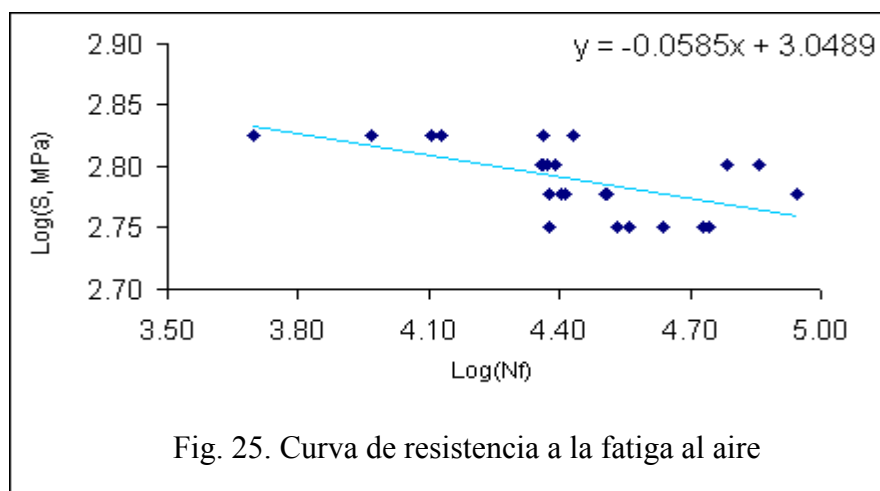


Tabla 12.-Obtención de la ecuación de basquin.			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.0585	b =	-0.0585
Intersección (eje Y)	3.0489	Sf =	1,119.11
R2 =	0.3382	Ecuación de Basquin	

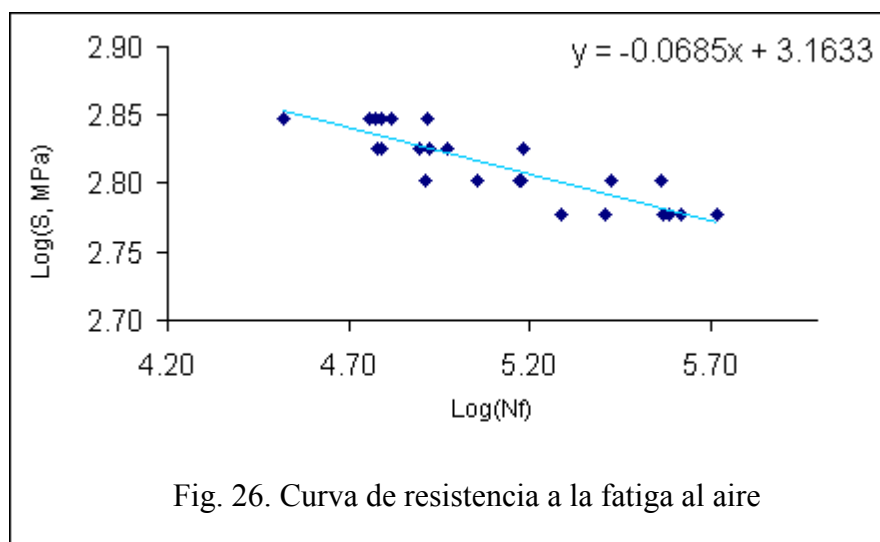
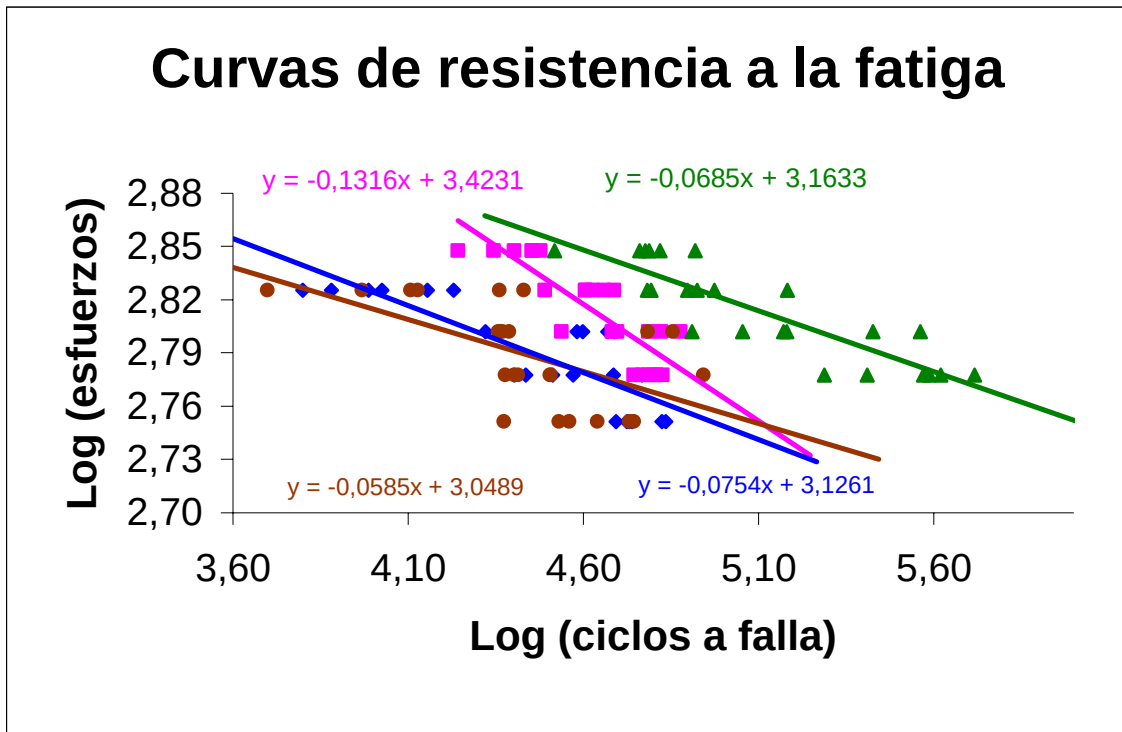


Tabla 13.-Obtención de la ecuación de basquin.			
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.0685	b =	-0.0685
Intersección (eje Y)	3.1633	Sf =	1,456.34
R2 =	0.7636	Ecuación de Basquin	



- FATIGA AL AIRE MB
- FATIGA AL AIRE MB + WC-Co
- FATIGA – CORROSIÓN MB
- FATIGA – CORROSIÓN MB + WC-Co

MB: Material base

WC-Co: Recubrimiento

Fig. 27.- Curvas de resistencia a la fatiga del acero SAE 4340 ensayado bajo las cuatro Condiciones.

9.- ANALISIS DE RESULTADOS

Una vez culminados los ensayos y estudios concernientes al comportamiento del recubrimiento WC-Co depositado por termorociado sobre el acero SAE 4340, se procede a realizar el análisis de los resultados obtenidos. La gran interrogante seria: ¿Qué influencia tuvo dicho recubrimiento sobre el comportamiento a la corrosión-fatiga de este sustrato?.

Comenzaremos por los ensayos de tracción realizados tanto al material base como al material recubierto, se analizará las propiedades mecánicas estáticas para ambas condiciones, en base a los promedios y las desviaciones estándar obtenidos.

Fueron ensayadas a tracción, seis (6) probetas, de las cuales tres (3) corresponden al material base y tres (3) para el material recubierto. En las tablas 6 y 7 se muestran los resultados obtenidos para ambas condiciones respectivamente. En dichas tablas se pueden apreciar los valores obtenidos para las propiedades de Esfuerzo de fluencia (σ_y), Resistencia a la tracción (S_u), Esfuerzo real a carga máxima (σ_u), Esfuerzo de fractura real (σ_f) y porcentajes tanto de reducción de área como de elongación.

Debajo de cada tabla se encuentra su gráfica correspondiente (figuras 21 y 22 respectivamente), en las cuales se muestran las curvas de Esfuerzo vs. Deformación real para cada una de las tres (3) probetas ensayadas, tanto para el acero SAE 4340 como para el mismo acero recubierto con un depósito de WC – 12%Co.

Con respecto al esfuerzo de fluencia (σ_y), hubo una disminución de 109 MPa lo cual esta por el orden del 11%, lo que implica que el material recubierto pasaría mas rápido de la zona elástica a la zona plástica. Es de hacer notar, que para la resistencia a la tracción (S_u) y el esfuerzo de tracción real (σ_u), la disminución esta cercana a los 160 MPa, es decir por encima del 14%. Enfocándonos en el esfuerzo de fractura real (σ_f), se puede notar que existe un incremento en esta propiedad de hasta 38 MPa (alrededor del 2%).

Haciendo una comparación con la tabla 2 de características mecánicas del acero AISI 4340 y con la información suministrada por SUMINDU S.A., según certificado de calidad correspondiente, el material tuvo un comportamiento satisfactorio y se ajusto muy bien según los resultados obtenidos.

Para obtener los resultados de fatiga-corrosión se ensayaron cuarenta y ocho (48) probetas, de las cuales veinticuatro (24) correspondieron al material base y veinticuatro (24) para el material recubierto. Se distribuyó seis (6) muestras para cada uno de los cuatro esfuerzos y para cada condición. Los ensayos se realizaron en un intervalo de esfuerzo comprendido desde 704 hasta 599 MPa para el material base, lo que implica un porcentaje del esfuerzo de fluencia (σ_f) entre 72 hasta 61%. Para la condición de fatiga-corrosión del material recubierto el intervalo de esfuerzo se encuentra entre 669 y 564 MPa lo que se traduce en 77 hasta 65% del esfuerzo de fluencia del material recubierto.

Con respecto al material recubierto hubo que hacer una disminución en el nivel de esfuerzo mas alto, debido a que al medir el diámetro de la probeta y calcular el momento que se debía aplicar con el peso en la barra calibrada de la maquina de ensayo de fatiga, se

excedía del rango de la misma, es por eso que en lugar de 704 MPa se bajo hasta el nivel de 564 MPa para poder mantener una misma proporción entre un nivel de esfuerzo y otro.

Todos y cada uno de los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga-corrosión se muestran en las tablas 8 y 10. En estas se presenta la enumeración de las probetas ensayadas, el diámetro de cada una de ellas, el momento flector al cual fueron sometidas calculados según el diámetro menor encontrado en la zona calibrada la probeta, el esfuerzo aplicado (en MPa) del cual deriva el momento flector antes mencionado, también se muestran los ciclos a falla (N_f), los cuales indican a que número de vueltas fracturó la probeta debido al esfuerzo alternante aplicado. Y por último se puede apreciar en estas tablas, los promedios y las desviaciones estándar para los ciclos a falla en cada uno de los respectivos niveles de esfuerzo, tanto para el material base como para el material recubierto.

En las figuras 23 y 24 se muestran las curvas Log – Log de resistencia a la fatiga-corrosión para el material base y para el material recubierto respectivamente. En ellas se hace una representación gráfica del logaritmo del esfuerzo aplicado (S) en MPa vs. el logaritmo del número de ciclos a falla (N_f).

En las tablas 9 y 11 encontramos los parámetros de la ecuación de Basquin, los cuales fueron obtenidos mediante una regresión lineal realizada a los veinticuatro(24) puntos de cada curva, donde el antilogaritmo del corte con el eje ordenado , es el coeficiente de resistencia a la fatiga (S_f), y la pendiente de la recta es el exponente de resistencia a la fatiga (b).

Cabe destacar que el acero 4340 también fue ensayado bajo la condición de fatiga al aire tanto para el material base como para el material recubierto por termorociado con WC-Co, dichos resultados fueron reportados por Chirinos^[35]. Los resultados de los ensayos de fatiga al aire se muestran en las figuras 25 y 26, y en las tablas 12 y 13.

En la figura 27 se muestran las curvas de resistencia a la fatiga bajo las cuatro condiciones que fue ensayado el acero SAE 4340 para tener una relación de la influencia del recubrimiento WC-Co sobre el substrato y tener una idea mas clara del efecto que causo el ambiente corrosivo sobre el material, en esta se puede apreciar que la condición mas favorable es la de fatiga al aire del material base y la de fatiga-corrosión del substrato recubierto es la mas desfavorable.

10.- FOTOMICROGRAFIAS

El estudio fractográfico es presentado a partir de la figura 28 hasta la figura 44. Dicho estudio se realizó a la probeta más cercana al promedio de número de ciclos a falla de los esfuerzos más bajo y más alto ensayados para el material recubierto, bajo la condición de fatiga-corrosión.

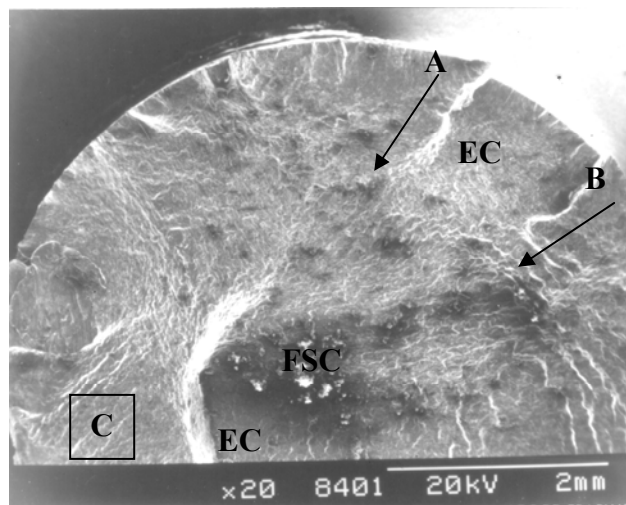


Fig.28.- Fotomicrografía. Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 1, ensayada a 669 MPa (77% σ_y), con 10.600 ciclos a falla (N_f) en condición de fatiga-corrosión. Se observan inicios de grietas (A,B) en la periferia de la superficie de fractura. La zona de falla por sobrecarga (FSC) se encuentra en el centro de la probeta. También se observan escalones de clivaje (EC) entre los inicios de grietas.

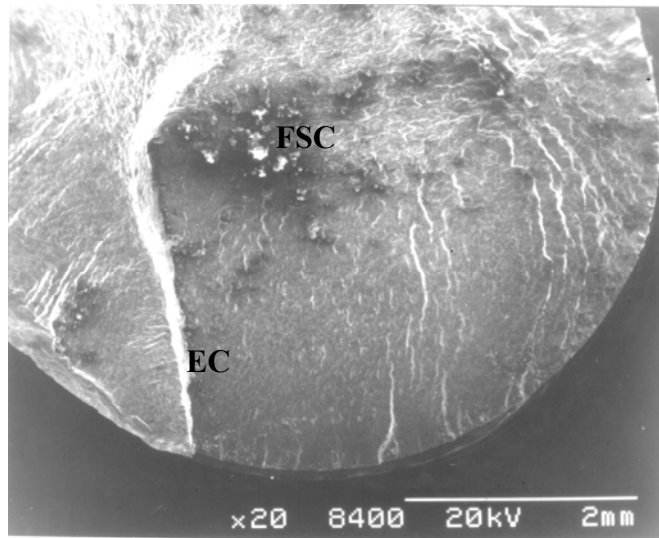


Fig29. Observación complementaria de la figura anterior (detalle “C”). Especialmente de la zona de falla por sobrecarga (FSC) y del escalón de clivaje (EC) mas pronunciado en el cual ocurre la fractura final.

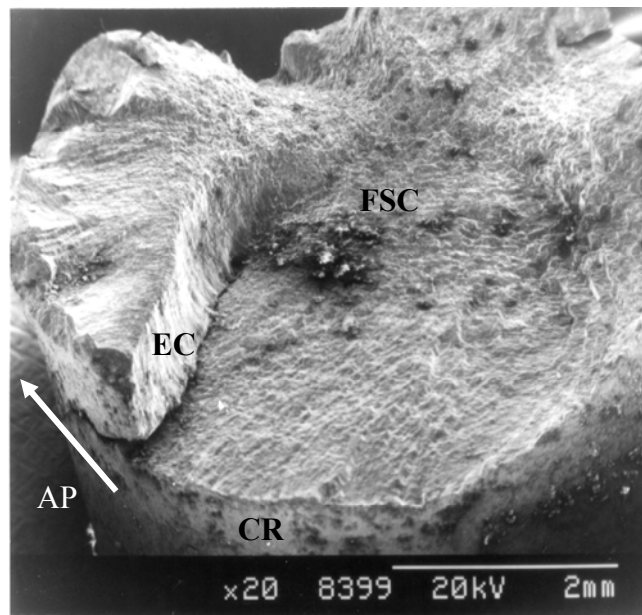


Fig.30.- Vista magnificada de la figura 32, ilustrando las paredes de la probeta, la cual refleja el desprendimiento del recubrimiento y presencia de la corrosión (CR), así como una vista mas especifica del escalón de clivaje y agrietamiento paralelo a la superficie de fractura (AP) por debajo del escalón de clivaje. Se observa también la zona de falla por sobrecarga (FSC).

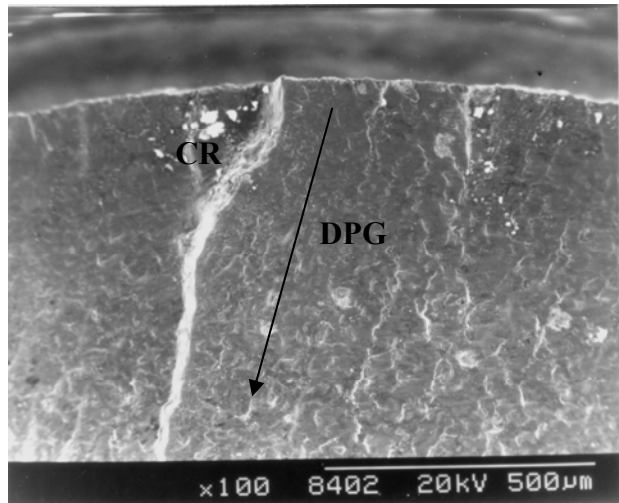


Fig.31.- Vista magnificada de la zona de inicio de grieta ilustrada anteriormente en la figura 28, indicando la dirección de propagación (DPG) de una grieta de fatiga, así como también señales de oxidación producto de la corrosión.

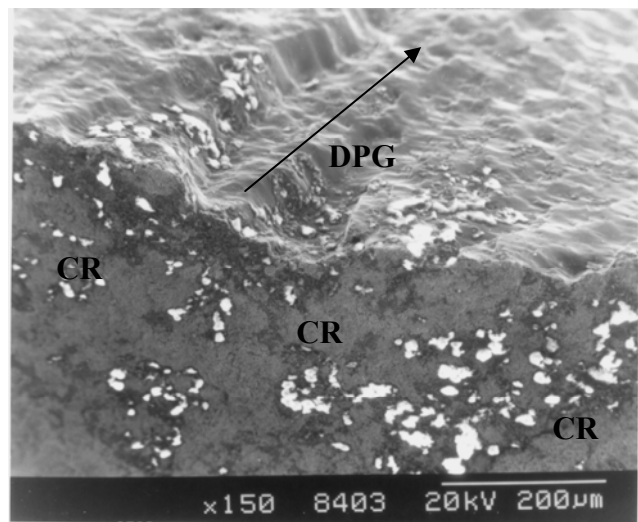


Fig.32.- Vista lateral de un avance de grieta a partir de la pared del substrato(DPG), no se observa restos de recubrimiento lo cual evidencia que hubo desprendimiento del mismo en el momento de la fractura final, también se observa rasgos de la corrosión(CR), debido al ambiente bajo el cual se llevo a cabo el ensayo.

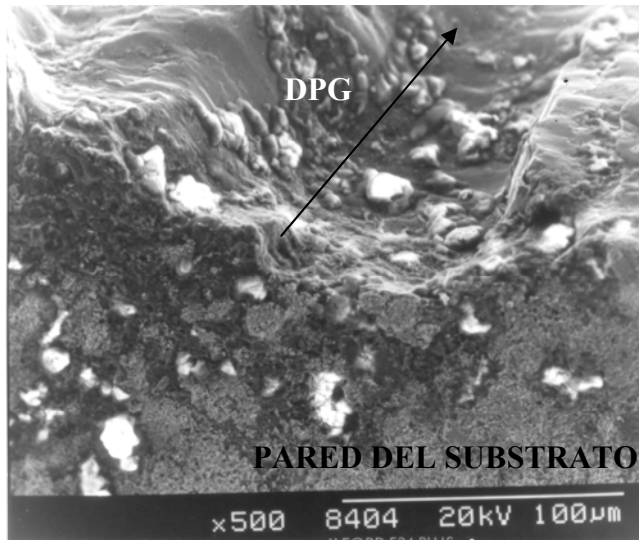


Fig.33.- Vista lateral magnificada de la figura anterior, en la cual se observa de manera mas detallada el avance y propagación de la grieta(DPG), desde la pared del substrato hacia el centro de la probeta donde ocurrió la fractura por sobrecarga, evidenciándose también de manera visible los daños debido a la corrosión.

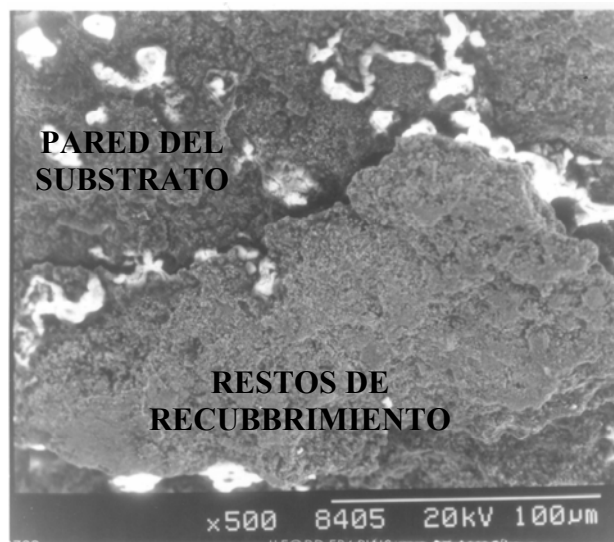


Fig.34.-Vista de la pared del substrato en la cual se observa restos del recubrimiento WC-Co aun adherido, así como la presencia de la corrosión en la intercara substrato-recubrimiento, dicho recubrimiento presenta un aspecto sumamente poroso y un arreglo por capas.

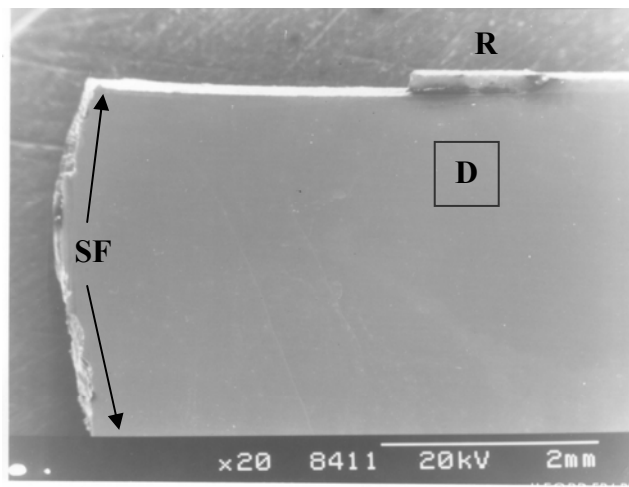


Fig.35.-Vista del corte longitudinal de la probeta N° 1, en el borde de la probeta se observan restos de recubrimiento(R) aun adheridos, vemos también la superficie de fractura (SF). No se observa ninguna evidencia de grietas.

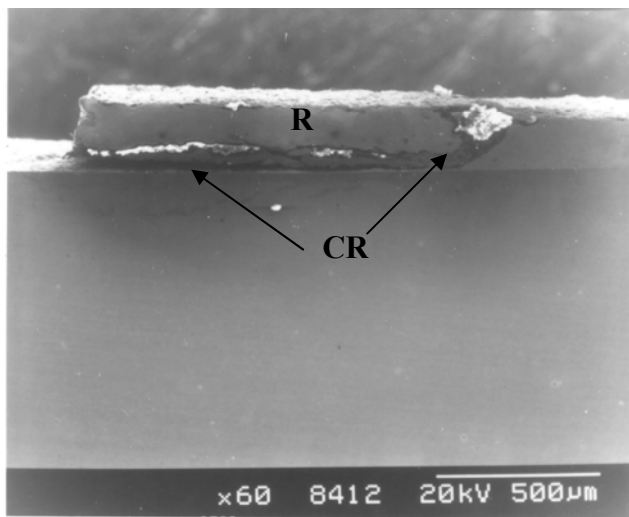


Fig.36.- Vista magnificada de la figura anterior (Zona D), observándose detalladamente la vista longitudinal del desprendimiento del recubrimiento, no se evidencia la presencia de grietas, pero si rasgos debido a la corrosión (CR), inclusive por debajo del recubrimiento(R).

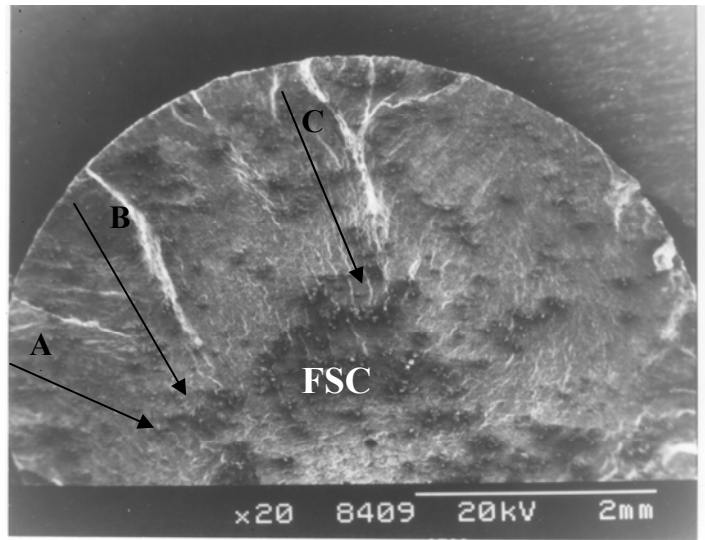


Fig.37.-Vista general y frontal de la superficie de fractura de la probeta N° 2 ensayada a 564 MPa (65% σ_y), con 54.900 ciclos a falla (N_f), bajo la condición de corrosión-fatiga. Se observan múltiples inicios de grietas de fatiga en la periferia de la probeta y sus respectivas direcciones de propagación desde la superficie hacia el centro de la probeta donde se encuentra la zona de falla por sobrecarga (FSC).

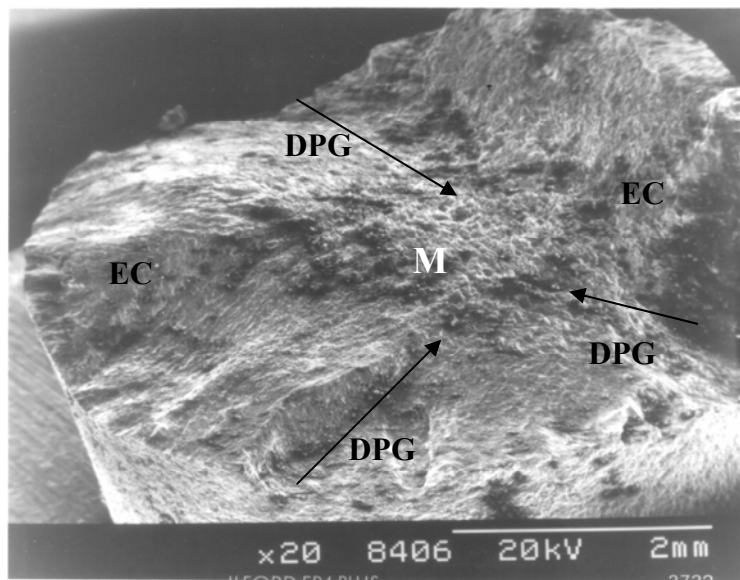


Fig.38.- Vista general a 60° de la figura anterior, en la cual se observa la propagación de grietas (DPG) y escalones de clivaje (EC) bastante pronunciados, así como también la presencia de micro hoyuelos (M) como evidencia de la zona de falla por sobrecarga (FSC).

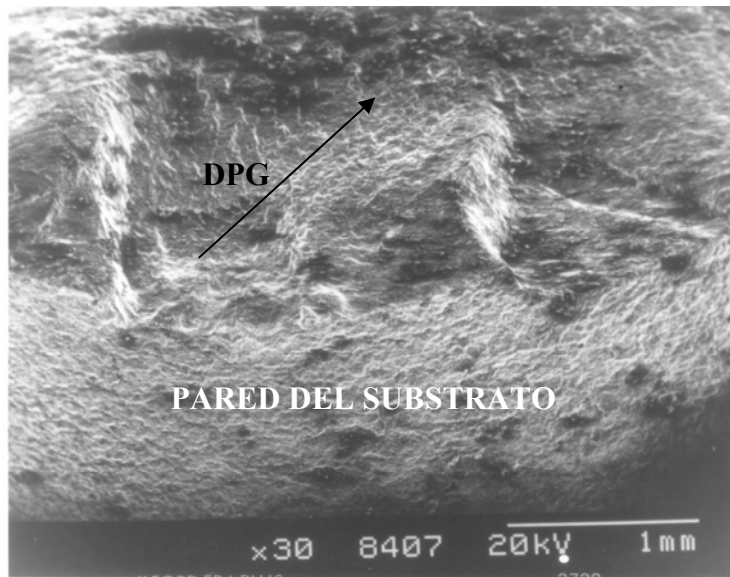


Fig.39.- Vista general y magnificada de la figura anterior, mostrando de cerca el inicio de falla y la dirección de propagación de la misma a 60°, se observa en la periferia de la probeta rasgos debido a la corrosión sin presencia alguna de recubrimiento.

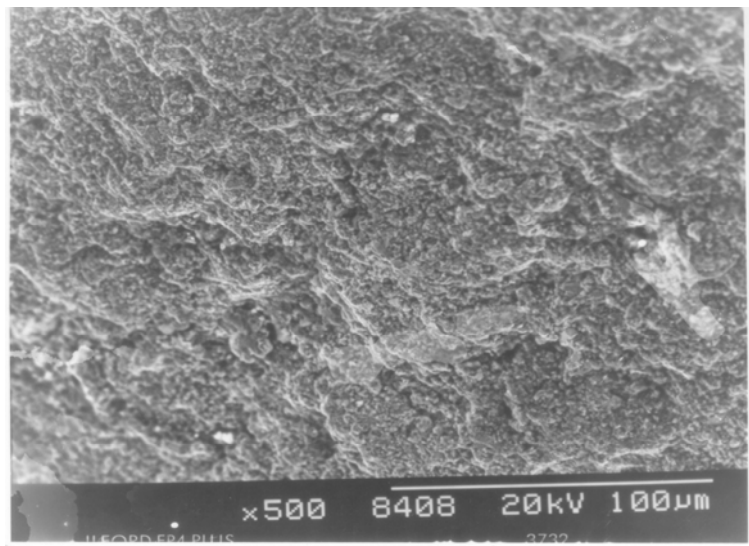


Fig.40.- Esta foto fue tomada a la pared de la probeta N°2, en la cual no se observa presencia alguna de recubrimiento, presentando presumiblemente una capa pareja y completa de óxido debido a la corrosión.

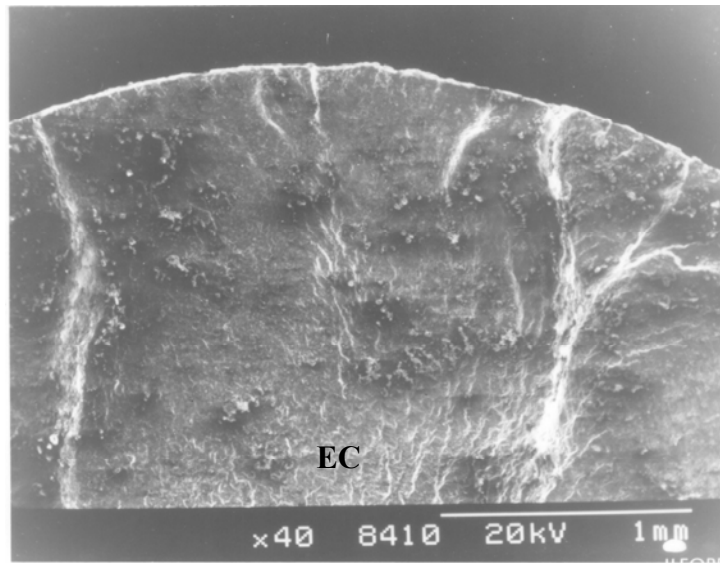


Fig.41.-Vista frontal del escalón de clivaje (EC), donde convergen los inicios de grietas.

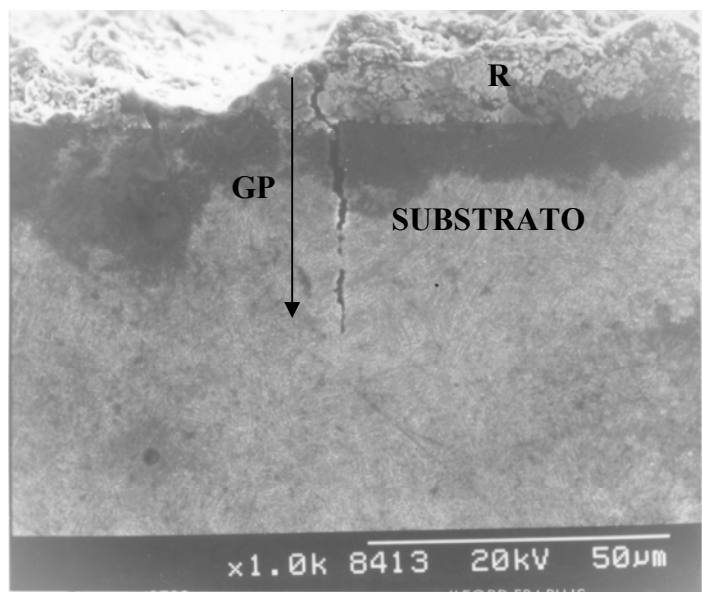


Fig. 42.- Vista del corte longitudinal de la probeta N° 2. En el borde de la probeta se observa aun restos de recubrimiento(R), así como la presencia de grietas primarias (GP), paralelas a la superficie de fractura.

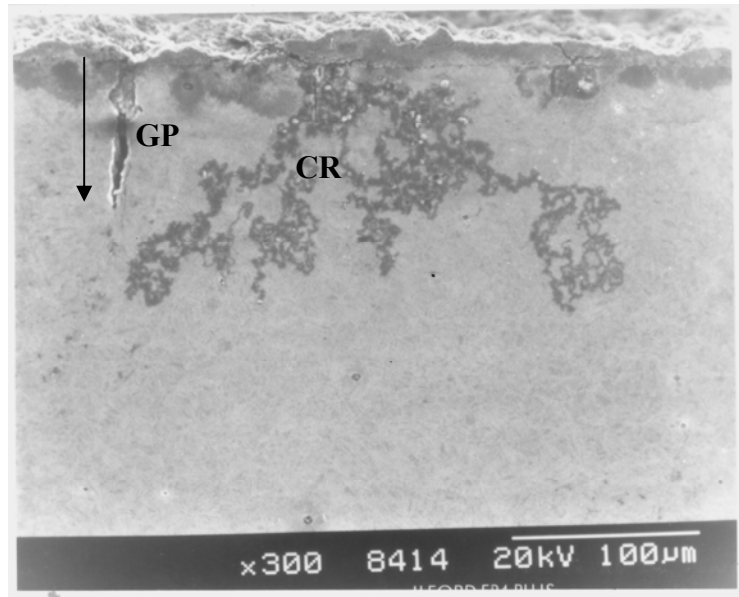


Fig. 43.- Grieta primaria (GP), presencia de corrosión (CR) y ausencia de recubrimiento.

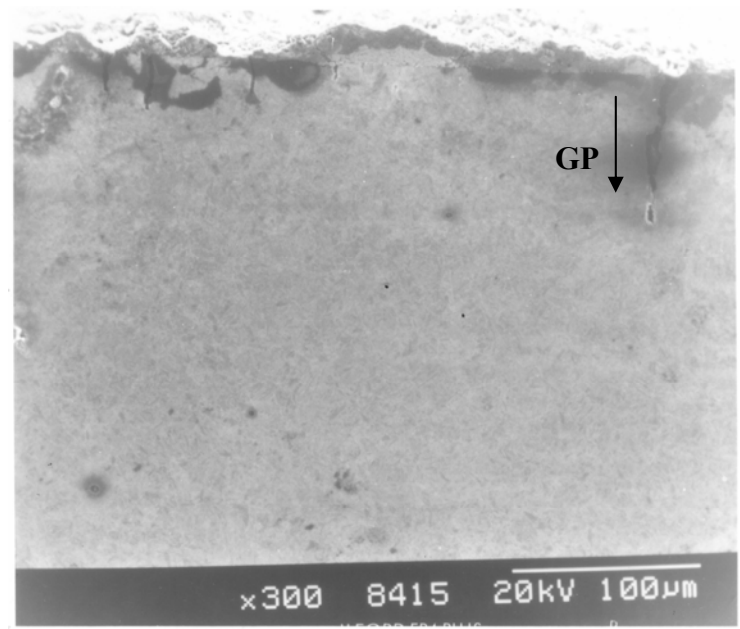


Fig. 44.- Grieta primaria (GP), se observa la irregularidad de la pared lateral del substrato debido a la deposición del recubrimiento, el cual fue desprendido al momento del ensayo y de la fractura final.

11.- CONCLUSIONES

En este Trabajo Especial de Grado, el objetivo principal que se perseguía, era el de investigar el efecto que causaría el recubrimiento WC-12%Co Termorociado por HVOF sobre un acero SAE 4340 templado y revenido (bonificado), por ello no se llevó a cabo el granallado sobre el sustrato, previo al recubrimiento.

Para evitar las incrustaciones de las partículas de Alúmina (Al_2O_3) sobre el sustrato, ya que dichas partículas actúan como concentradores de esfuerzo y provocan una reducción de la vida a la fatiga del acero. Sin embargo, el impacto que conlleva el rociado de las partículas de WC-Co semifundidas sobre el acero SAE 4340 ocasionan en su superficie un efecto, aunque en menor proporción, parecido al de la Alúmina, que provoca y tiende a una reducción significativa de la vida a la fatiga del material.

Una vez realizados los ensayos de tracción y evaluadas las propiedades mecánicas del acero SAE 4340, se pudo apreciar una disminución poco significativa de las mismas en el material recubierto con respecto al material base, lo cual podría deberse a las propiedades mecánicas que presenta el recubrimiento.

Los ensayos de fatiga-corrosión del material recubierto con WC-12%Co de $230\mu\text{m}$ de espesor aproximadamente presentaron una disminución en la resistencia a la fatiga en comparación con las probetas ensayadas a fatiga-corrosión del material base, lo cual es debido presumiblemente a las porosidades que presenta el recubrimiento, a través de las cuales nuclea las grietas y debido a la corrosión se acelera la rotura del material.

También pudiera ser atribuido a que el recubrimiento es mas frágil que el sustrato, fracturando rápidamente y ocasionando que la grieta se prolongue hacia el sustrato provocando la fractura de la probeta a un número menor de ciclos para un esfuerzo determinado, tal como lo reflejan los resultados de los ensayos de fatiga-corrosión tanto para el material base y el material recubierto respectivamente.

Observando las probetas luego de la fractura total, en la mayoría de los casos existió desprendimiento del recubrimiento, lo cual podría deberse a que el fluido corrosivo (NaCl al 3%) merma las propiedades de adherencia en la intercara recubrimiento-sustrato provocando la separación de la misma (según fotomicrografías). Esta hipótesis podría verificarse, ya que según fotomicrografías reveladas por Chirinos⁽³⁵⁾, en su trabajo de fatiga

al aire del mismo acero y recubrimiento, se observa en estas al recubrimiento aun adherido luego de la fractura de la probeta.

Las probetas ensayadas a corrosión-fatiga tanto para el material base como para el material recubierto, presentaron una disminución en la resistencia a la fatiga en comparación con las probetas ensayadas al aire, lo que se atribuye al ambiente corrosivo bajo el cual se llevaron a cabo los ensayos, el cual ocasiona sobre la superficie del sustrato y del recubrimiento múltiples orificios de corrosión o picaduras, de donde se originan o nuclean las grietas.

Los ensayos realizados al más alto esfuerzo, el cual fue de 669 MPa, presentaron una reducción de la vida a la fatiga de 73% y según fotomicrografías de sus cortes longitudinales, no se observan grietas paralelas a la superficie de fractura, lo que podría ser debido a la rapidez con la que se propaga la fisura (que origina la rotura total), característica que no permitió la formación de grietas secundarias.

Con respecto al nivel de esfuerzo de 599 MPa, se evidenció una reducción de la vida a la fatiga de hasta un 38%, y refiriéndonos a la amplitud de esfuerzo más bajo (564 MPa) y observando las fotomicrografías de los cortes longitudinales, se puede notar que existen grietas paralelas a la superficie de fractura, lo cual se debe probablemente a que la probeta estuvo sometida a los esfuerzos alternantes, por un tiempo prolongado, dando tiempo a la formación de fisuras secundarias.

12.- RECOMENDACIONES

Realizar un análisis por Espectroscopia por Dispersión de Energía en Rayos X a algunas muestras ensayadas, a objeto de establecer una caracterización elemental de fase o de partículas asociadas al inicio de grietas, en caso de que estas existiesen.

13.-BIBLIOGRAFIA

- [1] Cazaud, R., 1957, “La fatiga de los metales”, Ed. Aguilar, Madrid, España, 377-401.
- [2] Thornton, Peter /y/ Colangelo, Vito., 1987, “Ciencia de materiales para ingeniería”, Prentice-Hall Hispanoamericana. S.A. México, pp. 715.
- [3] ASM Handbook. “Fractography”, Vol. XII. Ohio (USA). 1995.
- [4] Forsyth, P. J. E., 1969, “The physical basis of metal fatigue”, American Elsevier Publishing Company, New York, pp. 200.
- [5] Fuchs, H. O., Stephens, R. I., 1980, “Metal fatigue in engineering”, John Wiley and sons, Ins., New York, pp. 318.
- [6] Klesnil, M., Lukas, P., 1980, “Fatigue of metallic materials”, Elsevier scientific publishing company, Amsterdam, pp. 239.
- [7] Forrest, P. G., 1972, “Fatiga de los metales”, Ed. Urmo, Bilbao, pp. 76 y 461.
- [8] Shigley, J. E., Mischke, C. R., 1990, “Diseño en ingeniería mecánica”, 3ra edición. Ed. McGraw-Hill, México, pp. 883.
- [9] Wanhill, R. J. H., “Microestructural influences on fatigue and fracture resistance in high strength structural materials”, Engineering Fracture Mechanics, 1978, Vol 10, pp. 337 – 357.
- [10] Bayoumi, M. R., Abdellatif, A. K., “Effect of surface finish on fatigue strength”, Engineering Fracture Mechanics”, 1995, Vol. 51, No 5, pp. 861 – 870.
- [11] Duggan, T. V., Byrne, J., 1977, “Fatigue as a design criterion”, The Macmillan Press Ltd., London, pp. 163.

- [12] Dieter, G. E., 1986, "Mechanical metallurgy", McGraw-Hill Book Co., New York, pp. 651 y 751.
- [13] Osgood, C. C., 1970, "Fatigue design", Wiley Interscience, New Jersey, pp. 523.
- [14] Askeland, D. R., 1985, "La ciencia e ingeniería de los metales", Grupo Editorial Iberoamerica, México, pp. 556.
- [15] ASM Handbook. "Properties and selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys", Vol. I. Ohio (USA). 1994.
- [16] Málishhev, A., Nikoláliev, G., Shuválov, Y., 1983, "Tecnología de los metales", Editorial Paz, Moscú, pp. 138 – 140.
- [17] Catalogo FERRUM C.A., "Nuestros Productos", Caracas S/F, pp. 28 – 36.
- [18] American Society for Metals, 1985, "Metals Handbook desk edition", Metals Park, V5, Ohio (USA), pp. 2437.
- [19] Rowe, Geoffrey W., 1972, "Conformado de los metales", Ediciones Urmo, pp. 371
- [20] Flinn, R. A., Trojan, P. K., 1989, "materiales de ingeniería y sus aplicaciones", Ed. McGraw-Hill, Bogota, pp. 742.
- [21] Irving, B., Knight, R., 1993, "The HVOF Process the Hottest Topic in the Thermal Spray Industry", Welding Journal, Volumen 62, pp. 25 – 51.
- [22] Smith, W. R. and Fast, D. R., 1991, "The Future of Thermal Spray Technology", Welding Journal, Volumen 47, pp. 56 – 65.
- [23] Kushner, Burton and Novinski, Edward R., 1995, "Surface Trataments and Coatings for friction and Wear Control", Thermal Spray Coatings, Perkin-Elmer Corporation, Metco Division, pp. 829 – 833.
- [24] Howes JR, 1994, "Thermal Spraying: Processes, Preparation, Coating and Applications", Welding Journal. Vol. 78, pp. 47 – 51.

- [25] Van den Berge, Frank, M. J., 1998, "Thermal Spray Processes Advanced Materials & Processes, pp. 31 – 34.
- [26] Herman, Herbert, 1994, "Thermal Spray Coatings", Special Welding and Joining Topics, State University of New York, pp. 1004 – 1009.
- [27] www.sulzermetco.com/equipmnt/hvof.html
- [28] www.metal-spray.co.nz/hvof/hvof.html
- [29] ASM International, 1994, "ASM Handbook, Surface Engineering", Vol. 5.
- [30] Siitonen, Konos y Kettunen, 1994, "Corrosion Properties of Stainless Steel Coating Made by Different Methods of Thermal spraying", 7th National Thermal Spray Conference, Boston (Massachusetts), pp. 105 – 110.
- [31] Rodriguez, M., Staia, M., Gil, L., Arenas, R., Scagni, A., 1998, "Study of the Influence of a High Velocity Oxi-Fuel (HVOF) Thermal Sprayed Ni-Based Alloy", Escuela de Mecánica, Facultad de Ingeniería UCV, Caracas, Venezuela.
- [32] ASM International, 1990, "ASM Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", Vol. 2.
- [33] Guilemany, J. M., Miguel, J. M., Vizcaino, S., Climent, F., "Role of three-body abrasion wear in the sliding wear behavior of WC-Co coating obtained by thermal spraying", Surface and Coatings Technology, 140 (2001) 141-146.
- [34] Oliveira, F., Hernández, L., Berríos, J. A., Villalobos, C., Pertuz, A., Puchi Cabrera, E. S., "Corrosion-fatigue properties of a 4340 steel coated with Colmonoy 88 alloy, applied by HVOF thermal spray", Surface and Coatings Technology, 140 (2001) 128-135.
- [35] Chirinos, K., "Comportamiento a la fatiga del acero SAE 4340 recubierto con WC-Co por termorociado", Trabajo Especial de Grado, Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, UCV, Caracas, 2003.

