

# **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

## **ESTUDIO DE FATIGA Y CORROSIÓN FATIGA DE UN ACERO SAE 4140 RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO DE CROMO DURO**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de  
Venezuela para optar al Título  
de Ingeniero Metalúrgico  
Por los Brs. Mariño B., Carlos A.,  
Ortiz M., Manuel J.

Caracas, abril 2001

## **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

### **ESTUDIO DE FATIGA Y CORROSIÓN FATIGA DE UN ACERO SAE 4140 RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO DE CROMO DURO**

TUTOR: Prof. Eli Saúl Puchi

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de  
Venezuela para optar al Título  
de Ingeniero Metalúrgico  
Por los Brs. Mariño B., Carlos A.,  
Ortiz M., Manuel J.

Caracas, abril 2001

© Manuel Ortiz, 2001  
© Carlos Mariño, 2001

Hecho el Depósito de Ley.  
Depósito Legal lft487200162085

**Ortiz M. Manuel J.  
Mariño B. Carlos A.**

## **ESTUDIO DE FATIGA Y CORROSIÓN – FATIGA DE UN ACERO SAE 4140 RECUBIERTO CON UN DEPÓSITO DE CROMO DURO**

**Tutor: Prof. Eli Saúl Puchi C. Tesis.  
Ciudad, U.C.V. Facultad de Ingeniería.  
Escuela de Ingeniería Metalúrgica y  
Ciencia de los Materiales. Año 2001, 137 p.**

**Palabras Claves:** Cromo-duro, Fatiga, Corrosión-fatiga,  
Recubrimientos, Fractografía

**Resumen.** Se realizó una investigación con el objeto de estudiar el comportamiento a fatiga y corrosión – fatiga de una acero SAE 4140 recubierto con un depósito de cromo duro. Los ensayos se llevaron a cabo en condición de flexión rotativa. Todas las muestras fueron recubiertas hasta un espesor de 6  $\mu\text{m}$  y los depósitos fueron hechos a partir de una solución convencional de ácido crómico. Se realizaron ensayos de fatiga al aire para el material base y para el material recubierto; así como ensayos de corrosión – fatiga para el material base y el material recubierto utilizando una solución salina con 3% NaCl. Los esfuerzos a los cuales se realizaron los ensayos representaron una fracción del esfuerzo de fluencia tanto del material base como del material recubierto, los cuales se obtuvieron a partir de los ensayos de tracción realizados para cada condición. Se encontró que el esfuerzo de fluencia y la resistencia máxima a la tracción del material recubierto disminuyen de manera poco significativa con respecto al material base sin recubrimiento. Los resultados de resistencia a la fatiga fueron obtenidos aplicando la ecuación de Basquin y el límite de fatiga para ambas condiciones de material se obtuvo mediante el método de la escalera. Los resultados de fatiga al aire del material recubierto revelaron una disminución de resistencia a la fatiga entre 80 y 88% respecto al material base sin recubrimiento. Así mismo, el límite de fatiga del material recubierto, disminuyó un 21 %, pasando de 518 MPa para el material base, a 407 MPa para el material recubierto. Para la condición de corrosión – fatiga del metal base, se produjo una disminución que varía entre 81 y 92 % respecto al

material base ensayado al aire. Para la condición de corrosión – fatiga del material recubierto se encontró una disminución de hasta 90% respecto al material recubierto ensayado al aire. Además, se observó que los resultados en corrosión – fatiga del material base y del material recubierto fueron prácticamente los mismos en cada uno de los esfuerzos aplicados, dando como resultado que las variaciones observadas para cada curva, se encontraban dentro del espectro de las desviaciones estándar respectivas, por lo que no existe una distinción objetiva entre ambas curvas. El estudio fractográfico en MEB reveló una buena adherencia del recubrimiento y la formación de múltiples inicios de grieta de fatiga, los cuales, indican que aparentemente el recubrimiento actuó como un concentrador de esfuerzos alrededor de toda la probeta, incidiendo muy probablemente en la disminución de la resistencia a la fatiga del material.

**DEDICATORIA**

A mi Padre Cecilio Mariño y a mi Madre Auristela Berroterán de Mariño, quienes siempre esperaron este momento, por darme todo lo que tengo y hacerme la persona que soy.

A mis hermanos Daniel, Cariniel Mariño y a mi tía Alicia Madriz, por ser mis mejores amigos y compartir conmigo todo en la vida.

A la Prof. Sonia Camero por haberme motivado a estudiar la mejor carrera del mundo y por ser una guía en todo este camino.

*Carlos Augusto Mariño Berroterán*

\*\*\*\*\*

A toda mi familia y amigos que tengo y que he tenido por su apoyo incondicional. A la vida misma, que todo me lo ha dado, para retribuir, de alguna manera todo cuanto he recibido y aprendido.

A todos aquellos quienes desean hacer investigación en esta área fascinante de la fatiga de materiales recubiertos.

A todos aquellos quienes se esfuerzan por alcanzar sus objetivos y metas en función del crecimiento propio y de la humanidad, en armonía total, nunca desistan de lo que buscan y siempre mantengan la Fé, en Dios y en sí mismos.

A mi familia entera, todo esto, es para ustedes.

Y a ti, mi vida, que eres el amor, para que el impulso de este esfuerzo se cristalice en el mejor de los destinos de nuestra vida juntos. Te amo.

*Manuel John Ortiz Mancilla*

## **AGRADECIMIENTOS**

Agradezco a Dios por haberme dado salud e inteligencia para llegar hasta aquí y por darme la fuerza para haber superado todos los obstáculos que se me han presentado en la vida, también a mi mismo por haber tenido la paciencia para convertirme en esto.

Agradezco a mi padre y mi madre porque sin ellos no sería nada, a mis hermanos que siempre están para lo bueno y para lo malo, a toda mi familia que siempre me apoya y a los que ya se fueron por cuidarme desde arriba.

Agradezco a mis panas María Boca, Andrés, Luis (el fanfa), Carlos Merizalde, Carlos Porta, Félix, Ricardo, José Gregorio, Josmar, Lebjulet, Dayari y a mi socio Manuel John por ayudarme a estudiar y estar todos disponibles para irnos de parranda.

Agradezco al Profesor Eli Saúl Puchi por toda la orientación y el apoyo que nos dio para poder realizar este trabajo, a la profesora Mariana Staia, a todos los que trabajan en el Centro de Nuevos Materiales y en el Citala: Eduardo Ramos, Marlon Cruz, Víctor Torres, Carlos Sánchez, Ángela Castro, y especialmente a los Ingenieros Crisanto Villalobos y Jonathan Berríos quienes nos prestaron toda su ayuda durante todo este trabajo, y a todos los técnicos y personal de esta Escuela.

Agradecimientos especiales por todo el soporte económico dado para la realización de este trabajo dado por el CONICIT y el CDCH a través del Proyecto Lab-97000644, y a Messer Gases, C.A. por el apoyo brindado a través de su beca para tesistas.

Agradezco finalmente a todo el que conozco, a todo el que me apoyó y al que no me apoyó porque me retaron a demostrarle que si podía.

*Carlos Augusto Mariño Berroterán*

\*\*\*\*\*

Agradezco primeramente a Dios, que me ha dado la maravillosa oportunidad de existir, y a toda su gente que se manifiesta de mil maneras, ayudándome, orientándome y protegiéndome, sin quienes este trabajo, ni ningún trabajo, sería posible. Especialmente a ti mi querida M.M.

Agradezco a mi maravillosa familia que me ha dado todo el amor, el sustento y el apoyo para avanzar hacia todos los objetivos que me he propuesto, mi Padre (Oh! Maestro, Patria o muerte), mi Madre adorada, quien tanto me ha consentido, mis hermanos David y Allan quienes tanto me ayudan a crecer, a mis queridas tías y tíos, primas y primos, y por supuesto a mis queridas abuelas, a todos ustedes me debo.

Agradezco a esta Ilustre Universidad, a la Facultad de Ingeniería, a la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, a todos los profesores de quienes aprendí cada día, a todos los panas infalibles (de estudios y parranda) con quienes compartí, aprendí y disfruté la maravillosa experiencia de ser un estudiante de esta gran Escuela, especialmente Alexandra, Ana, Joyce, Carlos Merizalde, Luis, Andrés, María y a mi pana Carlos Mariño con quien compartí todo este trabajo.

Agradezco al Profesor Eli Saúl Puchi por toda la orientación y el apoyo que nos dio para poder realizar este trabajo, a la profesora Mariana Staia, a todos los que trabajan en el Centro de Nuevos Materiales y en el Citala: Eduardo Ramos, Marlon Cruz, Víctor Torres, Carlos Sánchez, Ángela Castro, y especialmente a los Ingenieros Crisanto Villalobos y Jonathan Berríos quienes nos prestaron toda su ayuda durante todo este trabajo, y a todos los técnicos y personal de esta Escuela.

Agradecimientos especiales por todo el soporte económico dado para la realización de este trabajo dado por el CONICIT y el CDCH a través del Proyecto Lab-97000644, y a Messer Gases, C.A. por el apoyo brindado a través de su beca para tesistas.

Y a ti, mi vida, por todo tu amor, apoyo y comprensión.

A todos ...**GRACIAS, TOTALES**

***Manuel John Ortiz Mancilla***

\*\*\*\*\*



**ÍNDICE GENERAL**

<b>INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>1</b>
<b>1. FUNDAMENTO TEÓRICO</b>	
<b>1.1. CROMO DURO</b>	
1.1.1. Introducción.....	3
1.1.2. Principales usos.....	4
1.1.2.1. Resistencia al desgaste y a la corrosión.....	4
1.1.2.2. Aplicaciones en herramientas.....	4
1.1.2.3. Reconstrucción de piezas.....	5
1.1.3. Selección de factores para el uso del cromo duro.....	5
1.1.3.1. Dureza.....	6
1.1.3.2. Tamaño.....	7
1.1.3.3. Metal base.....	7
1.1.3.4. Consideraciones respecto al comportamiento a la fatiga del cromo duro.....	7
1.1.4. Soluciones utilizadas para hacer el recubrimiento de cromo duro.....	8
1.1.4.1. Soluciones de sulfato convencional.....	8
1.1.4.2. Soluciones de catalizadores mezclados.....	9
1.1.4.3. Soluciones libres de fluoruro.....	9
1.1.5. Principales parámetros del proceso de recubrimiento.....	10
1.1.5.1. Contenido de ácido crómico.....	10
1.1.5.2. Contenido de sulfato.....	11
1.1.5.3. Contaminación.....	11
1.1.5.4. Ánodos.....	12
1.1.5.5. Conductividad.....	12
1.1.5.6. Densidad de corriente y eficiencia de corriente.....	12
1.1.5.7. Velocidad de deposición.....	13
1.1.5.8. Temperatura de la solución.....	13

1.1.6. Equipo utilizado para recubrir con cromo duro utilizando una solución convencional.....	14
1.1.6.1. Tanque y revestimiento.....	14
1.1.6.2. Sistema de control de temperatura.....	15
1.1.6.3. Agitación.....	16
1.1.6.4. Barra colectora.....	16
1.1.6.5. Fuente de poder.....	16
1.1.6.6. Extractor de gases.....	16
1.1.7. Características y consideraciones del cromo duro.....	17
1.1.7.1. Relación entre microgrietas, esfuerzos residuales y dureza.....	17
1.1.7.2. Resistencia a la corrosión.....	19
1.1.7.3. Efecto de la temperatura.....	20
1.1.7.4. Costos.....	20
1.1.7.5. Substitución de los recubrimientos de cromo.....	21
1.1.7.5.1. Electroless de Níquel (EN).....	22
1.1.7.5.2. Compuesto electrodepositado de níquel-Tungsteno.....	22
1.1.7.5.3. Recubrimientos termorociados.....	24
1.2. FATIGA	
1.2.1. Introducción.....	26
1.2.2. Solicitaciones de esfuerzo.....	26
1.2.3. Aspectos estructurales de la fatiga.....	28
1.2.4. Curvas S-N (Curva de Wöhler).....	31
1.2.4.1. Significado, características y estructura.....	31
1.2.4.2. Aspecto estadístico de los datos de fatiga.....	32
1.2.4.3. Construcción de la curva S-N.....	33
1.2.4.3.1. Resistencia a la fatiga (modelo de Basquin).....	33
1.2.4.3.2. Límite de fatiga (método de la escalera).....	34
1.2.5. Factores que afectan la fatiga.....	35
1.2.5.1. Superficie.....	36

1.2.5.2. Concentración de esfuerzos.....	37
1.2.5.3. Tamaño de la pieza.....	38
1.2.5.4. Temperatura.....	39
1.2.5.5. Esfuerzo medio.....	41
1.2.5.5.1. Resistencia a la fatiga bajo esfuerzos complejos.....	44
1.2.5.5.2. Ley del deterioro lineal ley del daño acumulado.....	45
1.2.5.6. Corrosión.....	46
1.2.5.7. Recubrimiento.....	48
1.2.5.8. Factores metalúrgicos.....	49
1.2.5.8.1. Composición química.....	49
1.2.5.8.2. Tratamiento térmico y microestructura.....	50
1.2.5.8.3. Inclusiones.....	50
1.3. EFECTO DEL CROMO DURO SOBRE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE LOS ACEROS	
1.3.1. Introducción.....	51
1.3.2. Efecto del espesor del depósito.....	52
1.3.3. Efecto de la densidad de corriente.....	55
1.3.4. Efecto de los esfuerzos internos.....	55
1.3.5. Efecto del post-tratamiento térmico.....	59
1.3.6. Efecto de la resistencia del sustrato y del recubrimiento.....	62
1.3.7. Efecto del granallado.....	64
1.4. ANTECEDENTES DE ESTUDIOS DE FATIGA EN ACEROS RECUBIERTOS CON OTRO MATERIAL (ELECTROLESS Ni-P).....	67
<b>2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>	
2.1. FLUJOGRAMA DE METODOLOGÍA DE TRABAJO.....	73
2.2. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS DE TRACCIÓN Y FATIGA.....	74

2.2.1. Metal base.....	74
2.2.2. Probetas de tracción y fatiga.....	75
2.2.2.1. Distribución y dimensionamiento.....	75
2.2.2.2. Preparación superficial.....	77
2.3. RECUBRIMIENTO.....	78
2.4. ENSAYO DE TRACCIÓN.....	78
2.4.1. Equipo, condiciones y procedimiento de ensayo.....	78
2.4.2. Obtención de la curva esfuerzo real – deformación real y valores significativos.....	80
2.5. ENSAYO DE FATIGA Y CORROSIÓN – FATIGA.....	81
2.5.1. Equipo, condiciones y procedimiento de ensayo.....	81
2.5.2. Determinación de los parámetros de la ecuación de Basquin.....	84
2.5.3. Determinación del límite de fatiga por el método de la escalera.....	85
2.6. ESTUDIO FRACTOGRÁFICO.....	87
2.6.1. Preparación de muestras.....	87
2.6.2. Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	88
2.6.3. Espectroscopía por dispersión de energía (EDS).....	88
<b>3. RESULTADOS Y ANÁLISIS.....</b>	<b>89</b>
<b>4. CONCLUSIONES.....</b>	<b>134</b>
<b>5. RECOMENDACIONES.....</b>	<b>136</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>137</b>

## **INTRODUCCIÓN**

Una gran cantidad de piezas funcionales, en diversos campos de aplicación ingenieril (automotriz, aeronáutica, aeroespacial, maquinarias en general, etc.) están sometidos a esfuerzos no estáticos, es decir, esfuerzos cíclicos, que son cargas que fluctúan entre dos o más niveles de esfuerzos. Estos esfuerzos fluctuantes, que son menores al esfuerzo de fluencia del material, producen un daño sin deformación observable, que generalmente conduce a la falla de la pieza, esta falla se conoce como falla por fatiga.

Las fallas por fatiga, generalmente se originan en la superficie libre de los componentes como una pequeña grieta que nuclea a partir de algún defecto en la superficie, ésta grieta avanza en la medida en que se producen las fluctuaciones de carga, hasta que el área remanente no puede soportar el esfuerzo aplicado y la pieza fractura por sobre carga. Por esto, la condición de la superficie tiene un efecto importantísimo en el origen de las grietas por fatiga, y esto, a su vez, incide directamente en las propiedades de resistencia a la fatiga del material.

En la actualidad, la búsqueda de la optimización de las propiedades de los materiales a dado lugar a la modificación de sus condiciones superficiales, por diversos métodos, ya que la mayoría de los fenómenos que afectan a los materiales empiezan en la superficie. Una de éstas modificaciones, cada día más frecuentes y necesarias, es la deposición de recubrimientos que mejoren las propiedades del material, generalmente para aumentar la resistencia al desgaste y a la corrosión. Sin embargo, la deposición de éstos recubrimientos, en su mayoría metálicos, producen un cambio considerable en la superficie de los componentes, y esto, afecta de manera directa, una de las propiedades más importantes cuando el material está sometido a cargas cíclicas, como lo es la resistencia a la fatiga.

Los recubrimientos, dependiendo de su naturaleza y de las condiciones de deposición, producen un efecto sobre propiedades de fatiga de los materiales que van desde porcentajes

de pérdida considerables hasta aumentos en la resistencia a la fatiga. Siendo la fatiga, una propiedad de primera consideración en el diseño de componentes sometidos a cargas cíclicas, es muy necesario conocer cómo afectan a estos componentes el hecho de estar recubiertos.

Uno de los recubrimientos más utilizados en la industria, es el cromo duro, por las excelentes propiedades de resistencia al desgaste y a la corrosión que imparte a los materiales. Sin embargo, el proceso de recubrimiento del cromo duro, es contaminante al ambiente y nocivo para la salud cuando no se toman las precauciones necesarias. Por esto, existen ahora estudios avanzados en el campo de la ingeniería de recubrimientos para substituir al cromo duro por otros recubrimientos menos dañinos al ambiente, como el Electroless de níquel, termorrociado, etc. Sin embargo, en la actualidad, esto no es posible del todo, ya que los nuevos recubrimientos no presentan todas las ventajas juntas que sí tiene el cromo duro, en aspectos como facilidad de aplicación, proceso ampliamente conocido, excelente relación costo – beneficio y otras ventajas. Además, para poder hacer substituciones adecuadas se deben comparar las propiedades del nuevo recubrimiento con las del cromo duro en las mismas condiciones. La propiedad crítica a comparar, en piezas diseñadas para soportar cargas cíclicas, es la resistencia a la fatiga, que a su vez, cuando las piezas no son recubiertas, ésta aumenta proporcionalmente con la resistencia mecánica del material. De acuerdo a esto, generalmente se escogen materiales de alta resistencia mecánica para soportar este tipo de esfuerzos.

Es por esto, que el presente trabajo tiene como objetivo el estudio del comportamiento a fatiga y corrosión – fatiga de un acero comercial SAE 4140, ampliamente utilizado en la actualidad, para el diseño de componentes funcionales, recubierto con un depósito de cromo duro. Todo esto es con la finalidad de proporcionar datos actualizados, que permitan comparar el cromo duro con otros recubrimientos, en el efecto y las variaciones que éstos producen sobre la resistencia a la fatiga de aceros de alta resistencia mecánica.

## 1. FUNDAMENTO TEÓRICO

### 1.1. CROMO DURO

#### 1.1.1. INTRODUCCIÓN

El recubrimiento de cromo duro es producido por electrodeposición a partir de una solución que contiene ácido crómico ( $\text{CrO}_3$ ) y un anión catalítico en proporciones adecuadas. El proceso es utilizado en aplicaciones donde se requiere una excelente resistencia al desgaste, tales como: rodillos hidráulicos, engranajes, moldes para fundición, cilindros, pistones y válvulas de motores de combustión y otras aplicaciones en el campo textil, aeronáutico y automotriz. También la reconstrucción de piezas mal maquinadas o desgastadas representan un gran campo de aplicación para el cromo duro.

Al cromo duro también se le conoce como un recubrimiento de cromo industrial, ingenieril o funcional y se diferencia de los recubrimientos de cromo decorativo por los siguientes aspectos:

- El recubrimiento de cromo duro es destinado a incrementar la vida de servicio de una parte funcional, al proveer una superficie con un bajo coeficiente de fricción que resiste la abrasión, el desgaste y la corrosión. El cromo decorativo, por otra parte, solo tiene aplicación estética en partes exteriores o visibles. Otro de los propósitos del recubrimiento de cromo duro es restaurar las dimensiones de piezas desgastadas o con dimensiones no adecuadas.
- El cromo duro es normalmente depositado a espesores en el orden de 1,2 y 500  $\mu\text{m}$  y para ciertas aplicaciones, hasta espesores considerablemente mayores. El cromo decorativo pocas veces excede 1,3  $\mu\text{m}$  de espesor.
- Con ciertas excepciones, el cromo duro es depositado directamente sobre el metal base; mientras que el cromo decorativo es aplicado sobre una capa de níquel o de cobre-níquel.

### 1.1.2. PRINCIPALES USOS DEL CROMO DURO (Kenneth R. Newby <sup>[1]</sup>)

#### 1.1.2.1. *Resistencia al desgaste y a la corrosión*

Una extensa información indica la efectividad del cromo duro en la reducción del desgaste de piezas en diversas aplicaciones. El promedio de vida de un anillo de pistón recubierto con cromo duro es cinco veces mayor a la vida de un anillo no recubierto. La mayoría de los anillos de pistones tienen un recubrimiento de cromo de 100 a 200  $\mu\text{m}$ ; aunque también se especifican espesores hasta de 250  $\mu\text{m}$  para motores de trabajo pesado.

En la industria automotriz, el cromo duro es también aplicado a diversos vástagos para incrementar su resistencia al desgaste y a la corrosión. Los vástagos de válvulas se recubren con depósitos de 2,5  $\mu\text{m}$  para reducir el desgaste. También se utiliza el cromo duro en columnas hidráulicas para todo tipo de equipos, con recubrimientos de 20 a 30  $\mu\text{m}$  de espesor.

#### 1.1.2.2. *Aplicaciones en herramientas*

Varios tipos de herramientas son recubiertas con cromo duro para minimizar el desgaste, reducir la fricción y/o prevenir o minimizar la corrosión. Los materiales para matrices en el moldeo de plásticos son usualmente recubiertos con cromo duro para prevenir la corrosión, generalmente moldes de acero y de cobre-berilio, especialmente cuando se moldean plásticos corrosivos como el vinyl.

Los espesores de recubrimiento varían entre 2,5 y 125  $\mu\text{m}$  para prevenir el desgaste en partes pegajosas en moldes para plásticos. El recubrimiento de cromo no se debe usar cuando se moldean plásticos que contienen cloruros retardantes del fuego. Herramientas de corte profundo frecuentemente son recubiertas con cromo duro, con espesores hasta de 100  $\mu\text{m}$  para el mejoramiento del desempeño de la herramienta o para reconstruir partes desgastadas. El cromo duro también reduce la fuerza de fricción en punzonadores de equipos de embutición, facilitando la remoción de la pieza de trabajo. Los moldes de acero



utilizados para estampar barras y tubos son frecuentemente recubiertos con cromo duro con unos espesores relativamente altos, hasta de 250  $\mu\text{m}$ , para minimizar el desgaste y reducir la fricción.

El recubrimiento de cromo duro no es recomendable para herramientas de extrusión en frío para aplicaciones severas donde se producen presiones extremas, porque el recubrimiento se puede agrietar o descascarar y puede ser incompatible con lubricantes de fosfato.

### **1.1.2.3. Reconstrucción de piezas**

Los recubrimientos de cromo son muy utilizados para la reconstrucción de piezas mal maquinadas o desgastadas. Un ejemplo de ello es la restauración de cigüeñales de motores de combustión. En esta aplicación, los espesores varían entre 125 y 1.250  $\mu\text{m}$ , otorgando excelente resistencia al desgaste debido a su bajo coeficiente de fricción. Sin embargo, desde 1970, este proceso de reconstrucción utilizando cromo duro ha sido sustituido por el proceso de termorrociado, el cual, es de aplicación más fácil y rápida.

### **1.1.3. SELECCIÓN DE FACTORES PARA EL USO DEL CROMO DURO**

La decisión para el uso del cromo duro sobre una parte específica debería tomar en cuenta los siguientes aspectos:

- La dureza inherente y resistencia al desgaste del cromo depositado.
- El espesor del depósito requerido.
- La forma, tamaño y construcción de la pieza o parte a ser recubierta.
- Requerimientos superficiales.
- Requerimientos dimensionales.

**TABLA 1.** *Aplicaciones Típicas del Cromo Duro* <sup>[1]</sup>.

<i>Pieza</i>	<i>Metal Base</i>	<i>Espesor (mm)</i>	<i>Tiempo de recubrimiento aprox.</i>
<i>Metal de impresión</i>	<i>Acero al carbono</i>	<i>25</i>	<i>60 min</i>
<i>Sellos</i>	<i>Aceros y cobre</i>	<i>75-180</i>	<i>10 h</i>
<i>Partes de motor de avión</i>	<i>Aleaciones base níquel, aceros alta resistencia</i>	<i>75-180</i>	<i>10 h</i>
<i>Moldes para plásticos</i>	<i>Aceros para herramientas</i>	<i>5-13</i>	<i>30 min</i>
<i>Guías textiles</i>	<i>Acero</i>	<i>5-100</i>	<i>20-240 min</i>
<i>Aros de pistones</i>	<i>Acero o fundición</i>	<i>150-255</i>	<i>8 h</i>
<i>Bolas para válvulas</i>	<i>Latón o acero</i>	<i>7,5-13</i>	<i>20 min</i>
<i>Micrómetros</i>	<i>Acero</i>	<i>7,5-13</i>	<i>20 min</i>
<i>Moldes de bolas de golf</i>	<i>Latón o acero</i>	<i>7,5-25</i>	<i>20-60 min</i>
<i>Herramientas de corte</i>	<i>Acero para herramientas</i>	<i>1,3</i>	<i>5 min</i>
<i>Matrices de conformado y estampado</i>	<i>Acero</i>	<i>25</i>	<i>60 min</i>
<i>Engranajes</i>	<i>Acero</i>	<i>125</i>	<i>150 min</i>
<i>Cañones de pistolas</i>	<i>Acero</i>	<i>25</i>	<i>40 min</i>
<i>Cilindros hidráulicos</i>	<i>Acero 1045</i>	<i>13</i>	<i>30 min</i>
<i>Pines de desgaste</i>	<i>Acero</i>	<i>13</i>	<i>40 min</i>
<i>Rodillos</i>	<i>Acero</i>	<i>13-255</i>	<i>20-300 min</i>

### 1.1.3.1. Dureza

La dureza del cromo electrodepositado es una función de la composición química utilizada en la solución de recubrimiento, y de las condiciones de deposición. En general, el recubrimiento de cromo brillante es el que presenta mayor dureza; éstos depósitos a partir de soluciones convencionales tienen valores de dureza de 850 a 950 HV, aquellos obtenidos a partir de soluciones de mezclas catalíticas tienen valores de dureza entre 900 y 1000 HV; aquellos obtenidos a partir de soluciones libres de fluoruros tienen valores de dureza entre 950 y 1100 HV o más.

### 1.1.3.2. *Tamaño*

Las piezas grandes pueden ser recubiertas en secciones o pueden ser rotadas, de tal manera que solo la parte a ser recubierta esté en contacto con la solución a un tiempo determinado. Se pueden recubrir grandes piezas entre 4 y 18 m, así como piezas pequeñas.

### 1.1.3.3. *Metal base*

La mayoría de los depósitos de cromo duro son aplicados sobre metales y aleaciones ferrosas. Sin embargo, numerosas aplicaciones aeroespaciales requieren los depósitos sobre aleaciones de base níquel y aluminio.

Desde el punto de vista del proceso, el recubrimiento de cromo duro puede ser aplicado a los aceros independientemente de su dureza y su composición química, con tal que el metal base sea suficientemente fuerte para soportar la capa de cromo en servicio.

### 1.1.3.4. *Consideraciones respecto al comportamiento a la fatiga del cromo duro*

La literatura al respecto reporta disminución de la resistencia a la fatiga de los aceros recubiertos con cromo duro. En función de ello, se advierte que el límite de fatiga de aceros de alta resistencia (aceros con  $\sigma_u \geq 1240$  MPa) puede ser reducido alrededor de 50% cuando son recubiertos con cromo duro debido a la estructura de microgrietas inherentes a estos recubrimientos. Sin embargo, se puede recurrir a un tratamiento de granallado (Shot Peening) y post-tratamiento térmico (después del recubrimiento) para mantener gran parte de la resistencia a la fatiga original del material base.

#### **1.1.4. SOLUCIONES UTILIZADAS PARA HACER EL RECUBRIMIENTO DE CROMO DURO (Kenneth R. Newby<sup>[1]</sup>)**

El ácido crómico es la fuente utilizada en las soluciones para hacer estos recubrimientos. Sin embargo, el ácido crómico no deposita el cromo si no está presente una cantidad determinada de catalizador. Las cantidades deben ser las adecuadas, ya que, si hay exceso de una o, poca cantidad de otra, no se produce la deposición.

El catalizador que se ha probado exitosamente ha sido una solución compuesta por aniones ácidos, los cuales provienen de un sulfato. Una sustitución de los iones de fluoruro por una porción de sulfato mejora la operación de deposición del cromo. Después de los años 80 se desarrolló una solución libre de fluoruro. El otro catalizador en la química de la deposición es una especie orgánica estable.

De acuerdo al tipo de catalizador, las principales clases de soluciones son designadas como: *sulfato convencional*, *catalizadores mezclados* (una mezcla química entre sulfato y fluoruro) y *catalizadores libres de fluoruro* (cuya patente pertenece a una empresa química).

##### **1.1.4.1. Soluciones de sulfato convencional**

La composición de las soluciones de ácido crómico convencional catalizadas por un sulfato pueden variar en un espectro muy amplio, manteniendo la relación de peso de ácido crómico a sulfato, dentro de un intervalo entre 75 y 120 a 1. Operando con mayor poder, o corriente, se puede utilizar una relación entre 90 y 110 a 1. Sin embargo, en un margen entre 75 y 90 a 1 se obtienen depósitos brillantes y, se puede utilizar una alta densidad de corriente.

Las soluciones que contienen alrededor de 50 g/l no representan una producción práctica ya que el ámbito de deposición es muy limitado, existe una mayor tendencia a la

contaminación, hay mayor resistencia eléctrica y se requieren mayores voltajes para la operación.

Las soluciones con baja concentración (250g/l de  $\text{CrO}_3$ ) son bastante utilizadas porque minimizan las pérdidas y los problemas ambientales relacionados con la deposición. Las soluciones de alta concentración (400 g/l de  $\text{CrO}_3$ ) tienen la ventaja de ser menos sensibles a los cambios de concentración y son más fáciles de controlar, son más conductivas y pueden ser operadas a menores voltajes, por lo que desprenden menos calor.

**TABLA 2.** Baños de sulfato convencional para recubrimientos de cromo<sup>[1]</sup>.

<i>Tipo de baño</i>	<i>Ácido crómico (g/l)</i>	<i>Sulfato (g/l)</i>	<i>Densidad de corriente (A/dm<sup>2</sup>)</i>	<i>Temperatura del baño (°C)</i>
<i>Baja concentración</i>	250	2,5	31-62	52-63
<i>Alta concentración</i>	400	4,0	16-54	43-63

#### **1.1.4.2. Soluciones de catalizadores mezclados**

Estas soluciones son similares a las de sulfato en cuanto a la conductividad; sin embargo, producen depósitos más duros y tienen una mayor eficiencia de corriente que las soluciones de sulfato convencionales en las mismas condiciones. También son de alta concentración. Los catalizadores mezclados pueden aumentar la velocidad de producción de 40 a 60% o más, por encima de las soluciones de sulfato convencionales, debido a la gran eficiencia de corriente de los catalizadores mezclados y su capacidad para operar a altas densidades de corriente sin crear efectos dañinos en el depósito. Una de las limitaciones de estas soluciones es que causan grabados de superficie no recubierta en áreas de baja densidad de corriente, produciendo un incremento de la contaminación y reduciendo la vida de la solución.

#### **1.1.4.3. Soluciones libres de fluoruro**

Estas soluciones, cuya composición química está patentada, está basada sobre ácido crómico, sulfato y un catalizador orgánico. Estos proveen una velocidad de deposición y

unos intervalos de densidad de corriente ligeramente mayores que las soluciones de catalizadores mezclados. Esto se debe a que no contiene fluoruros u otros halógenos, por lo que no causa grabados de superficie no recubiertas o ataques a substratos de cobre o aluminio, como si ocurre en las soluciones de catalizadores mezclados.

La mayor dureza y resistencia a la corrosión se alcanza en las soluciones libres de fluoruro, luego siguen las soluciones de catalizadores mezclados y por último las soluciones de sulfato convencional.

### **1.1.5. PRINCIPALES PARÁMETROS DEL PROCESO DE RECUBRIMIENTO (Kenneth R. Newby <sup>[1]</sup>)**

Las soluciones para deposición de cromo, de los tres tipos antes señalados, deben ser sujetas periódicamente a análisis químico para el control de la composición de la solución, lo cual garantizará una deposición de composición uniforme a lo largo del proceso. Con excepción del control del catalizador, los métodos de análisis son idénticos para las tres soluciones. Los cambios en la composición química dependen del número de Amperes/hora de corriente que pasa a través de la solución, del movimiento de la solución y de las pérdidas por rociado. Las pérdidas de evaporación, si no son compensadas, pueden producir cambios en la concentración entre 2 y 5% durante un día de operación. Los análisis de la solución deben ser llevados a cabo de manera completa en intervalos de semanas o meses, dependiendo del índice de producción de la empresa.

#### **1.1.5.1. Contenido de ácido crómico**

El contenido de ácido crómico en la solución se puede determinar semi-cuantitativamente utilizando un hidrómetro en la solución, con tal que otros contaminantes como hierro o cobre no estén presentes en la solución en cantidades significativas. El hidrómetro se calibra en onzas de ácido crómico por galón a la temperatura de operación de la solución, luego, la cantidad de ácido crómico se encuentra con una conversión de la lectura de

hidrómetro en gramos u onzas de ácido crómico. Periódicamente, se deben hacer análisis químicos cuantitativos para determinar las diferencias con las lecturas hechas con el hidrómetro.

#### **1.1.5.2. *Contenido de sulfato***

El contenido de sulfato en la solución de cromo se puede determinar con alto grado de exactitud con un método gravimétrico o con un razonable grado de exactitud por medio de un método centrifugado mucho más rápido. El contenido de sulfato en la solución debe ser chequeado regularmente para garantizar una solución estándar y una óptima deposición.

#### **1.1.5.3. *Contaminación***

En el proceso de operación de cualquier solución de cromo, la misma debe estar libre de cantidades excesivas de contaminantes. La introducción de cobre, hierro o cromo trivalente hace decrecer seriamente la conductividad de la solución, dando como resultado un aumento en el voltaje de operación para producir una determinada densidad de corriente.

El cromo trivalente puede ser formado por la descomposición de orgánicos, pero la manera más frecuente es la producción de cromo trivalente como resultado de una baja relación de área de ánodo a cátodo. El cromo trivalente puede ser reoxidado a cromo hexavalente por la reducción electrolítica de la solución entre 60 y 66 °C con una relación ánodo-cátodo de 30 a 1.

Además de la composición de la solución, las unidades principales que deben ser controladas para obtener un cromo duro satisfactorio son: los ánodos, la densidad de corriente, y la temperatura de la solución.

#### **1.1.5.4. Ánodos**

Las soluciones de cromo son operadas con ánodos insolubles de aleación de plomo. Usualmente, la aleación se hace con 7% de Sn ó Sb o una combinación de ambos. Sobre el ánodo se forma una capa de peróxido de plomo durante la electrólisis; lo que indica que el funcionamiento del ánodo está bien. Si la capa se torna de color naranja - amarillo, indica que el ánodo no está pasando corriente adecuadamente. Es muy necesaria la limpieza periódica de los ánodos para mantener un funcionamiento eficiente.

Cada ánodo debe tener la suficiente sección transversal para pasar la corriente sin sobrecalentamiento; por lo menos se requiere de una sección transversal de 150 mm aproximadamente para evitar un corto circuito eléctrico.

#### **1.1.5.5. Conductividad**

La conductividad eléctrica de las soluciones de cromo están basadas sobre la concentración de ácido crómico. Las concentraciones mayores de 250 g/L requieren de bajos voltajes de operación, sin embargo, la eficiencia de corriente decrece con el incremento de la concentración de ácido crómico. Concentraciones por debajo de 180 g/L son imprácticas, a menos que, se disponga de rectificadores de alto voltaje.

#### **1.1.5.6. Densidad de corriente y eficiencia de corriente**

La eficiencia de corriente catódica varía con la densidad de corriente y temperatura de la solución. La eficiencia se incrementa significativamente con el incremento de la densidad de corriente y decrece ligeramente con el aumento de la temperatura. Estas dos variables tienen un efecto definitivo en la apariencia y la dureza del recubrimiento.

Una alta temperatura de solución produce, a baja eficiencia de corriente, un recubrimiento suave, blando y de color mate, a menos que, la densidad de corriente sea incrementada de manera substancial, lo que mejoraría la apariencia y la dureza del mismo. La dureza y el brillo del recubrimiento de cromo duro aumentan, cuando se aumenta la densidad de



corriente a la misma temperatura y para mantener una misma dureza, al aumentar la temperatura, se debe aumentar también la densidad de corriente.

#### **1.1.5.7. Velocidades de deposición**

El tiempo de deposición disminuye en la medida en que aumenta la eficiencia de corriente, por tanto, se requiere menos tiempo para depositar el mismo espesor de recubrimiento aumentando la eficiencia de corriente. De esta manera, la velocidad de deposición aumenta de manera significativa si se aumenta la densidad de corriente. Debido a que el tiempo en el tanque es un factor económico importante; velocidades de deposición elevadas, producidas por la alta disponibilidad de corriente, pueden determinar también, la temperatura de recubrimiento más adecuada.

#### **1.1.5.8. Temperatura de la solución**

La temperatura de la solución afecta la conductividad eléctrica y la corriente requerida. Si la temperatura del baño aumenta, se debe aumentar también la densidad de corriente requerida para obtener un depósito adecuado. Si la energía es limitada, se puede hacer un recubrimiento adecuado a bajas temperaturas, pero si existe una buena disposición de corriente es ventajoso trabajar a temperaturas más elevadas para favorecer una deposición más rápida y un recubrimiento más duradero. A todas las temperaturas, el incremento de la agitación permitiría densidades corriente más elevadas.

El control de la temperatura de solución, dentro de un intervalo adecuado, es muy importante porque, la temperatura influye de manera determinante la calidad del depósito. Un incremento de 2 °C en la temperatura promedio del baño puede reducir en 5% o más el espesor promedio del depósito. Por ello, la temperatura de la solución debe mantenerse dentro de un intervalo de no más de 1 °C, controlado automáticamente.

**TABLA 3.** Efecto de la temperatura del baño y densidad de corriente sobre la apariencia y dureza de los depósitos de cromo a partir de una solución convencional de alta concentración <sup>[1]</sup>.

Temperatura de baño( °C)	Densidad de corriente (A/dm <sup>2</sup> )	Apariencia del depósito	Dureza (DPH) <sup>(a)</sup>
43	<8,53	Mate	<sup>(b)</sup>
	8,53	Semibrillante	695
	17,1	Brillante	900
	25,6	Brillante	>940
	34,1	Opaco, nodular <sup>(c)</sup>	>940
49	<10,9	Mate	510-595
	10,9	Semibrillante	695
	21,7 <sup>(d)</sup>	Brillante	900
	32,6	Brillante	>940
	43,4	Opaco, nodular <sup>(c)</sup>	>940
54	<14,0	Mate	510-595
	14,0	Semibrillante	695
	27,9 <sup>(d)</sup>	Brillante	900
	41,9	Brillante	>940
	55,8	Opaco, nodular <sup>(c)</sup>	>940

<sup>(a)</sup> La dureza se determinó con un indentador de diamante Vickers, con una carga de 200 g.

<sup>(b)</sup> La densidad de corriente fue muy baja para recubrir suficiente cantidad que permitiera hacer el ensayo de dureza.

<sup>(c)</sup> Especímenes pulidos ligeramente hasta suavizar los nódulos.

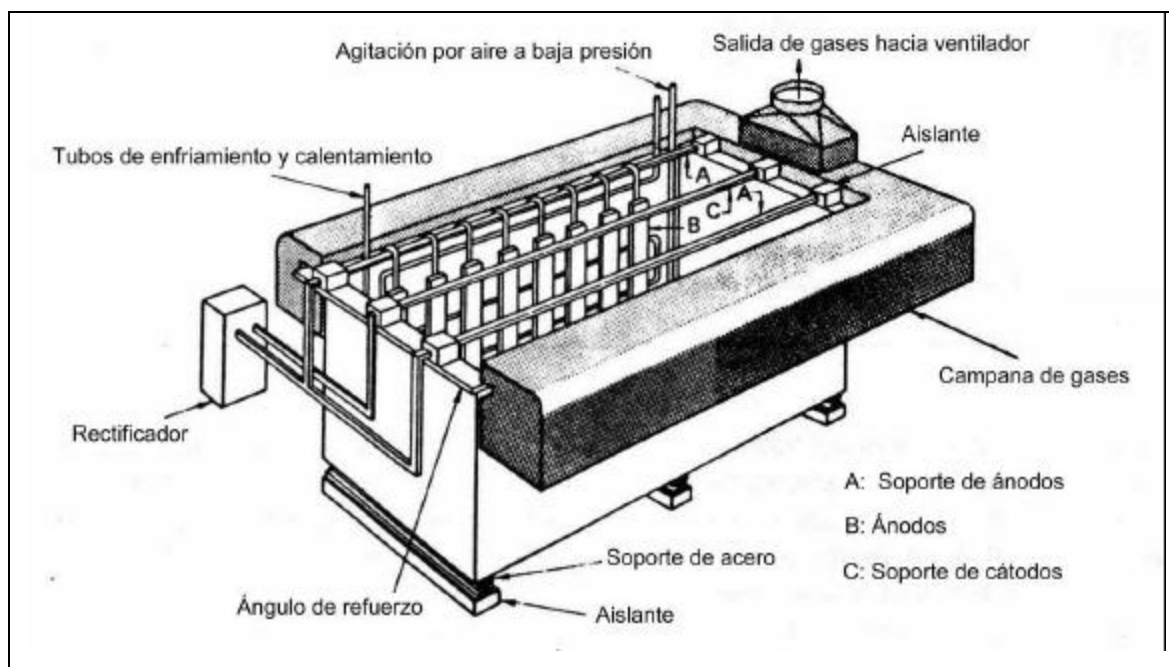
<sup>(d)</sup> Densidad de corriente óptima.

### 1.1.6. EQUIPO UTILIZADO PARA RECUBRIR CON CROMO DURO UTILIZANDO UNA SOLUCIÓN CONVENCIONAL (Kenneth R. Newby <sup>[1]</sup>)

#### 1.1.6.1. Tanque y revestimiento

El equipo consta principalmente de un tanque, generalmente fabricado de acero de bajo carbono, revestido con un material resistente a la corrosión de ácido crómico. El material de revestimiento suele ser de una aleación de plomo que contiene antimonio, ya que este es efectivo contra la corrosión. También se usan unos ladrillos resistentes al ácido en combinación con el revestimiento, para evitar también las pérdidas de corriente. El tanque

debe estar situado por lo menos a 100 mm del suelo, colocado sobre unas vigas. Para aislar el tanque del suelo se coloca una fibra de vidrio entre el suelo y la viga. Para aislar los electrodos del tanque se utilizan unos ladrillos de vidrio. Las dimensiones del tanque obedecen a especificaciones relacionadas de manera adecuada, de acuerdo al largo, profundidad, espesor de la pared y ancho requerido. De igual manera, el revestimiento también se encuentra sometido a este tipo de especificaciones.



**FIGURA 1.** Tanque utilizado para el recubrimiento con Cromo Duro<sup>[1]</sup>.

#### 1.1.6.2. Sistema de control de temperatura

Para el sistema de enfriamiento y calentamiento de la solución se utilizan tubos espirales hechos de plomo o de plomo-antimonio, que conducen vapor de agua para el calentamiento y agua para el enfriamiento. También se usan espirales de titanio para soluciones convencionales y soluciones libres de fluoruro por su relativo bajo costo y duración. Estas espirales se mantienen sobre la pared del tanque, detrás de los ánodos y tienen una sección no conductora para que no interfieran eléctricamente con el sistema de poder.

### **1.1.6.3. Agitación**

La solución de ácido crómico debe ser constantemente agitada, particularmente al principio de la operación de recubrimiento, para evitar gradientes de temperatura. Generalmente se utiliza una agitación con aire, el cual es suministrado por una bomba de baja presión y libre de aceite para evitar cualquier contaminación de la solución. El aire llega a la solución a través de un tubo perforado hecho con un material polimérico, el cual distribuye el aire adecuadamente.

### **1.1.6.4. Barra colectora**

Se utiliza una barra colectora de ánodos, generalmente fabricada de cobre. Esta barra debe soportar el peso y el trabajo de los ánodos. Para ello se determina su dimensión a partir del amperaje a utilizar y el peso de los ánodos que debe soportar. Esta barra se coloca sobre el borde del tanque, aislada con ladrillos de porcelana o plástico.

### **1.1.6.5. Fuente de poder**

Actualmente se utilizan rectificadores de manera regular para depositar recubrimientos, mientras que los generadores se utilizan para instalaciones grandes y permanentes. Generalmente se desea trabajar con una fuente de poder de 9 a 12 V, aunque se puede trabajar hasta con 6 V. Se requiere para ello un rectificador de onda completa con una entrada trifásica sin interrupción de corriente. Si la fuente de poder falla durante la operación se producen depósitos laminados y suaves.

### **1.1.6.6. Extractor de gases**

El proceso de recubrimiento con cromo duro produce gases tóxicos. La concentración máxima permitida para 8 horas de trabajo continuo es de 0,1 mg de niebla de ácido crómico por metro cúbico de aire. Este valor de concentración es de acuerdo a las recomendaciones de la Conferencia Americana de Higienistas Industriales. Para lograr la extracción adecuada de gases se usa un mínimo de ventilación de 60 m<sup>3</sup>/min por metro cuadrado de área de superficie de solución. Los ventiladores de extracción se colocan generalmente a

lo largo de ambos lados del tanque. El sistema de extracción debe contener una trampa para capturar el ácido crómico que sale como niebla, para retornarlo al tanque o darle un destino seguro. Se debe hacer todo lo posible para evitar que el ácido crómico salga a la atmósfera, ya que es sumamente tóxico.

### **1.1.7. CARACTERÍSTICAS Y CONSIDERACIONES DEL CROMO DURO**

#### **1.1.7.1. *Relación entre microgrietas, esfuerzos residuales y dureza***

La mayoría de los depósitos de cromo electrolítico, como el cromo duro, presentan microgrietas. Estas microgrietas son relativamente muy delgadas, alrededor de 0,1  $\mu\text{m}$  de ancho y de muy poca penetración en el recubrimiento, menor de 8  $\mu\text{m}$ . Estas grietas no están vacías, sino llenas de cromo u óxido de cromo. Las microgrietas forman redes grietas o patrones visibles a varias magnificaciones de aumento. Estas microgrietas se forman durante la deposición cuando los esfuerzos internos de tracción, propios del proceso de electrodeposición del cromo, exceden la fuerza de cohesión de este. Por lo tanto, la formación de microgrietas es un mecanismo de liberación de tensiones internas durante la deposición del recubrimiento <sup>[2]</sup>.

Las microgrietas disminuyen los esfuerzos residuales de tracción en la medida en que aumenta el espesor del depósito. Por tanto, los esfuerzos residuales de tracción son inversamente proporcionales al número de grietas <sup>[2-3]</sup>.

La densidad de microgrietas en los depósitos de cromo varía entre 0 y 1200 grietas/cm (densidad lineal), dependiendo de la composición química del baño, de la densidad de corriente y de la temperatura. El número de grietas se incrementa con la concentración del catalizador en el baño.

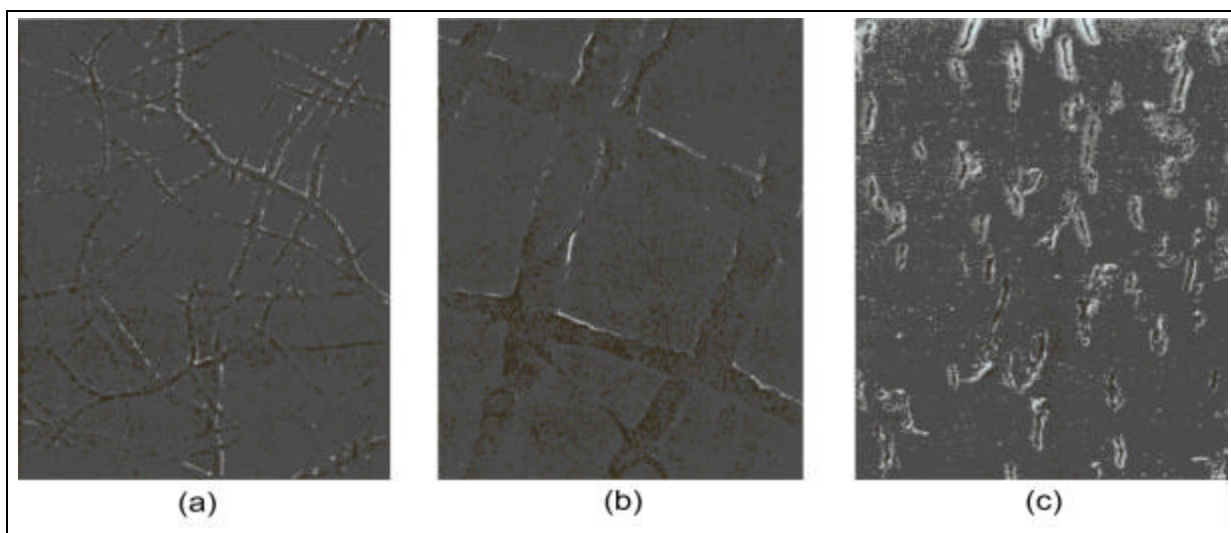
Los recubrimientos delgados pueden no formar microgrietas. Los depósitos con poca cantidad de grietas tienen microgrietas más profundas que aquellos con alta densidad de grietas. En la medida en que se va incrementando el espesor del depósito, los esfuerzos internos de tracción también se incrementan, hasta que se forma la microgrieta, con lo que se libera gran parte de la tensión interna del depósito. A espesores alrededor de 125  $\mu\text{m}$  los esfuerzos internos alcanzan valores constantes.

Los depósitos con espesores de alrededor de 10  $\mu\text{m}$  que se forman en procesos libres de grietas, tienden a formar macrogrietas que se extienden a través de todo el espesor desde el sustrato hasta el recubrimiento. Los depósitos libres de grietas no son tan duros como aquellos que presentan microgrietas. Se ha encontrado que los depósitos de cromo libres de grietas presentan durezas entre 600 y 300  $\text{HK}_{100}$ , mientras que los depósitos con microgrietas presentan durezas entre 850 y 1050  $\text{HK}_{100}$ . Estos valores de dureza están relacionados en forma directamente proporcional con la resistencia al desgaste, en donde, los depósitos libres de grietas presentan una muy pobre resistencia al desgaste comparada con los depósitos de cromo con grietas.

Las grietas del recubrimiento influyen los valores de dureza, dependiendo del tipo de indentador utilizado y de la carga aplicada. En general, las cargas ligeras son más sensibles a las variaciones de dureza y esto resulta en valores más altos. Las grietas influyen más los valores obtenidos con cargas elevadas que los valores obtenidos con cargas ligeras. También, debido a que el indentador piramidal de diamante 136° Vickers cubre menos área, los valores de dureza determinados con este indentador están menos influenciados por las grietas que los valores obtenidos con el indentador Knoop<sup>[1]</sup>.

**TABLA 4.** Valores de dureza del Cromo Duro con distintos indentadores<sup>[1]</sup>.

Carga (g)	Indentador Vickers	Indentador Knoop
100	950 – 1100 (1040 prom.)	940 – 1090 (1025 prom.)
500	780 – 905 (850 prom.)	685 – 890 (830 prom.)



**FIGURA 2.** Fotomicrografías de grietas características de los depósitos de cromo<sup>[2]</sup>.  
(a) 540X (b) 2300X y (c) sección transversal 880X. Depósito contiene 315 microgrietas/cm

#### 1.1.7.2. Resistencia a la corrosión

El cromo duro, o cromo electrodepositado, por encima de 1,2  $\mu\text{m}$  de espesor, protege al sustrato por medio de una barrera, en contraposición al recubrimiento de zinc, el cual se sacrifica para proteger el sustrato. El cromo es electroquímicamente más activo que el acero. Sin embargo, este forma una densa capa de óxido sobre la superficie. El cromo duro es químicamente resistente a la mayoría de los compuestos y ofrece una excelente protección contra la corrosión en la mayoría de los ambientes.

Debido a que el cromo duro protege al sustrato formando una barrera, los recubrimientos deben ser más gruesos que las microgrietas para proveer una buena resistencia a la corrosión. Aunque los recubrimientos delgados pueden no formar microgrietas, éstos pueden ofrecer una buena resistencia a la corrosión como los recubrimientos más gruesos. Las microgrietas no disminuyen la resistencia a la corrosión como podría esperarse. Existen dos razones para esto. Primero, las microgrietas no están vacías, sino que están llenas de cromo u óxido de cromo. Segundo, debido a que las microgrietas son muy

delgadas, alrededor de 0,1  $\mu\text{m}$ , y que el agua no moja al cromo, entonces, no hay penetración de líquido en la grieta.

Los recubrimientos delgados libres de grietas pueden ser depositados a partir de baños a bajas densidades de corriente y altas temperatura. Estos depósitos libres de grietas proveen mejor resistencia a la corrosión que los depósitos de cromo microagrietados. Sin embargo, estos depósitos presentan altos esfuerzos internos de tracción y no son tan duros como los depósitos de cromo microagrietados. Los depósitos libres de grietas pueden utilizarse cuando la protección contra la corrosión es el único requerimiento para el depósito.

### **1.1.7.3. Efecto de la temperatura**

El efecto de la temperatura sobre la dureza del cromo es un factor significativo en aplicaciones donde está involucrada la resistencia al desgaste. La dureza del recubrimiento empieza a decrecer cuando el mismo es expuesto a temperaturas por encima de los 205 °C. La dureza decrece progresivamente con el incremento de la temperatura. Debido a que la dureza del cromo duro decrece, su resistencia al desgaste puede verse afectada en forma muy adversa. En general, los recubrimientos de cromo duro no deben ser utilizados en aplicaciones de resistencia al desgaste cuando la temperatura de servicio excede los 400 °C.

### **1.1.7.4. Costos**

Los depósitos de cromo duro son recubrimientos que tienen una relación costo-ganancia muy favorable para quienes lo producen, dando ganancias seguras y con una calidad reproducible como aquellos recubrimientos con una tecnología alternativa. Los factores más importantes en costo son el capital y los gastos operativos, seguido por la electricidad y los químicos, los cuales son relativamente económicos. Los costos químicos van en aumento a partir de la solución convencional, seguido de los catalizadores mezclados y luego las soluciones libres de fluoruro. Sin embargo, estos costos se ahorran en los costos eléctricos y en la calidad de los depósitos.



Los costos del recubrimiento se incrementan con la complejidad de la pieza a recubrir. Las partes que contienen entallas, cambios de sección y áreas a no ser recubiertas necesitan un manejo especial o requieren más trabajo desde el punto de vista operativo, desde la preparación hasta el acabado, ya que muchas de las operaciones en el recubrimiento se hacen manualmente.

También los ánodos deben ser conformados precisamente a la forma de las piezas a recubrir, para asegurar el control del espesor del recubrimiento. Por tanto, la forma de la pieza a recubrir así como su naturaleza, el espesor, las técnicas especiales de acabado como el granallado y el tratamiento térmico previo que requieran las piezas antes de ser recubiertas, son factores que incrementan los costos. Los recubrimientos de alta calidad en cuanto a la dureza, acabado y apariencia brillante son muy costosos ya que requieren de estrictos controles en su producción.

#### **1.1.7.5. *Substitución de los recubrimientos de cromo***

El cromo duro ha sido ampliamente utilizado como recubrimiento de metales debido a las propiedades muy favorables que imparte al substrato y porque el proceso de recubrimiento está ampliamente especificado, bien entendido y además, presenta una buena relación costo-beneficio. Sin embargo, en años recientes, el uso y la emisión del cromo hexavalente ha sido muy cuestionada por organismos reguladores en los Estados Unidos debido a sus efectos adversos en el ambiente y en la salud. Las agencias reguladoras han decretado las reducciones significativas que deben hacerse de emisiones de cromo para los próximos años. Las soluciones que se han propuesto para ello van desde la adición de equipos de control de emisiones, cambios en el método de aplicación, hasta la completa reingeniería de recubrimiento por medio de la substitución del material y del proceso <sup>[4]</sup>.

Existen unos recubrimientos que se perfilan, debido a sus características, como posibles substitutos del cromo duro. Sin embargo, ninguno de ellos exhibe todas las características deseables del cromo duro. No obstante, cada uno de ellos presenta muy buenas características específicas, que pueden ser aprovechadas en casos particulares. A

continuación se darán las características generales de estos procesos que son potenciales substitutos del cromo duro.

#### **1.1.7.5.1. “Electroless” de Níquel (EN)**

Este recubrimiento ha estado en existencia desde hace varias décadas. Es un proceso autocatalítico (no requiere fuente de energía externa), donde iones de níquel son reducidos a metal por la acción química de un agente reductor, sin la necesidad de una corriente eléctrica. El uso de este recubrimiento como substituto del cromo duro está ampliamente limitado por sus pobres propiedades físicas. Los recubrimientos EN de bajo fósforo presentan una relativa buena dureza y resistencia al desgaste, pero esta es menor que la del cromo duro. Una ventaja del EN es que el recubrimiento sigue perfectamente el contorno del substrato, con un espesor bastante uniforme, por lo que se pueden recubrir piezas de formas complicadas perfectamente. El EN es más susceptible a las impurezas y desequilibrios en el baño que el cromo duro, por tanto, necesita de un control estricto para mantener la estabilidad del mismo.

El EN puede ser utilizado como una alternativa al cromo duro en limitadas aplicaciones, tales como en condiciones de muy buena lubricación. La relación costo-beneficio del EN tampoco es muy favorable. La principal desventaja del EN es su menor dureza, pero haciéndole un post-tratamiento térmico se mejoran mucho estas propiedades. La principal ventaja del EN es que la resistencia a la corrosión es mejor que la del cromo duro y además, puede presentar una menor disminución de las propiedades de fatiga que el recubrimiento de cromo.

#### **1.1.7.5.2. Compuesto electrodepositado de Níquel-Tungsteno**

Existen dos procesos separados de compuesto de níquel-tungsteno que son potenciales alternativas al cromo duro: el níquel-tungsteno-boro (Ni-W-B) y, el níquel-tungsteno-carburo de silicio (Ni-W-SiC). Ambos procesos son similares ya que son depositados electrolíticamente. Los dos procesos fueron desarrollados recientemente y aún no son

ampliamente utilizados. Cada uno de estos recubrimientos exhibe muchas de las características deseables del cromo duro, pero son necesarias todavía muchas pruebas antes de que el proceso sea ampliamente utilizado en aplicaciones críticas. El proceso utiliza menos energía que la deposición del cromo y también produce un recubrimiento más uniforme, lo que representa un ahorro de costos. Además, el proceso es parecido al del cromo, ya que se realiza en un tanque, por lo que una transición hacia este nuevo proceso es muy viable.

El recubrimiento de Ni-W-B es aproximadamente 60% Ni, 39% W, y 1% B. Este recubrimiento tiene un brillo plateado-blanco, de apariencia muy lustrosa y de espesores hasta 0,25 mm (250  $\mu\text{m}$ ), encima de los cuales presenta una apariencia mate. El recubrimiento presenta buena resistencia química y resistencia a la abrasión, además de poseer alta ductilidad y bajo coeficiente de fricción. Presenta también buena uniformidad y suavidad. Sin embargo, el recubrimiento es menos duro que el cromo duro, pero con post-tratamiento térmico se logran durezas ligeramente mayores que las del recubrimiento de cromo.

El recubrimiento Ni-W-SiC es similar al Ni-W-B excepto que usa carburo de silicio dispersos en la matriz para aliviar los esfuerzos internos y mejorar la dureza del recubrimiento. El depósito resultante presenta 46,3% Ni, 46,1% W, 4,3% Si y 3,2% C. La apariencia es similar al anterior, con los carburos de silicio causando un ligero oscurecimiento. Las propiedades del depósito presentan buena resistencia química y a la abrasión, con bajo coeficiente de fricción. La dureza de este recubrimiento es algo mayor que la del Ni-W-B y, con post-tratamiento térmico esta excede la del cromo duro.

La principal desventaja de estos recubrimientos es que les falta maduración y que es más costoso que el cromo. Por otro lado, no ha sido adoptado en ningún proceso productivo aún. Por tanto, necesita todavía de muchas pruebas para que pueda ser utilizado en una aplicación en particular.

### **1.1.7.5.3. Recubrimientos termorociados**

Diversas aplicaciones de recubrimientos termorociados también son potenciales alternativas al cromo duro. Las variaciones de esta aplicación incluyen: rociado por arco, rociado por llama, rociado de plasma y, el rociado con combustible oxígeno de alta velocidad (HVOF). Desde el punto de vista de materiales, el HVOF es el que tiene las mejores propiedades como recubrimiento.

El HVOF es actualmente utilizado en muchas aplicaciones industriales debido a que es muy duro, provee una superficie altamente resistente comparable a la que provee el cromo Duro.

El proceso está basado en la detonación de una pistola (proceso desarrollado por Praxair). En la aplicación del recubrimiento, un gas explosivo es mezclado, produciéndose su ignición en el cañón de la pistola y fundiendo el material de recubrimiento, que se encuentra en polvo, el cual, es proyectado hacia la superficie del sustrato a velocidades supersónicas. Las propiedades superiores del recubrimiento son el resultado de las altas velocidades que se logran en el proceso. A velocidades más altas se logra mayor fuerza de impacto sobre la superficie del sustrato, resultando en menores espacios vacíos en el recubrimiento y, por tanto, propiedades deseables en el mismo.

Existen en el presente numerosas empresas que fabrican equipos de HVOF y materiales para recubrimiento, cada una varía algo en el diseño; el sistema y el material de recubrimiento seleccionado contribuyen a la calidad y a las propiedades del depósito. Muchos recubrimientos de HVOF son de base cromo, sin embargo, el uso del sistema no necesariamente podría eliminar el uso del cromo duro. No obstante, estos procesos con HVOF emiten cantidades significativamente menores de cromo que los procesos de recubrimiento de cromo electrolítico como en el caso del cromo duro.

**TABLA 5.** Características de los recubrimientos de Cromo Duro y de los procesos alternativos <sup>[4]</sup>.

<i>Características</i>	<i>Cromo Duro</i>	<i>Electroless Ni-P (Bajo fósforo)</i>	<i>Ni-W-B</i>	<i>Ni-W-SiC</i>	<i>Plasma rociado</i>	<i>HVOF</i>
<i>Espesor (mm)</i>	<0.8	<0.5	<0.25	<0.4	<1.3	<1.3
<i>Adhesión (MPa)</i> <i>(ASTM C 633)</i>	>70	>70	>70	>70	>55	>70
<i>Dureza</i>	800-1000 HV	670-750 DPH <sub>300</sub> sin PTT 980-1050 DPH <sub>300</sub> con PTT	600-950 DPH <sub>300</sub>	800->1000 DPH <sub>300</sub>	800-1200 DPH <sub>300</sub>	800-1450 DPH <sub>300</sub>
<i>Resistencia a la corrosión (h)</i> <i>(ASTM B 117)</i>	>24	>96	>400	>24	>24	>48
<i>Porosidad (%)</i>	<2	<1	<1	<1	5-13	<2
<i>Coefficiente de fricción</i>	0.16	<0.2*	0.13	0.13	0.25*	0.2*
<i>Resistencia química</i>	Regular	Buena	Excelente	Excelente	Buena	Excelente
<i>Capacidad de remoción</i>	Rel. Fácil	Difícil	Difícil	Difícil	Difícil	Difícil
<i>Pérdida de resistencia a la fatiga (%)</i>	<60	Menor a la del Cromo*	Menor a la del Cromo*	Menor a la del Cromo*	Menor a la del Cromo*	Menor a la del Cromo*

\* Requiere de estudios adicionales

## 1.2. FATIGA

### 1.2.1. INTRODUCCIÓN

Muchas de las fallas de las piezas funcionales se presentan a esfuerzos menores al valor del esfuerzo de fluencia del material y sin deformación visible; este tipo de falla se presenta principalmente cuando el material está sometido a esfuerzos dinámicos, es decir, que varían entre dos o más niveles de esfuerzo, llamados esfuerzos alternantes o fluctuantes; este tipo de falla se conoce como falla por fatiga <sup>[5]</sup>.

Estas fallas comienzan con una pequeña grieta que crece a partir de alguna discontinuidad y se propaga en cada fluctuación hasta que la sección remanente es muy pequeña para soportar la carga y se produce la fractura por sobreesfuerzo. Este tipo de fallas son muy peligrosas ya que no se observa ningún indicio como en las fallas producidas por cargas estáticas en las cuales se observan deformación plástica de la pieza.

### 1.2.2. SOLICITACIONES DE ESFUERZO

Dentro del estudio de fatiga es importante conocer los tipos de fluctuaciones de esfuerzo a las que puede estar sometida una pieza. Para entender estos tipos de fluctuaciones, es importante definir ciertos conceptos que los describen:

- *Intervalo de esfuerzo:* se determina como la diferencia algebraica entre el esfuerzo máximo y el mínimo

$$s_r = s_{\max} - s_{\min}$$

- *Amplitud del esfuerzo:* se considera como el esfuerzo equivalente a la mitad del intervalo

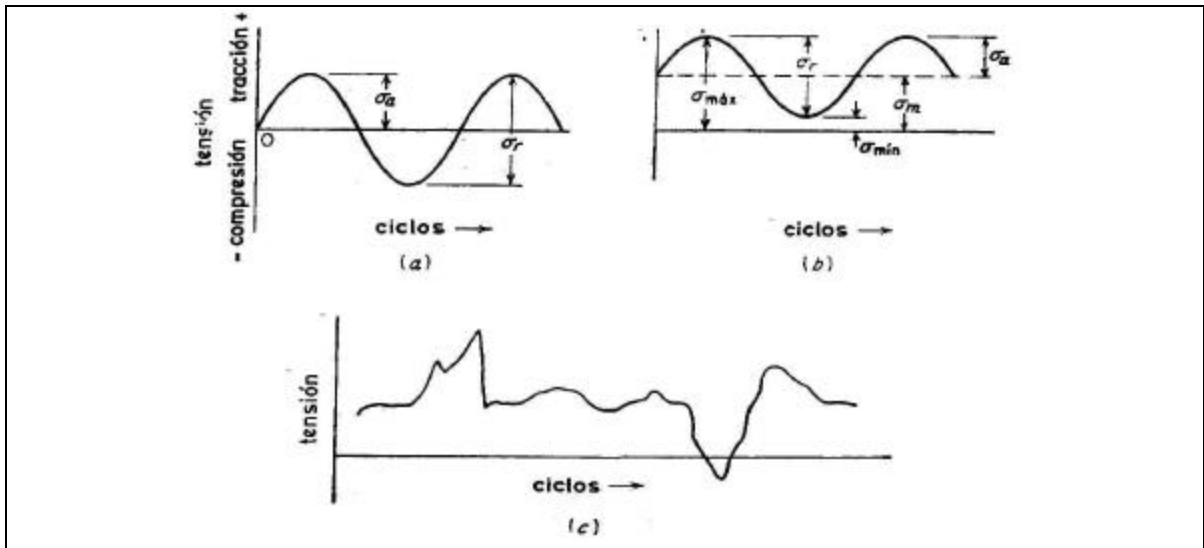
$$s_a = \frac{s_{\max} - s_{\min}}{2} = \frac{s_r}{2}$$

- *Esfuerzo medio:* Es el promedio del máximo y el mínimo de los esfuerzos del ciclo

$$s_m = \frac{s_{\max} + s_{\min}}{2}$$

- *Relación de Esfuerzos:* Es una cantidad que se emplea para expresar los datos de fatiga y representa el cociente entre el esfuerzo máximo y mínimo del ciclo:

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}}$$



**FIGURA 3.** Solicitaciones de esfuerzo más comunes<sup>[6]</sup>.

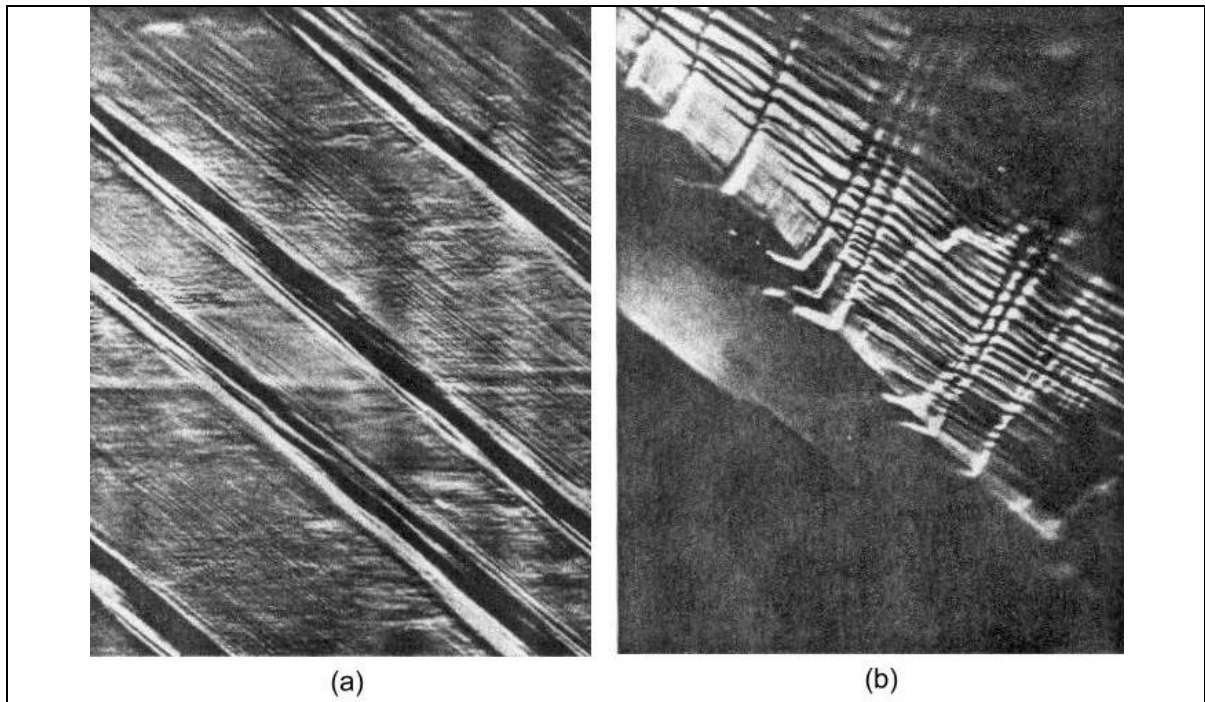
En la Figura 3 se pueden observar tres sollicitaciones típicas de fatiga a las que pueden ser sometidas las piezas. En la figura (a) se observa un ciclo de esfuerzos totalmente invertido en el cual el esfuerzo máximo es de tracción y el mínimo posee el mismo módulo pero en compresión, por lo cual se considera algebraicamente negativo; por lo tanto la amplitud de esfuerzo es igual al esfuerzo máximo de tracción. La figura (b) muestra un estado de esfuerzos repetidos en el cual la tensión máxima y mínima son de tracción, en tanto que la figura (c) muestra una condición de esfuerzos en la que el esfuerzo máximo y el mínimo no siempre alcanzan el mismo valor. Este tipo de sollicitaciones se puede encontrar en el ala de un avión sometida a las fluctuaciones del viento durante el vuelo; para el estudio de estos ciclos de esfuerzo es necesario tomar en cuenta la influencia del ciclo anterior para obtener la vida remanente de la pieza

### 1.2.3. ASPECTOS ESTRUCTURALES DE LA FATIGA

Las superficies de falla por fatiga presentan dos zonas con apariencia muy diferente; en la mayoría de los casos la superficie de inicio del crecimiento de la grieta, presenta una apariencia lisa, esto debido a que las superficies del metal se frotan entre sí a medida que éste se deforma; la otra región posee una apariencia fibrosa, áspera e irregular, originada cuando el metal ha fracturado dúctilmente al disminuir su sección y no poder soportar la carga <sup>[7]</sup>. Microscópicamente, las fallas por fatiga presentan líneas de deslizamiento, que se forman durante los primeros cientos de ciclos. Los ciclos de deslizamiento sucesivos producen bandas de deslizamiento, pero estas no son proporcionales al número de ciclos de tensión. Estas líneas de deslizamiento se producen generalmente en las direcciones de mayor compactación y en los planos más compactos del metal. Gough <sup>[8]</sup> realizó trabajos sobre monocristales de aluminio puro y determinó que el deslizamiento ocurre sobre los planos (111) en las direcciones  $\langle 110 \rangle$ , pero dichas líneas aparecen cuando se ensaya el material a altos esfuerzos, mientras que a esfuerzos menores al límite de fatiga estas no aparecían<sup>[9]</sup>. Estas líneas dan lugar a la formación de bandas de deslizamiento, las cuales producen zonas de saturación que se manifiestan como regiones distorsionadas de deslizamiento marcado que dan lugar a la formación de grietas que crecen paralelas a las bandas de deformación. Realizando observaciones metalográficas cuidadosas se pueden encontrar superficies de entrantes y salientes conocidas como intrusiones y extrusiones de fatiga o también conocidas como estriaciones de fatiga (Ver Figura 4). Estas estriaciones son zonas embrionarias para el crecimiento de grietas de fatiga.

El proceso de formación de grietas de fatiga se divide generalmente en tres etapas. La primera etapa solo se produce en los metales cuando el esfuerzo aplicado es menor al límite elástico estático (Esfuerzo de fluencia); en esta etapa se produce deformación masiva





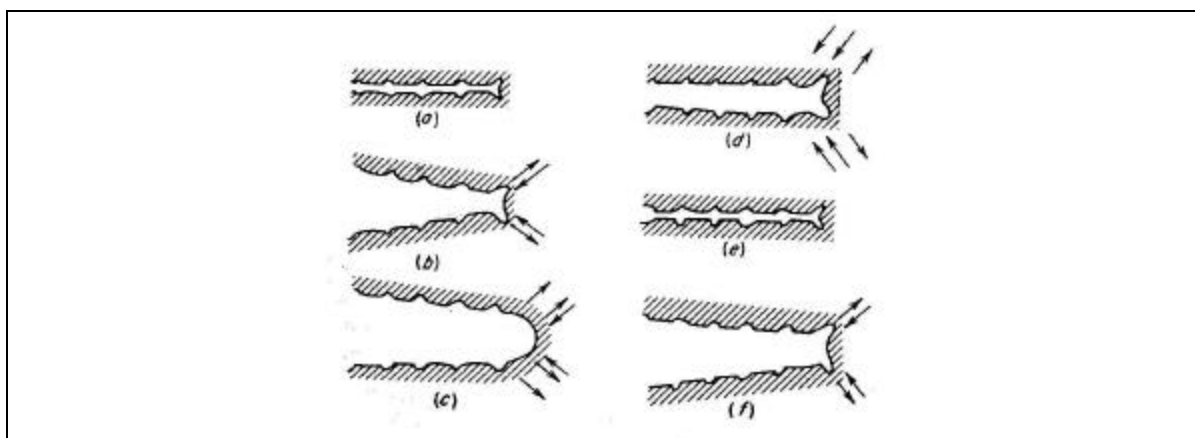
**FIGURA 4.** Morfología de las bandas de deslizamiento. (a) Bandas producidas por esfuerzos estáticos y (b) bandas producidas por esfuerzos cíclicos (fatiga). Ambas fotomicrografías tomadas al mismo aumento ( $1000\times$ )<sup>[8]</sup>.

generalizada hasta que el material se endurece lo suficiente para resistir el esfuerzo aplicado. La segunda etapa generalmente comienza luego de  $10^4$  ciclos hasta la formación de una grieta visible de fatiga, por lo cual durante esta etapa se produce el inicio de la grieta de fatiga. La tercera etapa es la propagación de la grieta hasta alcanzar un tamaño suficiente para provocar la ruptura; la grieta crece debido a cada ciclo de esfuerzo hasta que la sección remanente es insuficiente para soportar el esfuerzo y se produce la falla por sobre esfuerzo, la cual es de tipo dúctil.

Para entender el fenómeno de nucleación y propagación de grieta, se divide este fenómeno en dos etapas o estados. En el estado I la grieta se propaga inicialmente sobre las líneas de deslizamiento persistentes; en un metal policristalino, la grieta se extiende sobre unos pocos granos hasta que alcanza el estado II de propagación. En el estado I la superficie de fractura prácticamente no presenta evidencia fractográfica, por el contrario el estado II frecuentemente presenta un patrón de ondulaciones o estriaciones de fatiga. Cada estriación representa la posición sucesiva del frente de avance de grieta lo cual es normal para grandes

esfuerzos de tracción y es producida por cada ciclo de esfuerzo. La presencia de estriaciones es una evidencia inequívoca que la falla fue producida por la fatiga, pero la ausencia de estas no implica que la falla no se produjo por fatiga, esto debido al pequeño espaciamiento entre ellas que no puede ser resuelto por los métodos de observación utilizados; este fenómeno también puede ser producido por la insuficiente ductilidad en la punta de la grieta para producir una ondulación por deformación plástica o por la eliminación de las estriaciones debido a daño en la superficie. Como el estado II de propagación no ocurre en toda la vida a fatiga, no es posible decir que contando todas las estriaciones se puede obtener toda la historia de ciclos a falla.

El estado II de propagación ocurre por el proceso de despunte plástico, ilustrado en la figura 5. Al comienzo del ciclo de carga la punta de la grieta es aguda (Figura 5a), a medida que la carga de tensión es aplicada, la pequeña entalla doble en la punta de la grieta concentra el deslizamiento sobre planos a  $45^\circ$  del plano de la grieta (Figura 5b) a medida que la grieta alcanza su máxima separación (Figura 5c), esta crece por cizallamiento plástico y al mismo tiempo la grieta despunta o pierde su borde. Cuando la carga cambia a compresión, la dirección de deslizamiento en la zona final se revierte (Figura 5d). Las caras de la grieta son presionadas una contra otra y la nueva superficie creada en tracción es forzada a dirigirse sobre el plano de la grieta (Figura 5e) donde es parcialmente doblada para formar una grieta reafilada la cual está lista para avanzar y despuntar en el siguiente ciclo de carga<sup>[10]</sup>.



**FIGURA 5.** Esquema del mecanismo de despunte plástico<sup>[10]</sup>.

### 1.2.4. CURVA S-N (CURVA DE WÖHLER)

La resistencia o vida a la fatiga de un material depende del valor de los esfuerzos cíclicos aplicados durante el ensayo. Para obtener el comportamiento a la fatiga de un material es usual ensayar un número de probetas a varios niveles de esfuerzo y medir la vida de cada probeta como el número de ciclos requeridos para causar la falla, la relación entre esfuerzo y número de ciclos es presentada como una curva comúnmente llamada curva S-N o curva de Wöhler.

#### 1.2.4.1. Significado, Características y Estructura

La curva S-N difiere en forma para diferentes clases de materiales; como se puede observar en la Figura 6 existen 2 tipos de curvas claramente identificadas. La primera curva presenta un punto de inflexión donde se convierte horizontal; este valor de esfuerzo por debajo del cual no ocurre falla para cualquier tiempo de vida se conoce como límite de fatiga. Para materiales que no presentan límite de fatiga, la curva se presenta como la segunda curva, en la cual no existe un cambio brusco de comportamiento.

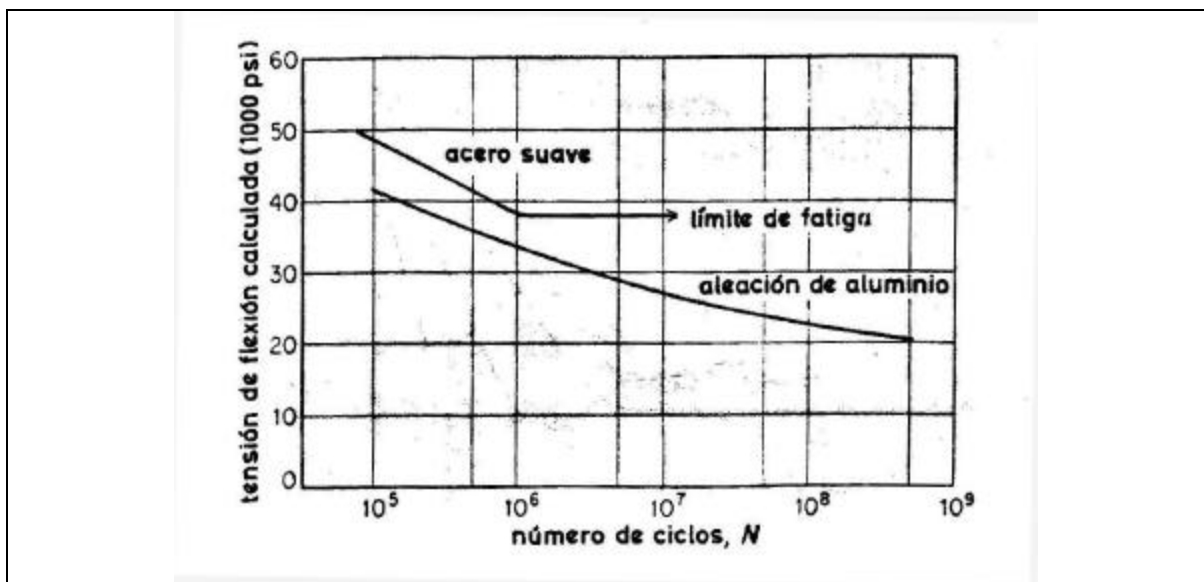


FIGURA 6. Curvas de Wöhler o curvas S-N<sup>[6]</sup>.

Estos dos tipos de curvas ilustran la cantidad de ciclos que un material puede resistir sin que se produzca falla catastrófica; este número de ciclos representa la vida o resistencia a la fatiga del material sometido a ese nivel de esfuerzo. Esta curva se construye a partir de múltiples ensayos realizados a un número de probetas para ciertos niveles de esfuerzo, luego los valores son graficados en escala logarítmica. Los ensayos se realizan disminuyendo la carga hasta alcanzar un valor en el cual no se produzca falla. En el caso de ensayar un material y encontrarse un valor de límite de fatiga, la curva debe construirse en dos partes: la primera parte referente a la resistencia a la fatiga, que se realiza aplicando el modelo de Basquin y la segunda parte para determinar el límite de fatiga a partir de la aplicación de cualquiera de los métodos existentes, tal como el método de la escalera.

#### **1.2.4.2. Aspecto estadístico de los datos de fatiga**

Si se ensaya un determinado número de probetas de fatiga similares al mismo esfuerzo, se encuentra una considerable variación o dispersión en el número de ciclos a falla. La extensión de la dispersión depende de muchos factores; esta es mayor en probetas pulidas que en las entalladas, también es mayor en materiales de alta resistencia como los aceros de alta resistencia y las aleaciones de aluminio envejecidas, que en materiales blandos y usualmente aumenta cuando disminuye el esfuerzo. Se observa que la dispersión en los valores de esfuerzo para un número de ciclos dado es mucho menor que la dispersión del número de ciclos a un valor de esfuerzo. Esto es simplemente debido a la pendiente de la curva S-N<sup>[9]</sup>.

El problema de la dispersión no es un problema serio en aplicaciones donde el valor de esfuerzo permanece por debajo del límite a fatiga o con una gran resistencia a la fatiga, por lo que los datos de la curva S-N son aceptables, pero no para aplicaciones en elementos de poca resistencia a la fatiga, es decir, valores de esfuerzo mayores al límite de fatiga.

El principal propósito de los ensayos de fatiga es obtener datos que puedan utilizarse para predecir el comportamiento de los materiales en servicio, pero con estos datos es difícil realizar esta predicción con exactitud, por lo que se hace necesario ensayar el componente a

escala real, lo cual es bastante costoso, por lo que el uso de herramientas estadísticas juega un papel relevante para permitir la reproducibilidad de los datos de ensayos en probetas respecto a los componentes reales.

Parte de la dispersión observada en los resultados de los ensayos de fatiga se debe a la variación en las condiciones y procedimientos de ensayo, los cuales deben ser cuidadosamente controlados cuando se hacen investigaciones estadísticas. Esto es particularmente importante porque no se puede distinguir entre la dispersión debido a las variaciones del ensayo y la dispersión debido a las variaciones del material.

#### **1.2.4.3. Construcción de la curva S-N**

Debido a que la curva de Wöhler presenta dos zonas claramente definidas en el caso de materiales con límite a fatiga, la construcción de la curva se realiza en 2 etapas. En la zona lineal o de resistencia a la fatiga, se aplica el modelo de Basquin, el cual permite linealizar los conjuntos de datos obtenidos. En la zona de límite a fatiga se puede utilizar el método de la escalera, el cual es un método estadístico basado en el suceso menos frecuente, para obtener una aproximación del valor por debajo del cual no se produce falla.

##### **1.2.4.3.1. Resistencia a la fatiga (modelo de Basquin)**

A partir de los trabajos de Wöhler con rieles de trenes sujetos a flexión rotativa, los datos de fatiga fueron presentados en una curva S-log N; donde S representa la amplitud de esfuerzo y N el número de ciclos a falla. Mientras se observaba un límite de resistencia o para muchos aceros sometidos a ensayos de amplitud constante de esfuerzo, dicho límite no existe para aceros de alta ductilidad y metales no ferrosos como las aleaciones de aluminio. Como estos materiales son de amplia aplicación en aeronáutica y electrónica, esto causa que se deba erradicar este límite para mayor confiabilidad en el diseño. Por esto, Basquin mostró que la curva S-LgN puede ser linealizada utilizando todos los ejes coordenados en escala logarítmica, estableciendo de este modo la ley exponencial de la fatiga<sup>[11]</sup>.

Si los esfuerzos reales son usados en lugar de los ingenieriles, la curva entera puede ser linealizada y la amplitud de esfuerzo puede ser descrita como la resistencia o vida a fatiga por la siguiente relación:

$$s_a = s_f' (2N_f)^b$$

$\Delta\sigma/2 = \sigma_a$  (amplitud de esfuerzo en ensayos totalmente reversados)

$\sigma_a$  = Amplitud real de esfuerzo

$2N_f$  = Reversos a falla (1 ciclo = 2 reversos)

$\sigma_f'$  = Coeficiente de resistencia a fatiga

$b$  = Exponente de resistencia a fatiga (exponente de Basquin)

Los parámetros  $\sigma_f'$  y  $b$  son propiedades de fatiga del metal;  $\sigma_f'$  es aproximadamente igual a  $\sigma_f$  (esfuerzo de fractura real) para muchos metales; el exponente de resistencia a fatiga  $b$  varía entre aproximadamente  $-0,05$  y  $-0,12$ <sup>[11]</sup>.

#### 1.2.4.3.2. Límite de Fatiga (método de la Escalera)

Al realizar ensayos con el fin de determinar el límite de fatiga, se puede ensayar una probeta determinada solamente a una carga dada y si dicha probeta falla antes de un número de ciclos determinado, sabremos que el límite se encuentra en un punto por debajo del nivel de esfuerzo utilizado, por el contrario, si la probeta no falla en el número de ciclos establecido, sabremos que el límite se encuentra en un punto por encima del esfuerzo de ensayo. Como cada probeta solo puede ensayarse una sola vez, es necesario la aplicación de métodos estadísticos para obtener la mejor aproximación al límite.

Uno de los métodos más utilizados para el análisis de los datos referentes al límite de fatiga es el llamado *método de la escalera* o método ascendente y descendente. Este método consiste en ensayar una primera probeta al valor del límite de fatiga estimado; si esta probeta falla, el esfuerzo aplicado a la siguiente probeta se disminuye en una cantidad determinada o escalón, repitiéndose este proceso hasta obtener una probeta que no falle a

un número de ciclos determinado; al obtener esta probeta, se aumenta un escalón de esfuerzo para ensayar la siguiente. Este procedimiento continúa aumentando el escalón cuando la probeta no falle y disminuyendo cuando falle, utilizando para ello entre 10 y 20 probetas. Es necesario tener en cuenta que este método que se basa en el suceso menos frecuente ( ya sea que las probetas fallen o no fallen) y su expresión matemática es la siguiente:

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

Donde:

X = Límite de fatiga estimado

X<sub>0</sub> = Nivel más bajo de esfuerzo para el cual ocurre el suceso menos frecuente

d = escalón de esfuerzo

A = Producto entre el número de probetas del suceso menos frecuente y el nivel de esfuerzo al que ocurre este suceso

N = Sumatoria del número de probetas del suceso menos frecuente

### 1.2.5. FACTORES QUE AFECTAN LA FATIGA

Es conocido que los valores reportados por los ensayos de fatiga presentan gran dispersión aun si el material es obtenido de la misma colada o del mismo lote; esta dispersión es causada por ciertos factores que inciden en los datos, como pueden ser temperatura, condición superficial de la pieza, concentración de esfuerzos, corrosión, microestructura, etc.; por lo tanto es importante conocer la forma en que estos factores afectan el comportamiento a fatiga de los materiales.

### 1.2.5.1. Superficie

Todas las fallas por fatiga prácticamente se inician en la superficie. En muchos estados de carga comunes como flexión y torsión, el esfuerzo máximo se produce en la superficie, por lo tanto es lógico que la falla inicie allí. Los factores que afectan a la superficie de una probeta de fatiga se pueden clasificar a groso modo en tres categorías : 1) rugosidad de la superficie; 2) variación en la resistencia a fatiga de la superficie y 3) variaciones en el estado de esfuerzos residuales.

Con respecto a la rugosidad del material, es conocido que los diferentes acabados superficiales obtenidos por los distintos procedimientos de mecanizado, pueden afectar apreciablemente el comportamiento a fatiga; se observa que las probetas menos pulidas presentan menor resistencia a la fatiga debido a que las rayas que se presentan en el material actúan como concentradores de esfuerzo y por consiguiente como sitios preferenciales para la nucleación de grietas. El otro punto importante a tomar en cuenta cuando se estudia la influencia de la superficie en el comportamiento a fatiga del material, tiene que ver con la variación de las propiedades superficiales del material, si un material es sometido a tratamientos superficiales tales como cementación y nitruración en los aceros, este puede presentar cierta mejoría respecto a la resistencia a fatiga; si por el contrario se somete a otros tratamientos como la de posición de algunos recubrimientos o sufre decarburación, esto produce una baja en las propiedades de fatiga de la superficie y por lo tanto del total del material<sup>[6]</sup>.

En cuanto a los esfuerzos residuales se sabe que la formación de un estado de esfuerzos residuales de compresión mejora el comportamiento a fatiga de los materiales, por lo que los materiales son sometidos a tratamientos de balinado para favorecer la acumulación de esfuerzos residuales de compresión en la superficie. Pero cuando los esfuerzos residuales resultan de tracción se observa una disminución en la vida a la fatiga de los materiales.

Existen dos tipos de esfuerzos residuales o internos en los metales: los microesfuerzos y los macroesfuerzos. Los primeros proceden de las diferencias en las propiedades elásticas y



térmicas de los diversos constituyentes del metal y de las propiedades anisotrópicas de los granos. Estos son los factores metalúrgicos que se encuentran influenciados por la composición y el tratamiento térmico del metal. La influencia de un esfuerzo residual sobre la resistencia a la fatiga es similar a la de un esfuerzo estático aplicado desde el exterior, esto en piezas sometidas a flexión; para piezas sometidas a torsión su influencia es menor ya que este estado de esfuerzo está menos afectado por un momento estático, pero es difícil determinar el efecto de los esfuerzos residuales sobre la resistencia a fatiga, en parte porque estos son difíciles de medir y pueden alterarse en magnitud como consecuencia de un esfuerzo posterior y en cierto modo porque cualquier método que se emplee para producir los esfuerzos residuales también afecta la resistencia a fatiga intrínseca del material<sup>[9]</sup>.

#### **1.2.5.2. Concentración de Esfuerzos**

La resistencia a fatiga de un material disminuye de manera muy importante por la introducción de un concentrador de esfuerzos, tal como una entalla o un agujero. Como las piezas reales presentan accidentes que concentran esfuerzos tales como filetes, chaveteros, roscas y agujeros, no es de extrañar que las grietas de fatiga se inicien generalmente en esas irregularidades geométricas. La presencia de una entalla en una probeta sometida a carga uniaxial produce tres efectos importantes:

- Un incremento de esfuerzo en el fondo de la entalla
- Un gradiente de esfuerzo desde el fondo de la entalla hasta el centro de la probeta
- Un estado triaxial de esfuerzo en la base de la entalla.

Una medida de la severidad de un concentrador de esfuerzo viene dado por el factor de concentración de esfuerzo  $K_t$ , que se define como la relación del esfuerzo local máximo en la región de la discontinuidad al esfuerzo local nominal, evaluado por la teoría simple. El esfuerzo nominal puede basarse bien en la sección transversal neta a través de la discontinuidad o en la sección transversal bruta de la pieza ignorando la discontinuidad. Al presentar los efectos de la concentración de esfuerzo, el esfuerzo nominal se basa usualmente en la sección neta y se adopta este procedimiento a menos que se establezca otro. No siempre es posible expresar esto simplemente, así que algunas veces es más

conveniente usar el esfuerzo nominal basado en la sección bruta. El máximo esfuerzo local en la discontinuidad puede determinarse matemáticamente por elemento finito, por fotoelasticidad o por medida directa de la deformación; se supone que el material utilizado es isotrópico y obedece a la ley de Hooke.

A pesar que la resistencia a la fatiga se reduce considerablemente por los concentradores de esfuerzo geométricos, la reducción es a menudo menor que el factor de concentración de esfuerzo geométrico, por lo que se ha introducido un factor de reducción de la resistencia a fatiga  $K_f$ , que se define como la relación entre la resistencia a fatiga de una probeta sin concentrador de esfuerzo y la resistencia a la fatiga de una probeta con concentrador de esfuerzo; se ha encontrado que este factor varía con la severidad y el tipo de entalla, el material, el tipo de carga y el nivel de esfuerzo.

Para obtener un grado de concordancia entre  $K_t$  y  $K_f$  se introduce un factor llamado factor de sensibilidad de entalla  $q$ , que se calcula de la siguiente manera:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

El valor de  $q$  está comprendido entre 0 y 1. Cuando  $K_f = K_t$ ,  $q = 1$  se dice que el material es completamente sensible a la entalla. Si la presencia de una entalla no afecta a la resistencia a la fatiga entonces  $K_f = 1$  y  $q = 0$ , por lo que el material no es sensible a la entalla, sin embargo se ha encontrado que el valor de  $q$  depende no solo del material, sino también de las condiciones del esfuerzo, del tamaño de la probeta y de resistencia a la fatiga de éste, así que  $q$  no puede considerarse como una constante del material<sup>[9]</sup>.

### **1.2.5.3. Tamaño de la pieza**

Un problema importante es la predicción del comportamiento a fatiga de miembros grandes de máquinas a partir de los resultados obtenidos en laboratorio con probetas pequeñas. La experiencia ha demostrado que existe un factor tamaño, es decir, que la resistencia a fatiga

de miembros grandes es más baja que la resistencia de las probetas pequeñas. El estudio de este fenómeno resulta difícil dado el hecho que es casi imposible preparar probetas geoméricamente semejantes, de diámetro creciente, que tengan la misma estructura metalúrgica y la misma distribución de esfuerzos residuales a través de toda la sección transversal; también existe un problema para ensayar probetas de gran tamaño ya que existen pocas máquinas que puedan acomodar probetas que tengan un intervalo amplio de secciones transversales.

Al cambiar el tamaño de la probeta de fatiga resultan afectados dos factores, primero al aumentar el diámetro, aumenta el volumen y el área superficial de la probeta. La variación del área superficial es importante ya que la mayoría de las grietas se originan en la superficie. En segundo lugar, en las probetas lisas o entalladas sometidas a flexión o torsión, decrece el gradiente de esfuerzo a través del diámetro y aumenta el volumen de material sometido a esfuerzos altos a medida que crece el diámetro. Se han realizado ensayos en flexión y torsión donde se ha encontrado que el límite a fatiga no disminuye al variar el diámetro mientras que corrientemente se observa una disminución del límite al aumentar el diámetro.

Por lo anteriormente dicho, el efecto del tamaño en fatiga es debido a la existencia de un gradiente de esfuerzo. El hecho que las probetas grandes, en las que la zona de gradiente es delgada, tengan un límite de fatiga más bajo, está de acuerdo con la idea que para que se produzca fallo es necesario que el esfuerzo exceda un valor crítico sobre una profundidad límite del material, lo que es más realista que atribuir el efecto del tamaño solamente a las variaciones del diámetro y la relación de éste con el área superficial <sup>[6]</sup>.

#### **1.2.5.4. Temperatura**

En la mayoría de los materiales el fallo por fatiga puede tener lugar a cualquier temperatura por debajo del punto de fusión. Los rasgos característicos de las fracturas por fatiga, normalmente con pequeña o ninguna deformación, se manifiestan en todo este margen de temperatura. Los resultados indican que existe una relación similar duración-esfuerzos para

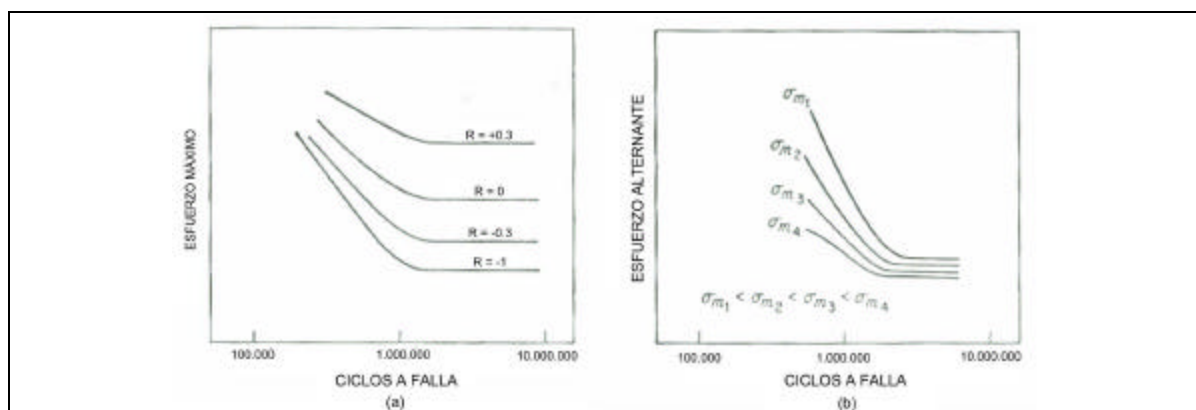
todas las temperaturas, aunque a temperaturas elevadas pocas veces existe un límite de fatiga y la rampa ascendente de la curva S-N es normalmente más empinada que a temperatura ambiente.

A temperaturas bajas, los ensayos de los metales a la fatiga muestran que la resistencia a la fatiga aumenta a medida que disminuye la temperatura. El hecho que la resistencia a la fatiga aumente proporcionalmente más que la resistencia a la tracción al disminuir la temperatura, se ha interpretado como una indicación que el fallo por fatiga a temperatura ambiente está asociado a la formación y condensación de vacancias. Por el contrario, la resistencia a la fatiga de los metales disminuye al aumentar la temperatura por encima de la temperatura ambiente. Al aumentar la temperatura por encima de la ambiente, va adquiriendo más importancia la fluencia lenta (creep) y a temperaturas altas (superiores a la temperatura de recristalización o a la mitad de la temperatura de fusión) ésta llega a ser la causa principal de las fallas. El tránsito de la falla por fatiga a la falla por fluencia lenta, con un aumento de la temperatura, acarrea una variación del tipo de fractura, que pasa a ser intergranular, típica de la fluencia lenta, a una falla transgranular, típica de la fatiga. A cualquier temperatura aumenta la magnitud de la fluencia lenta con el incremento del esfuerzo medio.

Cuanto más elevada es la resistencia a la fluencia lenta del material, mayor suele ser su resistencia a la fatiga a la temperatura elevada, pero los tratamientos metalúrgicos que conducen a las mejores propiedades de fatiga no proporcionan necesariamente las mejores características en fluencia lenta. A bajas temperaturas, el tamaño de grano fino es beneficioso para la resistencia a fatiga, pero al elevarse la temperatura, disminuye la diferencia entre las propiedades de fatiga de los materiales de grano fino y grano grueso, hasta que a temperaturas elevadas en las cuales predomina la fluencia lenta, es mejor la resistencia de los materiales de grano grueso <sup>[6]</sup>.

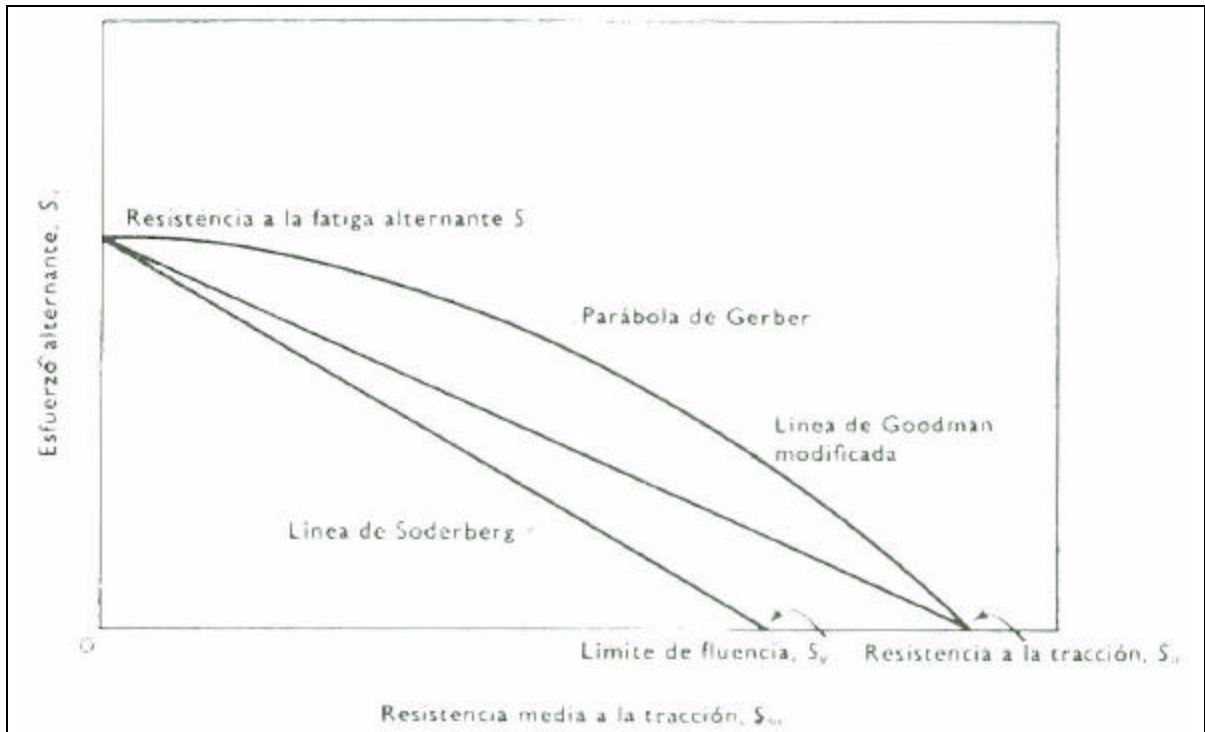
### 1.2.5.5. Esfuerzo Medio

La mayoría de los datos que se han obtenido sobre la fatiga han sido determinados en condiciones de ciclos de reversión completa, es decir, con  $\sigma_m = 0$ , sin embargo, es frecuente enfrentarse a situaciones en las que a un esfuerzo medio constante se superpone un esfuerzo alternante. Para construir las curvas de Wöhler en los casos del esfuerzo medio diferente de cero, en la figura 7 se muestran dos formas comunes de representar estos datos. En la figura (a) se grafica el esfuerzo máximo contra  $\log N$ ; cada curva representa la resistencia a fatiga para valores distintos de la relación de esfuerzos  $R$ . Es de hacer notar que cuanto más positiva se hace  $R$ , equivalente a un aumento en el esfuerzo medio, el límite de fatiga aumenta. La figura (b) muestra los mismos datos representados como esfuerzo alterno contra número de ciclos para esfuerzo medio constante. Aquí se puede observar que a medida que se hace más positiva el esfuerzo medio disminuye el número de ciclos a falla.



**FIGURA 7.** Curvas de Wöhler para esfuerzos medios diferentes de cero <sup>[10]</sup>.

La resistencia a la fatiga de un material bajo esfuerzos fluctuantes, que resultan de la superposición de un esfuerzo estático con uno alternante, se puede representar en un diagrama, en el que el esfuerzo alternante  $S_a$  es la ordenada y el esfuerzo medio  $S_m$  es la abscisa, como se muestra en la figura 8, conocida como diagrama R-M. Para determinar esta curva experimentalmente, se necesita un gran número de curvas de Wöhler, cada una para un valor constante de  $S_a$ ,  $S_m$  ó  $R$ .



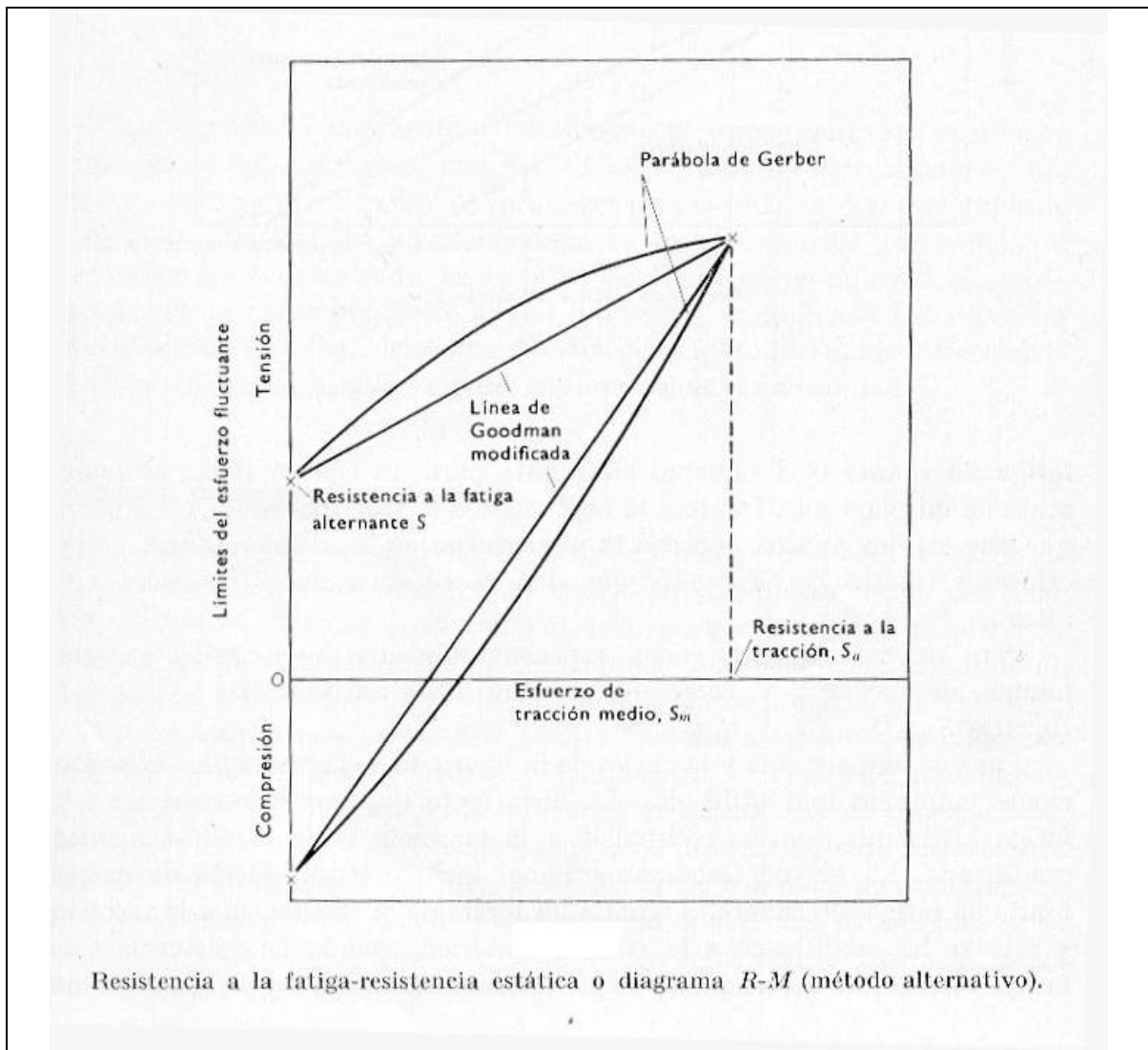
**FIGURA 8.** Diagrama R-M o curva resistencia a la fatiga – resistencia estática.

Las dos líneas rectas y la curva de esta figura representan las tres relaciones empíricas más utilizadas. La línea recta que une la resistencia a la fatiga alternante, con la resistencia a la tracción, es la ley de Goodman modificada. La ley de Goodman original incluye la suposición de que el límite de fatiga es igual a un tercio de la resistencia a la tracción y esto se ha modificado en la relación anterior, usando la resistencia a la fatiga alternante determinada experimentalmente. La ley original ya no se usa y la modificada se le denomina generalmente para simplificar, como ley de Goodman. Gerber encontró que los resultados experimentales primitivos de Wöhler se ajustaban bastante bien a una relación parabólica y esto se conoce ahora como parábola de Gerber. La tercera relación, conocida como ley de Soderberg, viene dada por una línea recta, que une la resistencia a fatiga alternante con el límite de fluencia. Es esencial para muchos usos que no se sobrepase el límite de fluencia y esta relación intenta que se cumplan las condiciones para que no tenga lugar el fallo por fatiga ni la fluencia.

Las relaciones matemáticas de estas leyes son las siguientes:

- Ley de Goodman modificada 
$$S_a = S \left( 1 - \frac{S_m}{S_u} \right)$$
- Ley de Gerber 
$$S_a = S \left( 1 - \left( \frac{S_m}{S_u} \right)^2 \right)$$
- Ley de Soderberg 
$$S_a = S \left( 1 - \frac{S_m}{S_y} \right)$$

Donde  $S_a$  es el esfuerzo alternante asociado a un esfuerzo medio  $S_m$ ,  $S$  es la resistencia a la fatiga,  $S_u$  es la resistencia a la tracción y  $S_y$  el límite de fluencia. Un método alternativo de presentar los datos de fatiga para esfuerzos fluctuantes se representa en la figura 9, en la cual se representan los límites del esfuerzo fluctuante para un número de ciclos dados contra el esfuerzo medio. En este diagrama están representadas la ley de Goodman modificada y la parábola de Gerber <sup>[9]</sup>.



**FIGURA 9.** Diagrama R-M alternativo.

#### 1.2.5.5.1. Resistencia a la fatiga bajo esfuerzos complejos

Muchas de las piezas en servicio están sometidas a esfuerzos fluctuantes complejos, como por ejemplo torsión y flexión o triaxialidad de esfuerzos, por lo que se hace necesario predecir la resistencia a fatiga para estos esfuerzos. Para determinar su comportamiento es necesario obtener un criterio que rijas el fallo por fatiga bajo esfuerzos complejos; para esto se han aplicado las teorías propuestas para determinar el fallo por esfuerzos estáticos. Entre las más importantes están:



1. Esfuerzo principal máximo
2. Esfuerzo de cizalla máximo
3. Energía de deformación cizallante máxima (Von Mises)
4. Deformación principal máxima

Si  $p_1$ ,  $p_2$ , y  $p_3$  son las amplitudes de los esfuerzos principales alternantes, donde  $p_1 \geq p_2 \geq p_3$  y  $S$  es la resistencia a la fatiga uniaxial alternante, entonces los criterios anteriormente mencionados se describen de la siguiente manera:

1. Criterio del esfuerzo principal máximo:

$$p_1 = S$$

2. Criterio de cizalla máximo:

$$p_1 - p_3 = S$$

3. Energía de deformación cizallante (Von Mises):

$$(p_1 - p_2)^2 + (p_2 - p_3)^2 + (p_3 - p_1)^2 = S^2$$

4. Deformación principal máxima

$$p_1 - \nu(p_2 + p_3) = S$$

Donde  $\nu$  es la relación de Poisson.

#### 1.2.5.5.2. Ley del deterioro lineal o ley del daño acumulado

La base más simple para predecir la vida a fatiga bajo esfuerzos variables a partir de una curva S-N es a partir de la ley de deterioro lineal o de daño acumulado propuesta por Palmgren y expuesta posteriormente por Miner. Se supone que la aplicación de  $n_1$  a un

esfuerzo  $S_1$  para el cual el número de ciclos medios para provocar la rotura es  $N_1$  produce un deterioro por fatiga  $n_1/N_1$  y que el fallo tendrá lugar cuando:

$$\sum \frac{n}{N} = 1$$

Donde  $n/N$  se denomina relación del ciclo.

Los experimentos más simples para determinar esta ley se realizan solamente a dos niveles de esfuerzo, la probeta es primero sometida a un nivel de esfuerzo por un número determinado de ciclos y luego el esfuerzo es variado por intervalos de ciclos regulares <sup>[9]</sup>.

#### **1.2.5.6. Corrosión**

El ataque corrosivo, sin el efecto de esfuerzos superpuestos, produce generalmente la picadura de las superficies metálicas. Estas picaduras actúan como entallas y aminoran la resistencia a la fatiga. Pero cuando el ataque corrosivo y las cargas de fatiga actúan simultáneamente, la disminución de las propiedades de fatiga es muy pronunciada y mayor que la originada por la corrosión previa de la superficie. Cuando corrosión y fatiga se presentan simultáneamente, se acelera la propagación de las grietas de fatiga por causa del ataque químico. Es difícil definir la fatiga por corrosión en forma precisa ya que la corrosión puede tener lugar en cualquier medio oxidante, incluso la fatiga al aire normal puede considerarse como una fatiga por corrosión y se ha demostrado que la resistencia a la fatiga de los metales puede ser aumentada disminuyendo la concentración de aire en la superficie<sup>[9]</sup>.

Los materiales que tienen un límite de fatiga definido cuando se ensayan en el aire y a la temperatura ambiente, no muestran tal límite si ensayan en un ambiente corrosivo. Mientras que los ensayos de fatiga en el aire no son afectados por la velocidad del ensayo en un intervalo de aproximadamente 1000 a 12000 ciclos/min, cuando se realizan en ambiente corrosivo aparece una clara dependencia con tal velocidad. Puesto que el ataque corrosivo es un fenómeno que depende del tiempo, a mayor velocidad de ensayo corresponde menor deterioro producido por corrosión.

Los ensayos de fatiga corrosión pueden realizarse de dos maneras. En el método usual se somete la probeta al ataque corrosivo y a esfuerzos cíclicos hasta que se produce el fallo. En el método en dos fases se interrumpe el ensayo después de cierto período de tiempo, y se valora el deterioro producido determinando la vida residual en el aire. Los ensayos de este último tipo han ayudado a establecer el mecanismo de fatiga con corrosión. La acción

de los esfuerzos cíclicos rompe localmente la película superficial de óxido y facilita la formación de picaduras. Se producen muchas más picaduras en la fatiga con corrosión que en el ataque corrosivo en ausencia de esfuerzos alternos. Los esfuerzos cíclicos también remueven y desalojan a los productos de la corrosión que podrían proteger contra el ataque posterior. El fondo de las picaduras es más anódico que el resto del metal, por lo que la corrosión progresa en profundidad, ayudada por la destrucción de la película de óxido que producen los esfuerzos cíclicos. El agrietamiento ocurrirá cuando las picaduras lleguen a ser suficientemente agudas para producir una elevada concentración de esfuerzos <sup>[6]</sup>.

Se ha establecido que la fatiga–corrosión es un proceso electroquímico ya que algunas regiones de la superficie del metal son anódicas respecto a otras como consecuencia de las irregularidades en la superficie o a las diferencias locales de concentración de oxígeno. Este ataque localizado confirma que este fenómeno es electroquímico, por lo que se puede evitar con el uso de protección catódica y el empleo de inhibidores.

El efecto acelerador de la corrosión provocada por los esfuerzos alternantes puede atribuirse a los siguientes cuatro factores:

- La distorsión o destrucción de la estructura cristalina del metal, que llega a ser menos estable y más reactivo.
- La rotura de las películas protectoras, provocando una polarización anódica reducida
- La separación de los productos de corrosión, que de otro modo retardarían el ataque, causando una resistencia reducida del electrolito entre cátodos y ánodos
- El aumento de la concentración de oxígeno, dando una polarización catódica reducida.

Probablemente, las dos razones principales por las cuales el efecto conjunto de la corrosión y de la fatiga es más perjudicial que cuando estos actúan por separado, son que la formación de las películas protectoras van acompañadas de una rotura continua por el esfuerzo debido a la fatiga y que las concentraciones de esfuerzo introducidas por las picaduras por corrosión disminuyen considerablemente la resistencia a la fatiga <sup>[9]</sup>.

### **1.2.5.7. Recubrimiento**

En los metales, se utilizan recubrimientos no féreos para mejorar la resistencia al desgaste, corrosión o corrosión fatiga y también para restaurar las piezas desgastadas o de tamaño menor al normal. La electrodeposición de metales no féreos blandos como el cadmio, plomo, estaño y zinc, producen en general, un efecto pequeño sobre la resistencia a fatiga, pero realizando la deposición de cromo y níquel se generan reducciones considerables de la resistencia a fatiga.

La reducción de la resistencia a la fatiga como consecuencia de la deposición de cromo, depende de las condiciones a las que se haya realizado la misma. No existen conocimientos suficientes para establecer las condiciones óptimas. La resistencia a la fatiga se ve poco afectada por el espesor del depósito aunque estudios realizados demuestran que existe una variación de la resistencia a la fatiga con la variación del espesor cuando el material es tratado térmicamente.

Con respecto al depósito de níquel, la resistencia a fatiga se reduce considerablemente al aumentar el espesor de la capa depositada; se sabe que la disminución de la resistencia a la fatiga debida a los depósitos de cromo y níquel está relacionada directamente con los esfuerzos residuales de tracción de la capa depositada; está demostrado que la resistencia a la fatiga de probetas con depósitos de níquel puede aumentar si los esfuerzos residuales de tracción se reducen variando el proceso de deposición; en tanto, la resistencia de piezas con depósitos de cromo puede modificarse apreciablemente por un post-tratamiento térmico; a temperaturas entre 200 y 300 °C se consiguen reducciones en la resistencia a la fatiga, debido a un aumento en los esfuerzos residuales de tracción, mientras que a temperaturas por encima de 400 °C se obtienen mejoras en la resistencia debido a la aparición de esfuerzos residuales de compresión, por lo que es posible recomendar un tratamiento térmico posterior a la deposición no inferior a los 400 °C, tolerando el ablandamiento del recubrimiento y que las propiedades mecánicas del metal base no queden afectadas. Por otro lado, calentando los depósitos de níquel a temperaturas inferiores sobre aceros de resistencia media y elevada, se aprecia un efecto reducido en la resistencia a fatiga. La

resistencia de los aceros recubiertos con estos depósitos puede aumentarse por nitruración, balinado o por laminación de la superficie.

Se ha indicado que la disminución de la resistencia a la fatiga debida a la electrodeposición puede, en parte, atribuirse al efecto que tiene en los aceros el hidrógeno absorbido durante la deposición, pero otros estudios han demostrado que la oclusión de hidrógeno tiene poca influencia sobre la resistencia a fatiga y que la misma para probetas en las que el depósito de cromo o níquel ha sido retirado es igual o casi igual a la resistencia inicial de la probeta sin depósito <sup>[9]</sup>.

#### **1.2.5.8. Factores metalúrgicos**

El comportamiento a la fatiga de los metales parece ser muy sensibles a la estructura. A pesar de ello existen ciertos medios metalúrgicos que pueden mejorar el comportamiento a fatiga de los metales, como son eliminar las concentraciones de tensiones y el aprovechamiento de los esfuerzos residuales favorables. Las propiedades de fatiga se correlacionan frecuentemente con las propiedades de tracción por lo que se puede establecer cierto paralelismo entre el efecto de los factores metalúrgicos sobre las propiedades a fatiga y de estos sobre el ensayo de tracción.

##### **1.2.5.8.1. Composición química**

Como se ha expuesto anteriormente, cualquier factor que incremente la resistencia a la tracción, puede aumentar la resistencia a la fatiga. Uno de estos factores es la adición de elementos aleantes a los metales; se observa que al aumentar el contenido de carbono de un acero, aumenta la resistencia a la tracción y también se presenta un aumento en el límite de fatiga; otro tipo de elemento que favorece el aumento de la resistencia a fatiga del acero es la adición de cromo, níquel y molibdeno ya que estos aceros presentan la característica de resistir altas temperaturas de revenido sin ablandamiento apreciable. En aleaciones de aluminio-magnesio se ha observado que la adición de elementos que formen solución

sólida produce mayor aumento de la resistencia a fatiga que el envejecimiento y el trabajo en frío [6].

#### **1.2.5.8.2. Tratamiento térmico y microestructura**

En general, el efecto de la composición es mucho menor que el efecto de la microestructura y el tratamiento térmico; cualquier tratamiento que aumente la resistencia a la tracción también producirá un aumento en la resistencia a fatiga pero para una resistencia a la tracción dada, la variación de la resistencia a la fatiga dependerá de la microestructura; así por ejemplo, una estructura totalmente ferrítica tiene un límite de fatiga mayor que la mitad de su resistencia a tracción, pero esta es baja; para aceros de alta resistencia se han obtenido los mejores resultados a fatiga con una estructura de martensita revenida. Se supone que la más baja resistencia a la fatiga de las estructuras mixtas puede atribuirse a entallas metalúrgicas como perlita gruesa, ferrita libre, segregación de los elementos aleantes o austenita retenida durante el temple. Con respecto al tamaño de grano, se observa que la influencia de éste no es muy marcada; para materiales de grano fino se observa un aumento de la resistencia a la fatiga respecto a un material de grano grueso, pero esto compensa la sensibilidad de este último a las entallas. En las aleaciones de aluminio envejecidas se observa que la resistencia a la fatiga es baja con relación a la resistencia a la tracción y la curva S-N tiende a aplanarse lo que indica una disminución de la resistencia a fatiga [9].

#### **1.2.5.8.3. Inclusiones**

La influencia de las inclusiones en la resistencia a fatiga depende de su tamaño y forma, resistencia a la deformación, orientación a los esfuerzos y de la resistencia de las mismas. La disminución de la resistencia a la fatiga debida a las inclusiones se cree que es originada por la concentración de esfuerzos que estas introducen; las inclusiones alargadas tienen poco efecto si están orientadas paralelamente a la dirección de la aplicación de los esfuerzos, pero reducen considerablemente la vida a fatiga si están orientadas en forma perpendicular, produciendo una direccionalidad considerable de las propiedades a fatiga [9].

### **1.3 EFECTO DEL CROMO DURO SOBRE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE LOS ACEROS**

#### **1.3.1 INTRODUCCIÓN**

El cromo duro ha jugado un papel muy importante en la industria de la ingeniería, mejorando la apariencia, la resistencia a la corrosión y al desgaste de los metales. Sus usos se encuentran desde las aplicaciones domésticas hasta en la construcción de motores de combustión interna en la industria automotriz y aeronáutica. Para las aplicaciones ingenieriles, es esencial que los recubrimientos, además de proveer una superficie con buena apariencia, resistencia a la corrosión y al desgaste, deben poseer una buena adherencia al sustrato y unas buenas propiedades mecánicas, las cuales, no deberían causar ningún deterioro marcado en las propiedades del metal base.

Con un adecuado control de las condiciones de deposición, la mayoría de los recubrimientos electrodepositados, como el cromo duro, pueden ser producidos con unas propiedades mecánicas iguales o superiores al metal base, donde la resistencia de los componentes, bajo condiciones de carga estática, no se ve afectada adversamente por la presencia del recubrimiento, a menos que la naturaleza del metal sustrato se vea afectada por la fragilización por hidrógeno durante la deposición.

En una investigación reseñada <sup>[12]</sup> sobre el efecto del recubrimiento de cromo electrolítico sobre las propiedades mecánicas de un acero SAE 4130 de 1.290 MPa de resistencia a la tracción, las cuales incluían tracción, resistencia al impacto, doblado y compresión, fue encontrado que, aunque la resistencia a la tracción y la fluencia de la muestra recubierta decreció en la medida en que aumentaba el espesor del depósito (entre 25 y 380  $\mu\text{m}$ ), la disminución no cae por debajo del 91% del valor de la muestra no recubierta. Se encontró también, que la deformación plástica antes de la fractura en los ensayos de tracción

disminuye en la medida en que aumenta el espesor del depósito, pero, con un tratamiento térmico a 200° o 400 °C por varias horas, se restaura la ductilidad a valores aproximados al del acero no recubierto. En esa misma investigación se sugiere, también, que el hidrógeno depositado sobre el acero durante la deposición del cromo puede ser un factor importante en la reducción de la capacidad de deformación plástica que puede resistir el acero antes de la fractura.

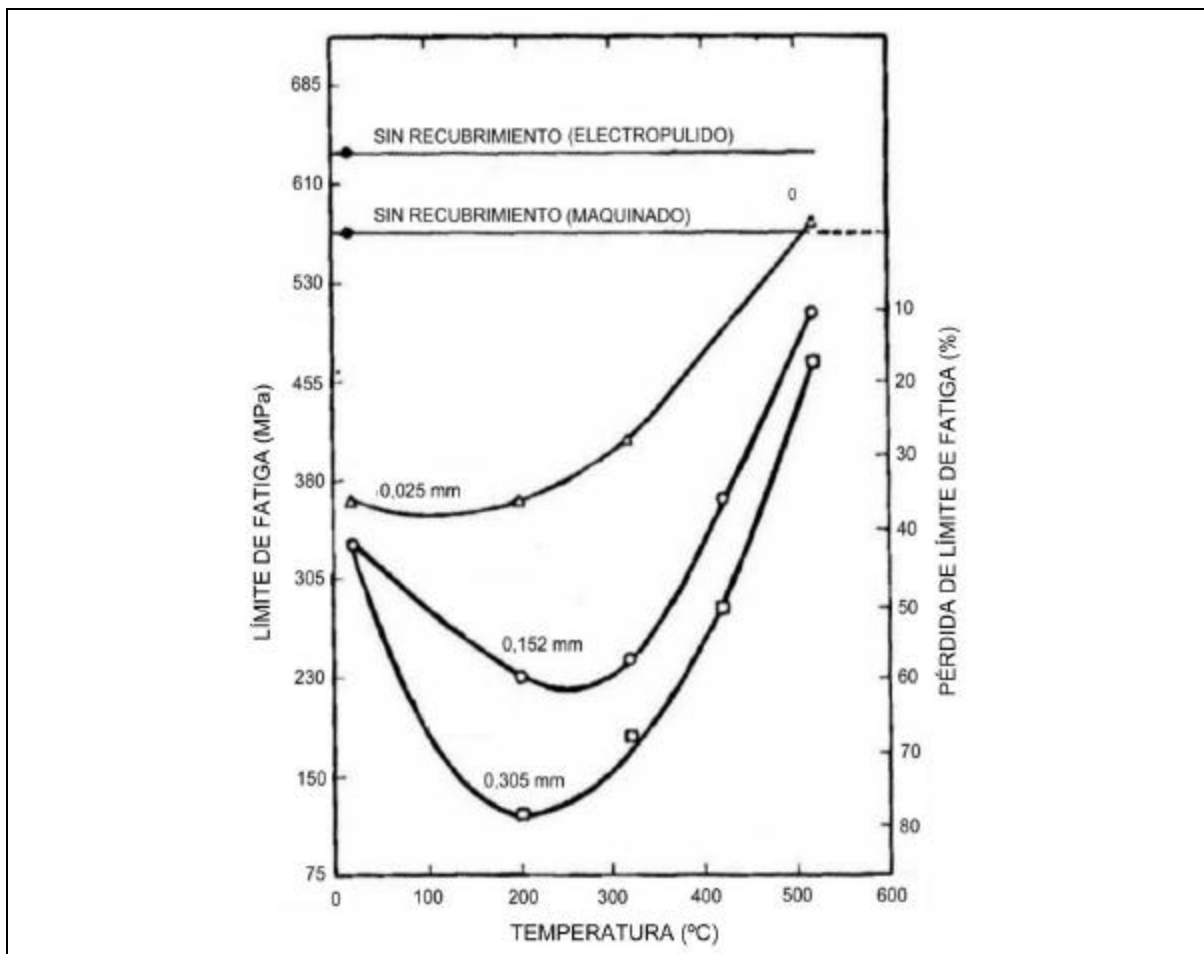
Sin embargo, la situación es muy diferente bajo condiciones de carga alternante o cíclica. Desde que se usan los recubrimientos electrolíticos para modificar la superficie de los metales se ha encontrado una notoria disminución de la resistencia a la fatiga del acero. En algunos casos, la disminución ha llegado a 80% bajo condiciones muy desfavorables, cuando el acero es recubierto con cromo electrolítico. Esta limitación de los depósitos de cromo y de otros como el níquel, es de gran importancia en la industria automotriz y aeronáutica, en la cual, la pérdida de la resistencia a la fatiga incide directamente sobre los factores de seguridad en el diseño. Por esto, se han hecho innumerables estudios e investigaciones que buscan dilucidar las causas y la prevención de la pérdida de la resistencia a la fatiga de los metales recubiertos. Sobre esta base, los investigadores han trabajado para conocer el efecto que las condiciones del depósito, de la deposición y de los subsecuentes tratamientos puedan tener sobre las propiedades de fatiga de los metales recubiertos con diferentes materiales, entre ellos, el cromo duro.

### **1.3.2 EFECTO DEL ESPESOR DEL DEPÓSITO**

Los componentes recubiertos con cromo duro son frecuentemente sujetos a tratamientos térmicos para aminorar el efecto de la fragilización por hidrógeno. En la consideración del efecto del espesor sobre la resistencia a la fatiga de los metales recubiertos con cromo duro, es necesario hacer una diferencia entre los depósitos tratados térmicamente y los no tratados térmicamente. Es necesario tomar en cuenta también, la magnitud del espesor.



Los depósitos sin post-tratamiento térmico en un ámbito entre 25 y 300  $\mu\text{m}$  de espesor, la pérdida de resistencia a la fatiga es substancialmente independiente del espesor, pero, para espesores menores a 25  $\mu\text{m}$  la evidencia no es conclusiva (Ver Tabla 6). Con los depósitos con post-tratamiento térmico, los experimentos realizados sugieren que, para un sustrato dado, existe una marcada reducción de la resistencia a la fatiga en la medida en que aumenta el espesor del depósito. Este efecto es más marcado a bajas temperaturas de tratamiento térmico (100°-300 °C) y los resultados sugieren que el factor espesor puede ser completamente ignorado cuando la temperatura de tratamiento térmico está por encima de los 440 °C (Ver Figura 10).



**FIGURA 10.** Efecto del post-tratamiento térmico sobre el límite fatiga de un acero ( $S_u = 1.215 \text{ MPa}$ ) recubierto con Cromo Duro a diferentes espesores<sup>[12]</sup>.

**TABLA 6.** Efecto del espesor del depósito de cromo sin post-tratamiento térmico sobre la resistencia a la fatiga del acero <sup>[12]</sup>.

Acero sustrato		Depósito de cromo		Límite de fatiga (MPa)	Pérdida de resistencia a la fatiga (%)
Tipo	$S_{uts}$ (MPa)	Tipo	Espesor (mm)		
1,6% Cr	830	Sin Recubrimiento	-	440	-
		Sol. Conv.	30,5	312	29
		"	150	352	21
Cr-Ni-Mo	990	Sin Recubrimiento.	-	500	-
		Sol. Conv.	40	460	8
		"	150	435	13
0,44% C	680	Sin Recubrimiento	-	295	-
		Sol. Conv.	35	255	13
		"	175	260	11
0,45% C	680	Sin Recubrimiento	-	320	-
		Sol. Conv.; 230 amp/ft <sup>2</sup>	6	255	20
		" "	27	256	20
		" "	63	274	14
		Sol. Conv.; 460 amp/ft <sup>2</sup>	4	246	23
		" "	9	243	25
		" "	71	281	12
		" "	137	287	10
		Sol. Conv.; 920 amp/ft <sup>2</sup>	25	232	27
		" "	100	246	23
		" "	240	250	22
		Sol. CR110.; 230 amp/ft <sup>2</sup>	7	294	8
		" "	63	312	2
		Sol. CR110.; 460 amp/ft <sup>2</sup>	165	292	9
" "	88	314	1		
" "	182	310	3		
Sol. CR110.; 920 amp/ft <sup>2</sup>	35	287	10		
" "	38	310	3		
En 25	1215	Sin Recubrimiento	-	570	-
		Sol. Conv.	2,5	425	25
		"	8	410	28
		"	12,7	410	28
		"	25,4	365	36
		"	150	328	42,5
	"	300	328	42,5	
	910	Sin Recubrimiento	-	422	-
		Sol. Conv.	25	313	26
		"	150	328	22
"		300	320	23,5	
SAE 4130	1260	Sin Recubrimiento	-	553	-
		Sol. Conv.	25	410	26
		"	254	431	23
		Sin Recubrimiento	-	553	-
Sol. CR110	25	510	8		
"	254	501	9		
SAE 4140	1470	Sin Recubrimiento	-	739	-
		Sol. Conv.	1,5	492	33,5
		"	3	492	33,5
		"	7,6	509	31,5
"	254	498	32,5		

### 1.3.3 EFECTO DE LA DENSIDAD DE CORRIENTE

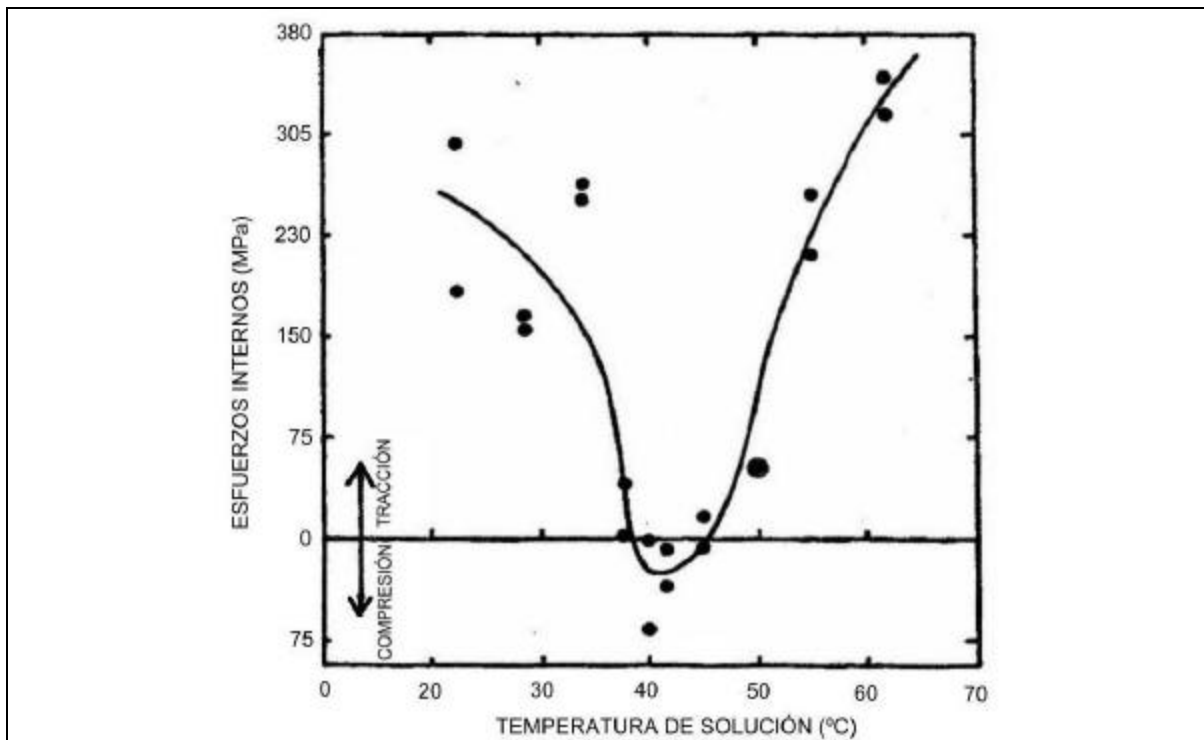
El efecto de las variaciones de la densidad de corriente, durante la deposición del recubrimiento, sobre la pérdida de resistencia a la fatiga de un acero ( $\sigma_u = 680$  MPa) recubierto con cromo a partir de una solución convencional y una solución patentada revelan una relación directamente proporcional. Se produce un incremento en la pérdida de la resistencia a la fatiga con el aumento de la densidad de corriente (Ver Tabla 7).

**TABLA 7.** Efecto de la densidad de corriente sobre el porcentaje de pérdida de resistencia a la fatiga del acero recubierto con cromo a partir de una solución convencional y una solución patentada <sup>[12]</sup>.

Condición de recubrimiento		% de pérdida de resistencia a la fatiga	
Densidad de corriente (A/ft <sup>2</sup> )	Temperatura (°C)	Solución convencional	Solución patentada
230	50	14,5	3,5
460	50	15,5	6,7
920	60	25,5	9,7

### 1.3.4 EFECTO DE LOS ESFUERZOS INTERNOS

El cromo electrodepositado, normalmente contiene esfuerzos internos de tracción. La magnitud de estos esfuerzos varía para diferentes soluciones y para una determinada solución, los esfuerzos internos varían de acuerdo a las condiciones de operación (especialmente con la temperatura) (Ver Figura 11). Hammond y Williams <sup>[12]</sup> reportaron que para un recubrimiento de cromo duro de 25  $\mu\text{m}$  de espesor, con unas condiciones de operación de 50 °C de temperatura del baño y de 200 A/ft<sup>2</sup> de densidad de corriente, el valor medio de esfuerzos internos de tracción (medidos a través del método bent-strip) se encuentra usualmente entre 60 y 120 MPa. Los esfuerzos internos quedan substancialmente constantes para espesores mayores de 25  $\mu\text{m}$  pero, para espesores menores a 25  $\mu\text{m}$  los esfuerzos se incrementan de manera muy aguda (Ver Tabla 8).



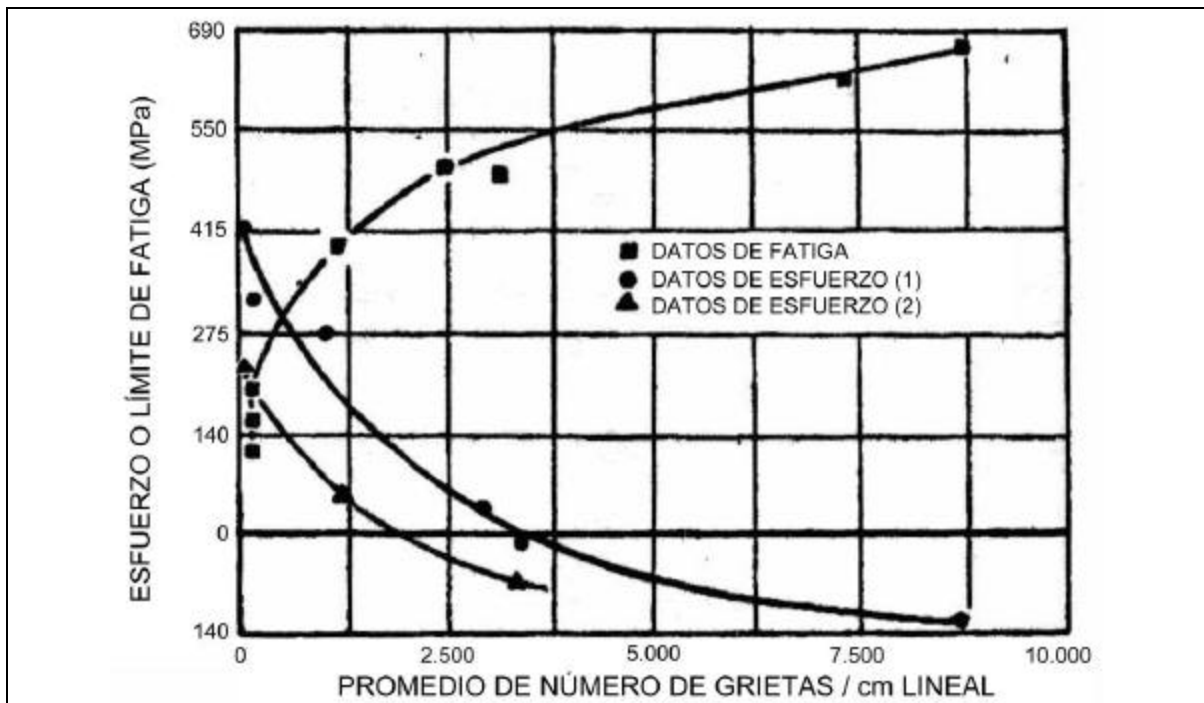
**FIGURA 11.** Efecto de la temperatura de la solución de recubrimiento sobre los esfuerzos internos del depósito de cromo (Solución convencional) <sup>[12]</sup>.

**TABLA 8.** Variaciones de los esfuerzos internos con el espesor de los depósitos de Cromo Duro <sup>[12]</sup>.

Solución convencional: 250 g/L CrO <sub>3</sub> , 2,5 g/L H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>					
Condiciones de operación: Temp.. 50 ± 1 °C, d.c. 200 A/ft <sup>2</sup>					
<i>Espesor (mm)</i>	2,5	7,6	12,7	25	152
<i>Esf. Int. Tracción (MPa)</i>	957	501	114	76	76

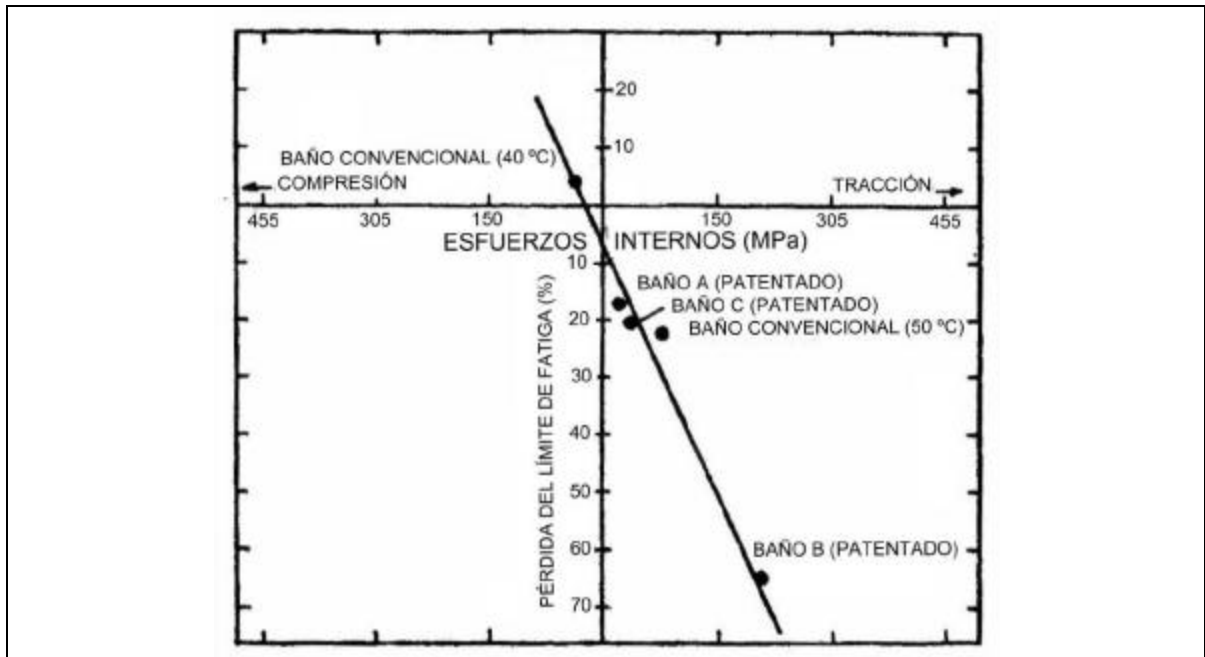
Hammond y Williams <sup>[12]</sup>, reseñan en su investigación que en otros trabajos realizados con anterioridad habían concluido que la reducción de la resistencia a la fatiga de los aceros recubiertos con cromo duro es debido a los esfuerzos residuales de tracción inherentes al recubrimiento. Además, se indica, que las características de agrietamiento del cromo producen una liberación de los esfuerzos internos de tracción (ver parte 1.1.7.1), donde, en las muestras con alto número de grietas por unidad de área se podría esperar que presentaran esfuerzos residuales más bajos. Por tanto, se debería esperar una menor pérdida de resistencia a la fatiga bajo tales condiciones.

Las fallas por fatiga son esencialmente un fenómeno de esfuerzos de tracción, por esto, no es sorprendente que la pérdida de resistencia a la fatiga del acero recubierto con cromo duro haya sido asociada a los esfuerzos internos de tracción del depósito de cromo. Este punto de vista ha sido tratado y remarcado ampliamente por la evidencia experimental, no solo en lo que respecta a los recubrimientos electrolíticos sino en la inmensa mayoría de los recubrimientos sometidos a fatiga.

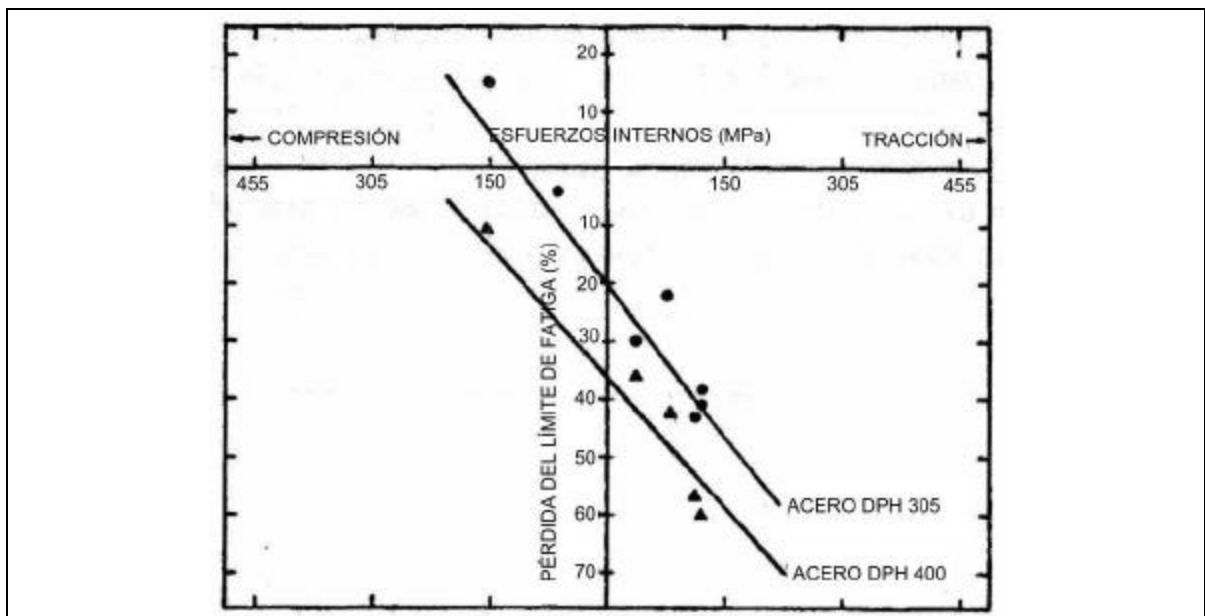


**FIGURA 12.** Interdependencia del límite de fatiga de un acero recubierto con Cromo Duro con los esfuerzos internos y la densidad de grietas del depósito <sup>[12]</sup>.

Hammond y Williams <sup>[12]</sup> confirmaron que el porcentaje de cambio en la resistencia a la fatiga de un acero recubierto con cromo duro, sin y con post-tratamiento térmico es parcialmente determinado por los esfuerzos residuales del recubrimiento. Para un acero dado, el porcentaje de cambio en la resistencia a la fatiga es una función lineal de los esfuerzos residuales en el cromo (Ver FIGURAS 13 y 14).



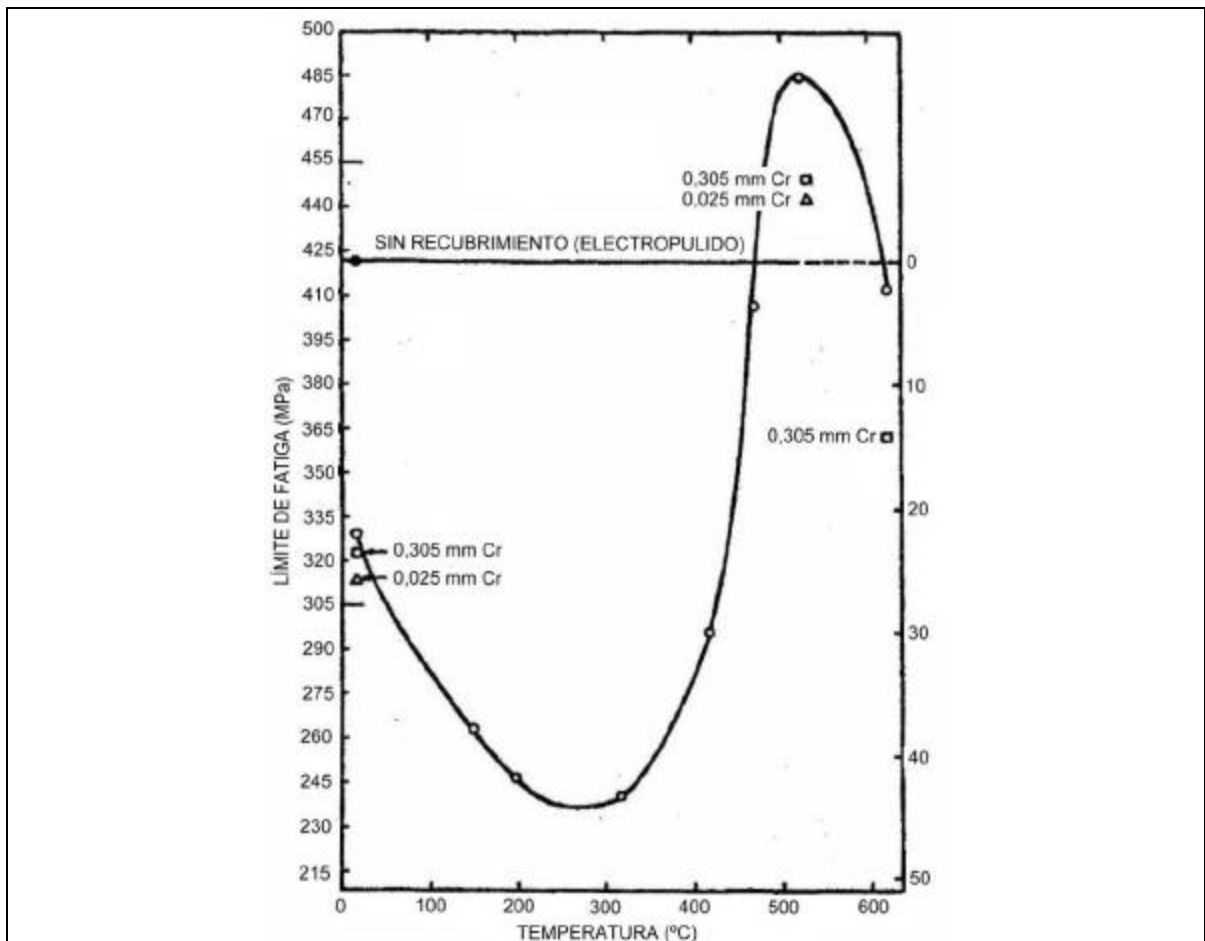
**FIGURA 13.** Relación lineal entre el porcentaje de cambio en la resistencia a la fatiga del acero recubierto con cromo y los esfuerzos residuales de varios tipos de depósitos de cromo sin post-tratamiento térmico <sup>[12]</sup>.



**FIGURA 14.** Relación lineal entre el porcentaje de cambio en la resistencia a la fatiga de un acero recubierto con cromo y los esfuerzos residuales del depósito con post-tratamiento térmico <sup>[12]</sup>.

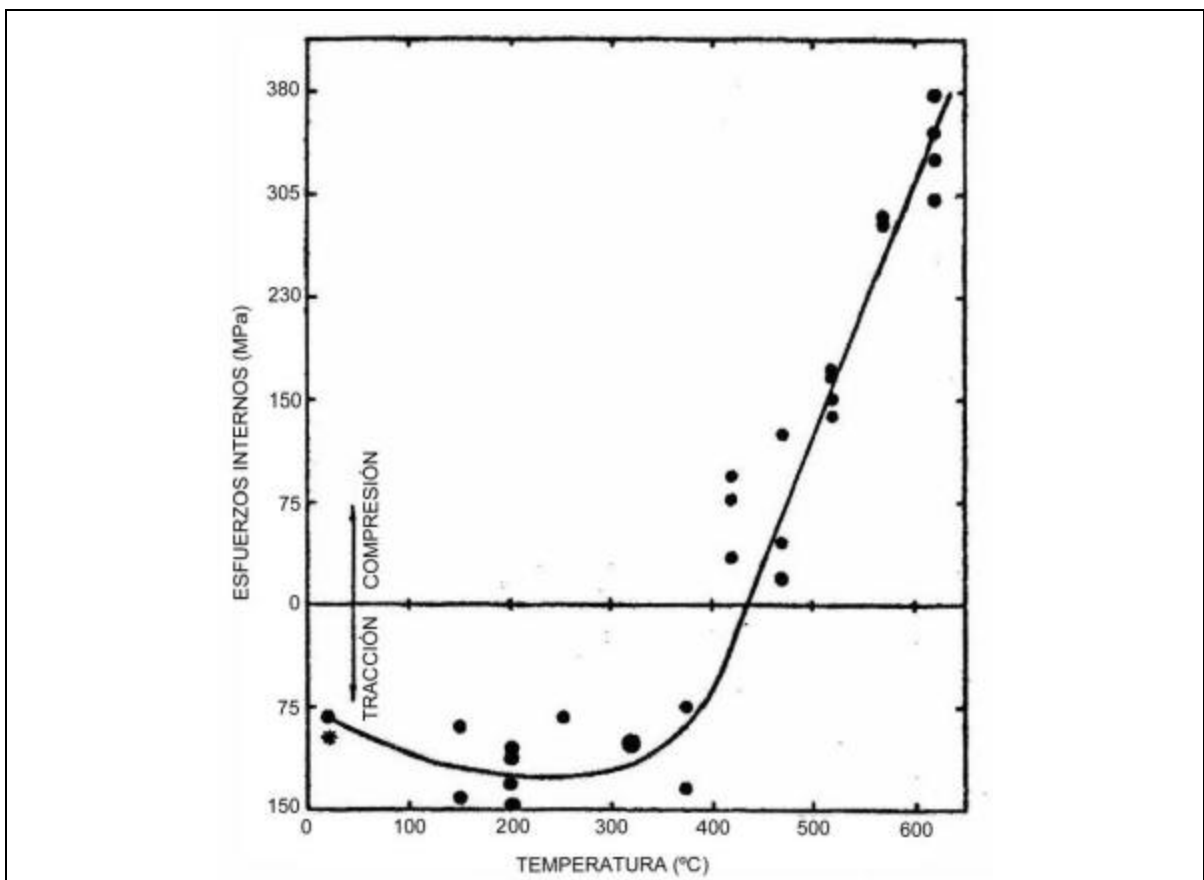
### 1.3.5 EFECTO DEL POST-TRATAMIENTO TÉRMICO

El post-tratamiento térmico entre temperaturas de 150° y 200 °C ha sido generalmente especificado como un tratamiento de alivio de tensiones para evitar la fragilización por hidrógeno, el cual, se hace inmediatamente después del recubrimiento de cromo. Sin embargo, este tratamiento reduce considerablemente las propiedades de fatiga del acero cuando el material es tratado en el intervalo de temperaturas previamente citado. No obstante, cuando se somete el material a temperaturas entre 400° y 440 °C, se observa la restauración de las propiedades de fatiga, a valores similares a los del acero no recubierto (Ver Figura 15).



**FIGURA 15.** Efecto del tratamiento térmico sobre el límite de fatiga de un acero ( $S_u = 910$  MPa) recubierto con 152  $\mu\text{m}$  de cromo <sup>[12]</sup>.

Los experimentos de Hammond y Williams <sup>[12]</sup> revelaron que la resistencia a la fatiga no disminuyó significativamente para el depósito de cromo más delgado (25  $\mu\text{m}$ ) después del post-tratamiento térmico, pero para depósitos de más de 150  $\mu\text{m}$  se produce una caída pronunciada del límite de fatiga. Altas temperaturas de tratamiento térmico (450  $^{\circ}\text{C}$  o por encima) dieron como resultado una resistencia a la fatiga tan alta o mayor que la del metal no recubierto. En estos experimentos se hizo una correlación entre la temperatura de tratamiento térmico y los esfuerzos residuales (Ver Figura 16), donde se observó una similitud con la forma de la curva de resistencia a la fatiga – temperatura de tratamiento (Figura 10 y 15). Esto provee más evidencia de la relación entre los esfuerzos residuales en el cromo duro y el porcentaje de pérdida de resistencia a la fatiga



**FIGURA 16.** Efecto del tratamiento térmico sobre los esfuerzos residuales de tracción en un depósito de cromo de 25  $\mu\text{m}$  de espesor <sup>[12]</sup>.



Debe notarse que con el incremento de la temperatura de tratamiento térmico, los esfuerzos residuales del cromo, después del enfriamiento se convierten en esfuerzos de tracción, llegando a valores máximos entre 200° y 300 °C y a temperaturas por encima de 400 °C los esfuerzos residuales de tracción disminuyen progresivamente a menores esfuerzos de tracción hasta convertirse en esfuerzos significativamente compresivos a altas temperaturas (Ver Figura 15). En esta investigación realizada por Hammond y Williams <sup>[12]</sup> se postula que: 1) el aumento de los esfuerzos residuales de tracción después del tratamiento térmico a bajas temperaturas se debe a la contracción permanente que sufre el cromo durante el calentamiento y 2) que el desarrollo de los esfuerzos residuales compresivos después del tratamiento térmico a altas temperaturas ocurre a partir de, primero, el alivio de tensiones a esas temperaturas, seguido del diferencial de contracción entre el acero y el cromo en el enfriamiento (el coeficiente de expansión del cromo es aproximadamente la mitad del de el acero). Además, se sugiere que los esfuerzos compresivos del cromo, producidos por el tratamiento térmico a altas temperaturas, son los responsables de la recuperación de las propiedades de fatiga del material.

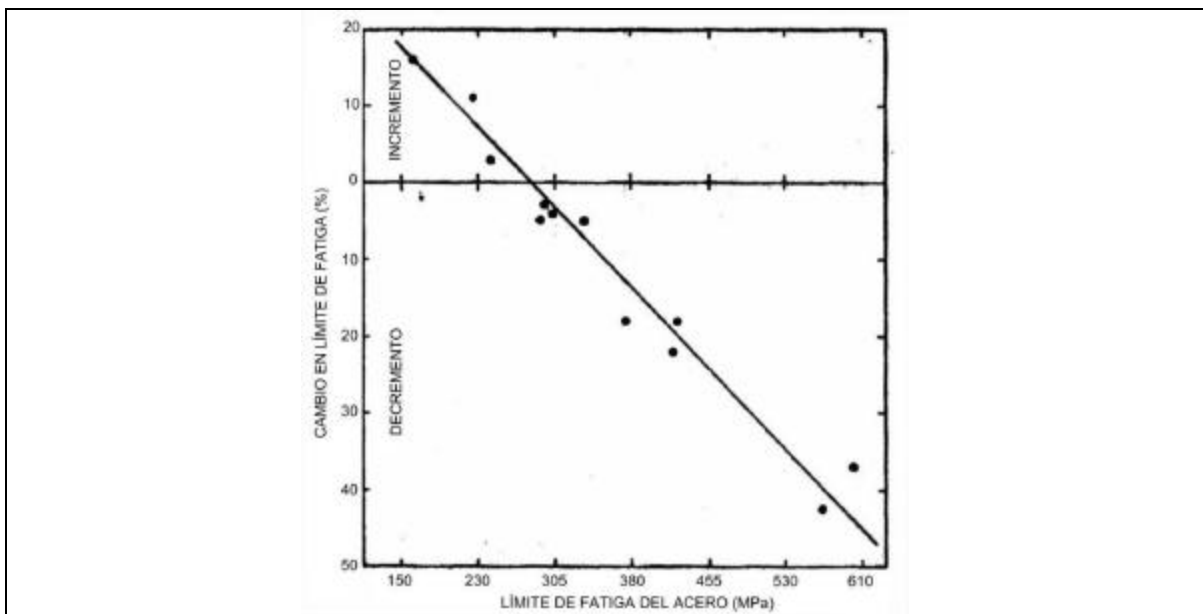
A partir de estos resultados, puede quedar claramente establecido que cuando se necesitan partes recubiertas con cromo con una máxima resistencia a la fatiga como requerimiento esencial, se debe evitar realizar tratamientos térmicos a bajas temperaturas (150° – 300 °C). Por tanto, es recomendable hacer el tratamiento a temperaturas por encima de los 440 °C alrededor de 1 hora. Sin embargo, se debe tomar en cuenta que: 1) la temperatura del tratamiento no debe exceder la temperatura de revenido del acero y 2) el cromo se ablanda progresivamente con el incremento de la temperatura.

### 1.3.6 EFECTO DE LA RESISTENCIA DEL SUBSTRATO Y DEL RECUBRIMIENTO

Desde hace muchos años se ha señalado, que la pérdida de la resistencia a la fatiga en los recubrimientos de cromo y otros materiales, es mucho más significativa cuando el acero es mucho más resistente mecánicamente. En este sentido, Hammond y Williams <sup>[12]</sup> reseñaron, a partir de los resultados de sus experimentaciones, que en los materiales más débiles recubiertos con cromo se produce un incremento en la resistencia a la fatiga. Estos investigadores encontraron una relación lineal entre el límite de fatiga del sustrato y el porcentaje de cambio en el límite de fatiga después del recubrimiento, de la forma:

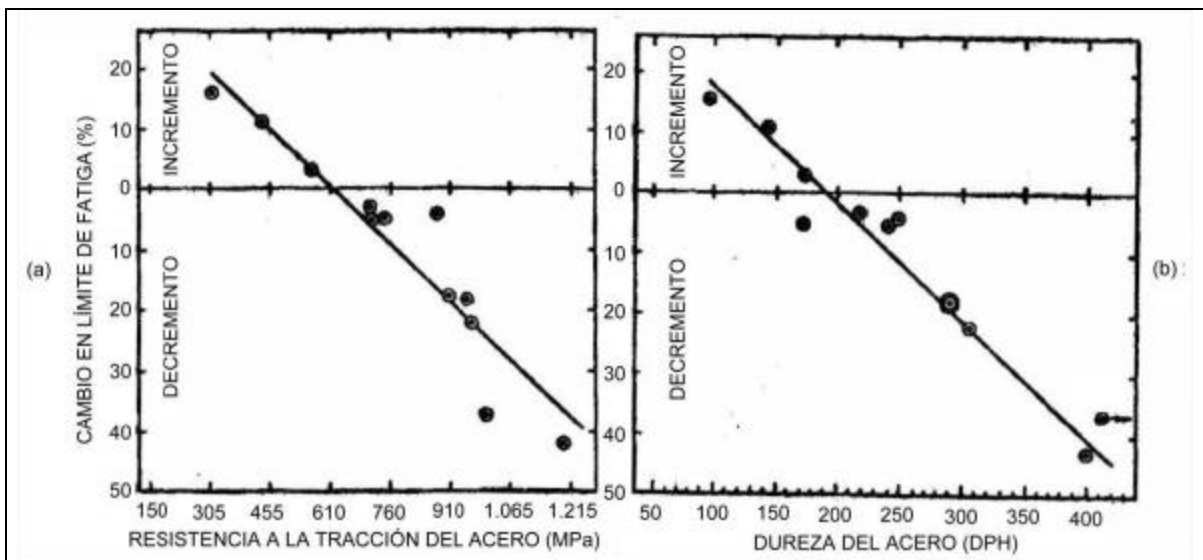
$$L = k - 2F_s$$

Donde:  $L$  = Porcentaje de cambio en el límite de fatiga (material recubierto);  $F_s$  = Límite de fatiga del acero (MPa); y  $k$  = Constante.



**FIGURA 17.** Relación lineal entre el porcentaje de cambio en el límite de fatiga del material recubierto y el límite de fatiga del sustrato (150 mm de espesor y, 60 MPa de esfuerzos internos)<sup>[12]</sup>.

El porcentaje de cambio en la resistencia a la fatiga es una función lineal de los esfuerzos internos en el depósito de cromo. El valor de  $k$  varía de acuerdo al valor de los esfuerzos internos en el depósito. Sin embargo, el valor de los esfuerzos internos es numéricamente pequeño comparado con la suma de los factores del porcentaje de cambio y el límite de fatiga del acero, por lo que su influencia es muy pequeña en esta correlación establecida, particularmente en los aceros de alta resistencia, los cuales están asociados a grandes porcentajes de pérdida en la resistencia a la fatiga.

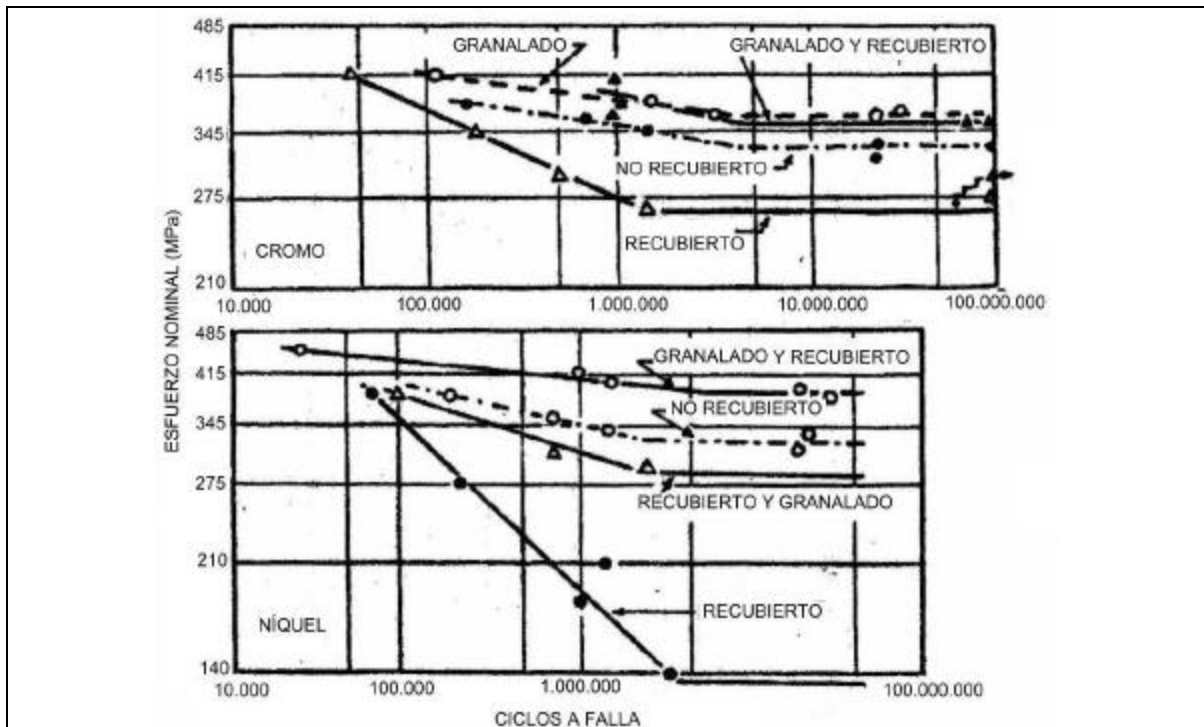


**FIGURA 18.** Relación lineal entre el cambio en el límite de fatiga del material recubierto con cromo y a) la resistencia a la tracción y b) la dureza del sustrato. (150  $\mu\text{m}$  de espesor de depósito y 60 MPa de esfuerzos internos)<sup>[12]</sup>.

Para muchos tipos de aceros la relación entre la resistencia a la tracción, el límite de fatiga y la dureza es aproximadamente lineal. Por tanto, también se ha encontrado una relación lineal entre el porcentaje de cambio del límite de fatiga después del recubrimiento de cromo y el límite de fatiga del metal base aplicado también a la resistencia a la tracción y a la dureza, tal como lo ilustra la Figura 18.

### 1.3.7 EFECTO DEL GRANALLADO

Es muy bien conocido que los métodos de preparación superficial, que imparten esfuerzos residuales compresivos al sustrato, como el caso del granallado, tienen un efecto benéfico en la eliminación de la pérdida de resistencia a la fatiga causada por los recubrimientos electrodepositados. Esto es cierto no solo para los depósitos de cromo sino también se aplica a muchos otros recubrimientos. Hammond y Williams <sup>[12]</sup> hacen referencia a los resultados de resistencia a la fatiga de un acero con una resistencia  $\sigma_u = 835$  MPa recubierto con depósitos de cromo y de níquel, en los cuales, en el caso del cromo, se produjo un incremento en la resistencia a la fatiga del acero, por encima de la resistencia del material no recubierto, cuando éste fue sometido a un granallado previo al recubrimiento (Ver Figura 19). En el caso del níquel, las propiedades mejoraron, pero no lo suficiente como para restaurar la resistencia a la fatiga del metal base.



**FIGURA 19.** Efecto del balinado sobre la resistencia a la fatiga de a) acero recubierto con cromo y b) acero recubierto con níquel <sup>[12]</sup>.

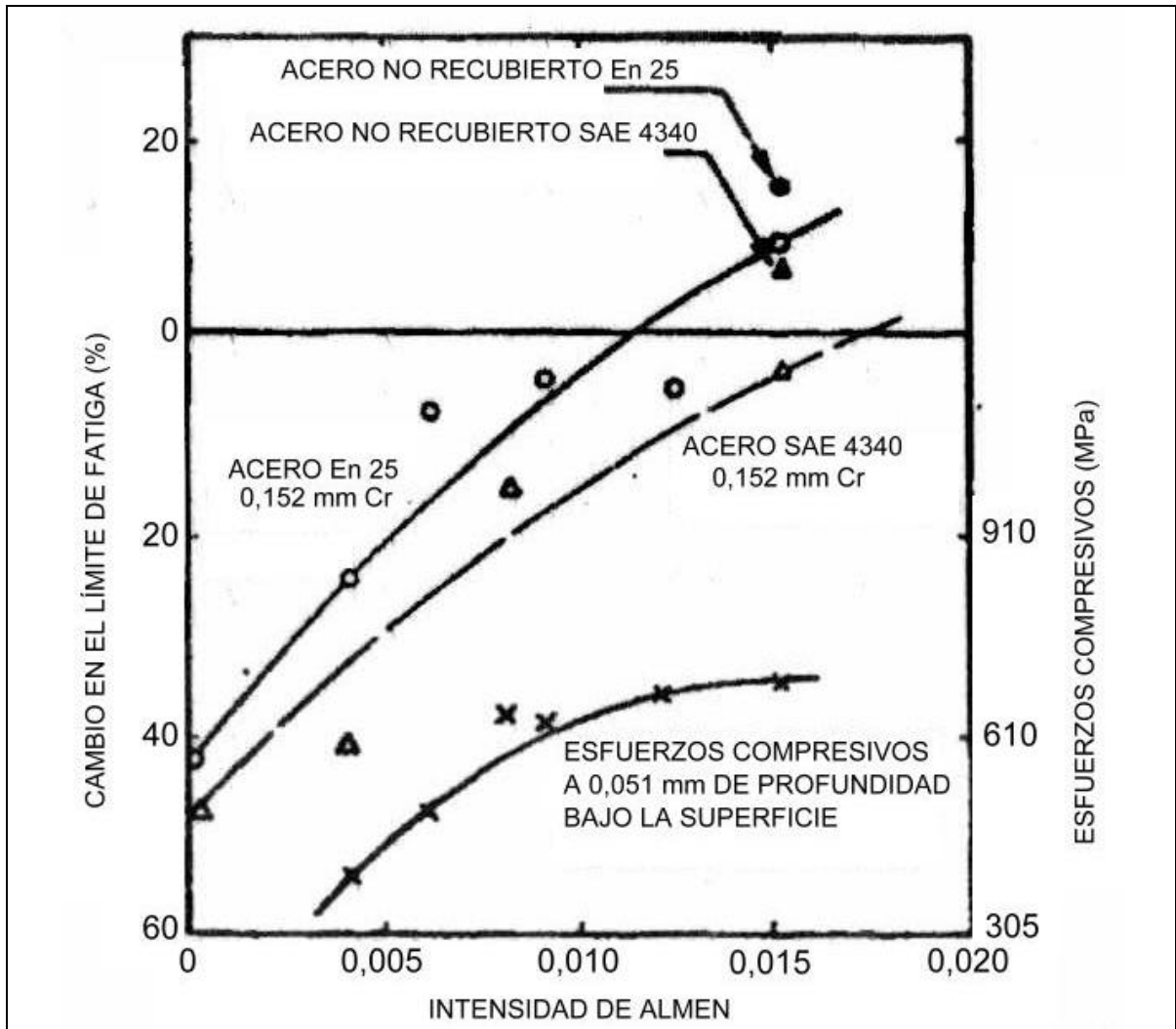
Los estudios reseñados por Hammond y Williams <sup>[12]</sup> revelaron el efecto del granallado previo al recubrimiento de cromo sobre unos aceros con resistencias de  $\sigma_u = 1.515$  MPa y  $\sigma_u = 1930$  MPa, respectivamente. Las pruebas se hicieron en flexión rotativa y el espesor del recubrimiento fue de 89  $\mu\text{m}$ . Para el acero de menor resistencia, el límite de fatiga de la muestra recubierta fue mayor que el de la muestra pulida sin recubrir y tratada térmicamente a 190 °C por 3 horas, produciendo una ganancia en la resistencia a la fatiga de 18%. Para el acero de mayor resistencia el límite de fatiga fue cercano al de la muestra no recubierta, pero no lo excedió. En este trabajo se hizo una correlación entre la intensidad del granallado y el nivel de resistencia del acero, donde el material más débil es afectado en mayor medida por el granallado que el más duro, para un granallado de una misma intensidad, lo que puede significar una ventaja desde el punto de vista de esfuerzos compresivos inducidos.

Otros estudios realizados <sup>[12]</sup> corroboran el aumento progresivo de la resistencia a la fatiga de los aceros recubiertos con cromo en la medida en que aumenta la intensidad del granallado. Este aumento es más notorio en aceros de menor resistencia.

De manera general, las pruebas fueron llevadas a cabo sin tratamiento térmico. Sin embargo, los aceros de alta resistencia, en los cuales el granallado es un tratamiento previo al recubrimiento para prevenir la pérdida de resistencia a la fatiga, es importante hacer un tratamiento térmico después del recubrimiento para prevenir la fragilización por hidrógeno. El post-tratamiento térmico es esencial para esos aceros. En función de ello se hicieron unos ensayos con muestras post-tratadas térmicamente para determinar el efecto que pudiera tener la temperatura sobre las muestras granalladas previamente al recubrimiento. Para este propósito se trataron térmicamente unas muestras de acero de denominación *En* 25 a 200 °C por 1 hora y, otras muestras de un acero SAE 4340 a 192 °C por 8 horas.

Los resultados de estas experimentaciones indicaron que las muestras post-tratadas térmicamente a 200 °C no tienen ningún efecto sobre la resistencia a la fatiga de las muestras granalladas y recubiertas con cromo. Por tanto, los componentes granallados y

recubiertos con cromo pueden ser tratados térmicamente a 200 °C o temperaturas más altas para disminuir la tendencia a la fragilización por hidrógeno sin disminuir las propiedades de fatiga del material.



**FIGURA 20.** Efecto del granallado previo al recubrimiento de cromo sobre el límite de fatiga de un acero En 25 ( $s_u = 1215$  MPa) y de un acero SAE 4340 ( $s_u = 1520$  MPa). La curva muestra el cálculo de los esfuerzos compresivos a 50  $\mu\text{m}$  por debajo de la superficie a varias intensidades de granallado <sup>[12]</sup>.

#### **1.4. ANTECEDENTES DE ESTUDIOS DE FATIGA EN ACEROS RECUBIERTOS CON OTRO MATERIAL (Electroless Ni-P)**

El recubrimiento EN se perfila como un posible sustituto, en ciertas aplicaciones, del recubrimiento de cromo duro. Es por esto, que en este trabajo se hará una reseña de los últimos estudios que se han llevado a cabo para determinar la influencia del EN sobre las propiedades de fatiga de diversos aceros, con miras a tener un punto de comparación que permita establecer relaciones significativas en el comportamiento a la fatiga del cromo duro, sobre una base adicional, como lo son todas las investigaciones recientes en el campo de fatiga del Electroless Ni-P.

Los depósitos de Electroless de níquel (EN) representan recubrimientos extremadamente funcionales, los cuales encuentran importante aplicación en muchos campos de la ingeniería, incluyendo la aeroespacial, automotriz, procesamiento químico, producción de petróleo y gas, procesamiento de comida, mecanizado, militar y otras. Estas aplicaciones han resultado como una consecuencia del entendimiento de las características físicas de tales depósitos, especialmente en relación con la dureza, resistencia al desgaste y a la corrosión, junto con la capacidad de aplicación del recubrimiento de espesores uniformes sobre diferentes partes sin importar el tamaño, además de poder usarlo en conjunto con otros recubrimientos duros.

Sin embargo, los recubrimientos en general modifican la superficie del metal base y se espera una influencia sobre las propiedades mecánicas significativamente dependientes de las condiciones superficiales, tales como el comportamiento a la fatiga. La mayoría de las fallas por fatiga se inician en la superficie libre de los componentes, principalmente como una consecuencia de la acción del máximo esfuerzo de tensión que prevalece sobre tales superficies. Por tanto, la iniciación de grietas y subsecuente propagación, se espera que sea influenciada por los esfuerzos internos asociados con el depósito, su propia resistencia a la fatiga con relación al metal base, dureza y espesor.

De acuerdo con Puchi et al. <sup>[13]</sup>, en un estudio de la influencia del Electroless de níquel (EN) sobre el comportamiento a la fatiga de dos aceros al carbono (AISI 1010 y AISI 1045) se observaron varios hechos importantes. En primer lugar, para ambos aceros, la presencia del recubrimiento da lugar a un incremento en la vida a la fatiga, lo cual se hizo más notable si ha sido post-tratado térmicamente. En segundo lugar, pudo ser observado que el incremento en la vida a la fatiga es mucho más marcado en el acero 1010 que en el 1045. De esta manera se observó que el mejoramiento en la vida a la fatiga es mucho más notable en la medida en que la resistencia mecánica del acero decrece. En los aceros al carbono, en condición de normalizado, estos resultados pueden significar que un incremento en el comportamiento a fatiga podría ser más notable para bajos contenidos de carbono y amplitudes de esfuerzo menores.

Es de hacer notar que los resultados de estas investigaciones <sup>[13]</sup> están en desacuerdo con la tendencia presentada en la literatura en el sentido que los recubrimientos de EN pueden tener un efecto nocivo en la vida a la fatiga del material. Sin embargo, en ese mismo trabajo se menciona que el mejoramiento en la vida a la fatiga puede estar relacionado con los esfuerzos internos asociados al recubrimiento. La bibliografía reseñada por este autor <sup>[13]</sup> muestra que un análisis de los esfuerzos internos en el EN está directamente asociado al contenido de fósforo en el recubrimiento. Esos valores de esfuerzos internos de compresión son del orden de 2-50 MPa, particularmente para recubrimientos con un contenido de fósforo por encima del 8,8%. Aunque no se realizó la medición de los esfuerzos internos en el recubrimiento en esas investigaciones, la composición del baño estaba en alrededor de 10% de fósforo. De esta manera, los esfuerzos residuales en el recubrimiento del trabajo referido pudieran ser de naturaleza compresiva en un intervalo de 50 MPa, lo que explicaría el incremento significativo de la vida a la fatiga observado en ambos materiales. También se explica en este trabajo <sup>[13]</sup> que los diferentes tratamientos térmicos aplicados a recubrimientos de EN podrían dar lugar a una gran diferencia estructural en términos del tamaño y distribución de las fases de Ni y de Ni<sub>3</sub>P (dispersas en la matriz del recubrimiento de níquel-fósforo) y tal vez, a diferentes estados de esfuerzos en el recubrimiento. Finalmente, se refieren al estudio fractográfico, en el cual, pudieron ser



observadas las estriaciones de fatiga clásicas que indican la dirección de propagación de la grieta principal, así como la presencia de gran número de grietas secundarias que emergen de la superficie de fractura, indicando el alto daño por fatiga que fue acumulado antes de que ocurriera la fractura final.

En otra investigación llevada a cabo por Berríos et al. <sup>[14]</sup> sobre el efecto del espesor de un depósito de EN sobre las propiedades mecánicas de un acero AISI 1045 se concluyó que: en los depósitos de aproximadamente 7  $\mu\text{m}$  de espesor, después de un post-tratamiento térmico a 200 °C por 60 min, es observado que el material se comporta similarmente al sustrato no recubierto, lo cual es atribuido a un alto contenido de fósforo (> 10 %), ya que, en hallazgos previos, tal composición da lugar a esfuerzos residuales de compresión en el recubrimiento con lo cual se mejora la vida a fatiga del material recubierto. Sin embargo, en la medida en que el contenido de fósforo en el depósito decrece o la cristalización del níquel amorfo y precipitación del  $\text{Ni}_3\text{P}$  toma lugar durante cualquier tratamiento térmico, los esfuerzos residuales de tracción en el depósito se convierten en predominantes, llevando a un significativo decrecimiento en la vida a fatiga. El desarrollo de esfuerzos residuales de tracción durante el crecimiento del depósito (17 y 37  $\mu\text{m}$ ) también se cree que juega un papel importante en la reducción de la vida a fatiga del material compuesto.

Wu et al. <sup>[15]</sup>, en el estudio del efecto del Electroless de níquel sobre la resistencia a la fatiga de un acero de denominación 30CrMoA señala que se produce un decremento de 39% en el límite de fatiga del material recubierto comparado con el no recubierto. Este indica que el balinado del acero, previo al recubrimiento, puede incrementar el límite de fatiga en un 30% comparado con el depositado directamente y además, que la baja resistencia a la fatiga del recubrimiento de Ni-P causa el decrecimiento del límite de fatiga del acero recubierto, ya que la grieta se inicia primero en el recubrimiento y luego se extiende hacia el sustrato.

En otras investigaciones llevadas a cabo por Zhang et al. <sup>[16]</sup> sobre las propiedades de fatiga de los depósitos de Electroless de níquel sobre acero, estos indican que una vez que el recubrimiento es fracturado, la intensa concentración de esfuerzos en la punta de la grieta

producirá el daño en el sustrato. Esto coincide y amplía lo reportado por Wu et al.<sup>[15]</sup>. Además, la condición de unión en la interfase entre el recubrimiento y el sustrato y los esfuerzos residuales en el recubrimiento, también tienen un efecto sobre las propiedades de fatiga. Por ello, en la investigación se recomienda que se debe mejorar el procedimiento de deposición y control de la composición del recubrimiento, que, con un tratamiento térmico apropiado se puede mejorar la unión en la interfase, las propiedades físicas y los esfuerzos residuales de los recubrimientos.

Por su parte, Chitty et al.<sup>[17]</sup>, en el estudio de la influencia del Electroless de níquel sobre las propiedades de corrosión-fatiga de un acero AISI 1045 indica que: el depósito de 20  $\mu\text{m}$  de espesor y el contenido de 10 % de fósforo en el recubrimiento producen un aumento de las propiedades de corrosión – fatiga del material. Esto corrobora el hecho, citado reiteradamente por varios investigadores<sup>[13-16]</sup>, que para contenidos de fósforo de alrededor de 10 % en el recubrimiento de EN se producen esfuerzos compresivos en el mismo, dando lugar a mejoras en la resistencia a la fatiga del material recubierto bajo tales condiciones.

En otra investigación más reciente realizada por Pertuz et al.<sup>[18]</sup>, de un número de experimentos conducidos sobre muestras de un acero SAE 4140 templado y revenido, mostraron que recubriendo el material con un depósito de Electroless de níquel se produce una significativa reducción de la vida a la fatiga del material. Tal reducción, en la condición de solo deposición, puede llegar a 68% para una amplitud de esfuerzo de 580 MPa, mientras que a una amplitud de 478 MPa la reducción puede alcanzar hasta aproximadamente 88%. Este experimento se llevó a cabo para probetas entalladas (con un concentrador de esfuerzos de 0,5 mm de longitud) y no entalladas, con y sin recubrimiento. El experimento conducido sobre las probetas entalladas sin recubrimiento reveló que la presencia del concentrador de esfuerzos da lugar a una reducción en la vida a fatiga que varía entre 69 y 94%, dependiendo de los esfuerzos alternantes aplicados. Este decrecimiento en las propiedades de fatiga es comparable al reportado para las muestras recubiertas sin entallas, lo cual sugiere que el depósito de EN actúa como una superficie

fuelle de grietas de fatiga, causando un significativo decrecimiento en las propiedades de fatiga del sustrato. Si las muestras entalladas son además recubiertas, la reducción de la vida a fatiga se incrementa por encima del 78% a altos esfuerzos, mientras que a bajos esfuerzos la pérdida es similar al de las probetas entalladas y no recubiertas. En este trabajo se concluyó que el decrecimiento en la vida a fatiga de las muestras recubiertas sin entallas ocurre como resultado del paso de las grietas desde el recubrimiento hacia el sustrato. También se encontró evidencia fractográfica de grietas secundarias a lo largo de la intercara, indicando una pobre adherencia del recubrimiento al sustrato, por lo que la intercara no es capaz de soportar los esfuerzos aplicados.

De estas investigaciones reseñadas, se pueden observar varios factores que predominan en la vida a la fatiga de los materiales recubiertos con Electroless; muchos de estos factores, son los mismos que afectan la vida a fatiga del resto de los materiales recubiertos, entre ellos el cromo duro.

Ya ha sido reseñado con anterioridad que la resistencia a la fatiga es un fenómeno que depende de los esfuerzos de tracción. Por ende, si el recubrimiento posee unos esfuerzos residuales de tracción, se espera una disminución en las propiedades de fatiga del material compuesto. Contrario a ello, si los esfuerzos residuales del recubrimiento son de naturaleza compresiva, se puede esperar un incremento en la vida a la fatiga del material.

De acuerdo a las aseveraciones señaladas en diversos estudios <sup>[13-16]</sup>, se indica que: si la resistencia a la fatiga del recubrimiento es menor que la del sustrato, entonces se produce la grieta de fatiga primero en el recubrimiento y luego penetra al sustrato, lo que trae como consecuencia una disminución de las propiedades de fatiga. Por el contrario, se podría esperar una mejoría en las propiedades de fatiga si el recubrimiento presenta una mejor resistencia a la fatiga que el sustrato. Esto está relacionado con la resistencia mecánica del sustrato, observándose que en la medida en que la resistencia mecánica del sustrato aumenta, se produce una disminución más marcada en las propiedades de fatiga

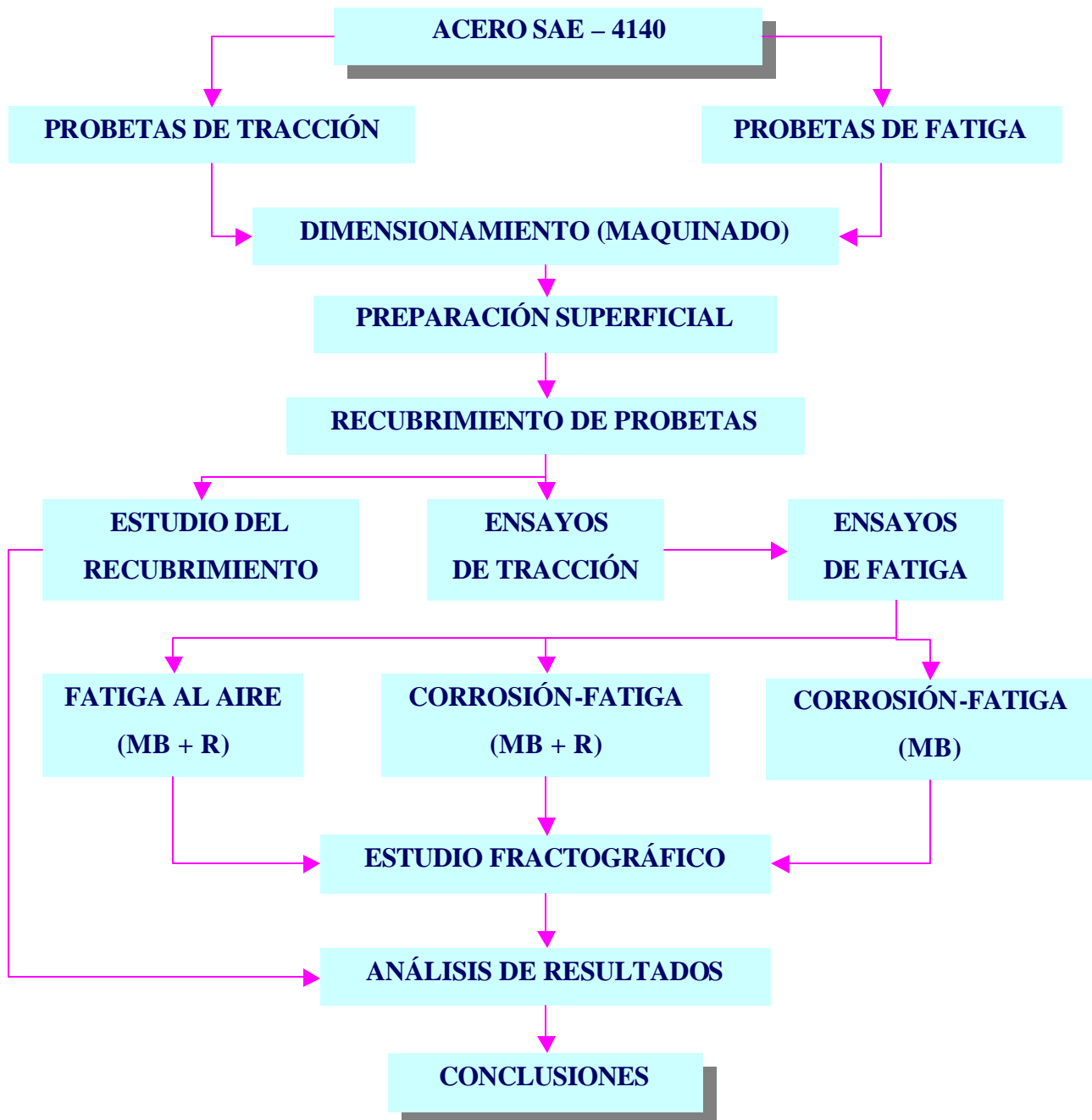
de los materiales recubiertos, esto ha sido señalado en los estudios realizados con Electroless y con cromo duro.

Otro aspecto importante es el espesor del recubrimiento, ya que este, dependiendo de su valor puede dar lugar a decrementos mayores o menores en la vida a la fatiga del material recubierto.

En los estudios fractográficos al respecto, se ha señalado que el recubrimiento de Electroless actúa como una fuente de grietas, como un concentrador de esfuerzos alrededor de todo el sustrato, lo que generalmente se manifiesta con múltiples inicios de grieta en la periferia de la cara de fractura.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. FLUJOGRAMA DE METODOLOGÍA DE TRABAJO



## 2.2. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS DE TRACCIÓN Y FATIGA

### 2.2.1. METAL BASE

El metal base, acero SAE 4140, fue suministrado por la empresa FERRUM, ubicada en la Urb. La Urbina, Caracas, en forma de barras de 13 mm. de diámetro y 3 m. de longitud cada una. La empresa proveedora posee el certificado de calidad ISO 9002 correspondiente, donde especifican las propiedades mecánicas y composición química.

Este acero de medio carbono y baja aleación presenta buena resistencia a la abrasión, fatiga, impacto y es recomendado para trabajar en condiciones moderadamente severas. El uso de este acero es muy común en la industria automotriz, para la fabricación de bielas, cigüeñales, ejes y árboles de leva; en la industria petrolera se usa mucho para construir centros y cuellos de taladros, juntas de herramientas y partes de bombas.

**TABLA 9.** *Composición Química del acero SAE-4140 suministrada por el fabricante*

<i>Composición Química (% en peso)</i>									
<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Al</i>	<i>Ni</i>	<i>Cu</i>	<i>Si</i>	<i>Mo</i>
<i>0,39</i>	<i>0,75</i>	<i>0,018</i>	<i>0,03</i>	<i>0,95</i>	<i>0,02</i>	<i>0,15</i>	<i>0,28</i>	<i>0,24</i>	<i>0,17</i>

**TABLA 10.** *Propiedades Mecánicas del acero SAE-4140 suministrada por el fabricante*

<i>Propiedades Mecánicas</i>				
<i>Resistencia a la tracción (MPa)</i>	<i>Esfuerzo de Fluencia (MPa)</i>	<i>Elongación (%)</i>	<i>Reducción de área (%)</i>	<i>Dureza (HB)</i>
<i>1.030</i>	<i>914</i>	<i>18</i>	<i>56</i>	<i>312</i>

## 2.2.2. PROBETAS DE TRACCIÓN Y FATIGA

### 2.2.2.1. Distribución y dimensionamiento

Sobre la base de las normas ASTM E739<sup>[19]</sup> y ASTM A370<sup>[20]</sup>, se estableció que para obtener una ecuación de Basquin, se necesitan ensayar entre 12 y 24 probetas de fatiga y para reportar confiablemente las propiedades estáticas del material, es necesario ensayar 3 probetas de tracción. Por lo tanto, se hizo la distribución de probetas más adecuada, observando los objetivos propuestos del trabajo y tomando en cuenta un exceso de probetas previendo cualquier eventualidad.

**TABLA 11.** Distribución de probetas

<i>Ensayo</i>	<i>N° de Probetas</i>
<i>Tracción</i>	<i>3</i>
<i>Corrosión-fatiga (MB)*</i>	<i>24</i>
<i>Corrosión-fatiga (MB+R)**</i>	<i>24</i>
<i>Fatiga al aire (MB+R)**</i>	<i>24</i>
<i>Fatiga al aire (Límite) (MB+R)**</i>	<i>10</i>

*\*(MB) = Metal Base*

*\*\* (MB+R) = Metal base + recubrimiento*

Las probetas de tracción y fatiga fueron cortadas a partir de las barras de acero adquiridas y posteriormente maquinadas en un torno de control numérico ubicado en la UNEXPO, Vicerrectorado “Luis Caballero Mejías”, en La Yaguara, Caracas, en el cual se les dió el dimensionamiento recomendado por las normas, además de tomar en cuenta las consideraciones dimensionales para realizar los ensayos en las máquinas respectivas.

En función de lo antes expuesto se hizo el dimensionamiento de las probetas con las siguientes características:

- El diámetro de los hombros de las probetas de tracción y fatiga es de 12,7 mm. ya que las mordazas de las máquinas están adecuadas a tales dimensiones
- La longitud de las probetas de tracción y fatiga fue de 120 mm. y 101,6 mm. respectivamente, ya que las máquinas han sido diseñadas para permitir estas dimensiones
- Las dimensiones de la sección de ensayo de las probetas se hicieron de acuerdo a lo recomendado por la norma ASTM A370<sup>[20]</sup> que establece un diámetro de sección de ensayo de 6,25 mm., una longitud de sección de ensayo de 32 mm. y un radio de acuerdo entre el hombro de la probeta y la sección de ensayo de 5 mm, tal como lo muestra la Figura 21.
- Las dimensiones de la sección de ensayo de las probetas de fatiga se hicieron de acuerdo a la norma ASTM E606<sup>[21]</sup> que establece un diámetro de sección de ensayo de 6,35 mm, y al manual de instrucciones de la máquina de fatiga<sup>[22]</sup> que establece las otras dimensiones en concordancia con la norma y las características de la máquina, tal como lo muestra la Figura 22.

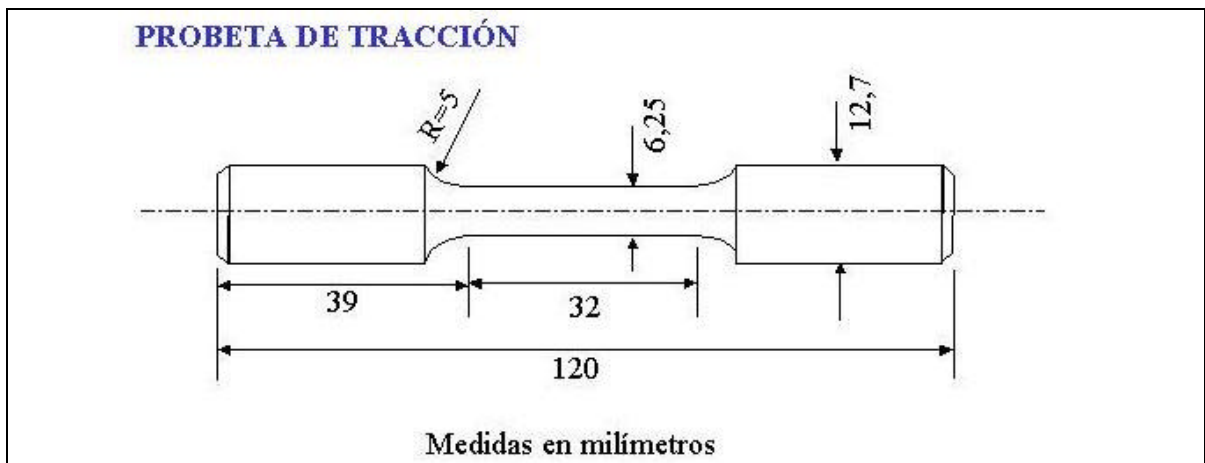


FIGURA 21. Dibujo de la probeta de tracción



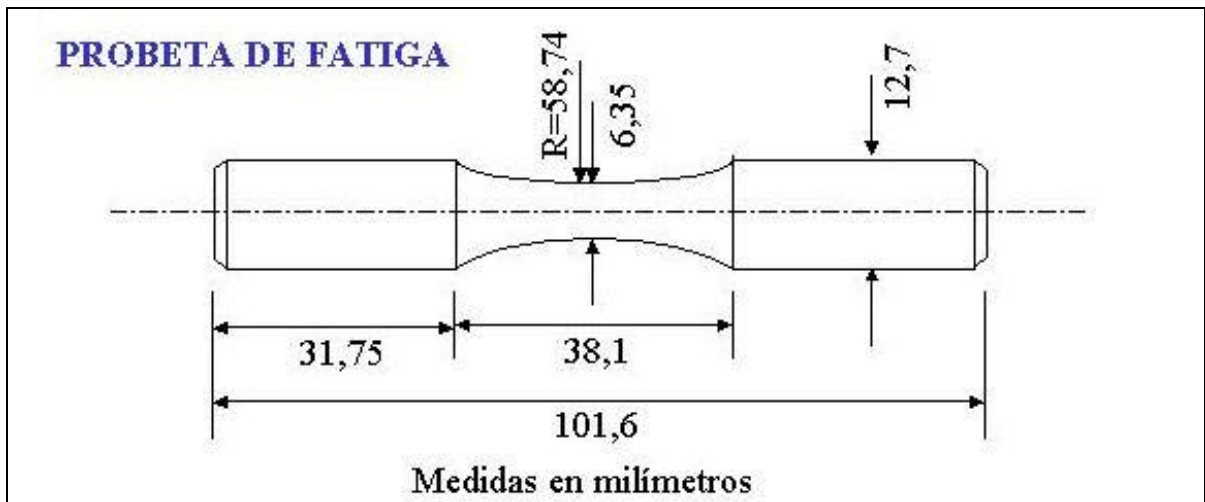


FIGURA 22. Dibujo de la probeta de fatiga.

#### 2.2.2.2. Preparación Superficial

Después del dimensionamiento de las probetas de fatiga y tracción, se procedió a lijar cada probeta en un torno Fa. Saupe & Suhn tipo MD 65, ubicado en el Laboratorio de Aluminio de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales la U.C.V. El lijado se hizo con papeles esmeril de SiC en series de números 80-120-180-320-400-500-600-1200, en seco, en dirección axial al eje de la probeta y con una velocidad de giro de la probeta de 300 r.p.m.; produciendo un lijado diagonal libre de entallas circunferenciales generadas durante el maquinado, que pudieran ser fuentes de inicio de grieta durante los ensayos de fatiga.



FIGURA 23. Torno Sauepe & Suhn tipo MD 65.

### **2.3. RECUBRIMIENTO**

Una vez culminada la preparación superficial de cada probeta de tracción y fatiga, se procedió a su embalaje. Cada probeta fue cubierta con vaselina para evitar su oxidación y fue envuelta en un papel plástico acolchado con burbujas de aire que protege la superficie de las probetas contra los impactos. Estas probetas fueron cuidadosamente embaladas en una caja de cartón y enviadas por correo a la empresa Process Materials, Inc. en Pleasanton, California, USA. Se recubrieron todas las probetas necesarias para hacer los ensayos de tracción, fatiga y corrosión-fatiga hasta un espesor promedio de 6  $\mu\text{m}$ . de acuerdo a la información suministrada por la empresa.

### **2.4. ENSAYO DE TRACCIÓN**

#### **2.4.1. EQUIPO, CONDICIONES Y PROCEDIMIENTOS DE ENSAYO**

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos marca Instron, modelo 8502, ubicada en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales U.C.V. Estos ensayos fueron controlados por medio de un programa de computadora para ensayos mecánicos a una velocidad de 3 mm/min.



**FIGURA 24.** Máquina de ensayos universales Instron 8502.

El ensayo de tracción se realizó sobre tres (3) probetas tomando en cuenta lo estipulado en la norma ASTM A370<sup>[20]</sup>. Los valores obtenidos para cada uno de los ensayos corresponden al alargamiento de la probeta ( $\ddot{A}l_i$ ) (sin corrección por deformación elástica de los componentes de la máquina) y a la carga aplicada ( $F_i$ ). Estos datos fueron almacenados en la misma computadora que controla el ensayo. Se hicieron las mediciones del diámetro inicial y final de cada probeta, con un vernier digital, para determinar el área inicial y final de su sección transversal.

Con la finalidad de eliminar el efecto de la deformación elástica de los componentes de la máquina involucrados en el sistema de carga, se procesaron los datos obtenidos en cada ensayo aplicando una ecuación que corrige el alargamiento de la probeta, cuya fórmula es:

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

Donde :

$(\ddot{A}l_i)_{corr}$  = Elongación corregida de la probeta

$\ddot{A}l_i$  = 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

A su vez, se tiene que:

$$K_{teo} = \frac{A_0 * E}{l_0} \qquad K_{exp} = \frac{\sum F_i}{\sum \Delta l_i}$$

Donde:

$A_0$  = Área inicial de la sección transversal del ensayo ( $A_0 = \frac{\delta * D_0^2}{4}$ )

$E$  = Módulo de elasticidad del acero (207 GPa)

$l_0$  = longitud inicial de la sección de ensayo (25,4 mm. = 1 pulgada)

### 2.4.2. OBTENCIÓN DE LA CURVA ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL Y VALORES SIGNIFICATIVOS

Una vez obtenidos los valores de elongación corregidos  $(\Delta l_i)_{corr}$ , para cada estado de carga correspondiente ( $F_i$ ), se procedió a construir la curva esfuerzo-deformación real ( $\sigma$  vs.  $\epsilon$ ) a partir de la curva esfuerzo-deformación ingenieril ( $S$  vs.  $e$ ).

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

$$e_i = \frac{(\Delta l_i)_{corr}}{l_0} \quad \text{Deformación ingenieril}$$

$$s_i = S_i(1 + e_i) \quad \text{Esfuerzo real}$$

$$e_i = Ln(1 + e_i) \quad \text{Deformación real}$$

Con estos resultados se obtienen diversos parámetros como son: esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) a 0,02 % de la deformación total, resistencia a la tracción ( $S_u$ ), resistencia a la fractura ( $S_f$ ), esfuerzo real a carga máxima ( $\sigma_u$ ), esfuerzo real a la fractura ( $\sigma_f$ ).

Estos parámetros significativos se obtuvieron para cada una de las tres probetas, del material base y el material recubierto, de los cuales se obtuvo un promedio y su desviación estándar, que se utilizó para analizar la influencia del recubrimiento sobre las propiedades mecánicas estáticas del material base.

## 2.5. ENSAYO DE FATIGA Y CORROSIÓN-FATIGA

### 2.5.1. EQUIPO, CONDICIONES Y PROCEDIMIENTO DE ENSAYO

Los ensayos de fatiga y corrosión-fatiga se realizaron en una máquina de flexión rotativa fabricada por Fatigue Dynamics Inc., modelo RBF-200 ubicada en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales U.C.V. La máquina está diseñada para aplicar cargas totalmente invertidas en voladizo sobre probetas en forma cilíndrica; esta máquina posee un contador de ciclos y un regulador de velocidad que puede variar las revoluciones entre 500 y 10.000 r.p.m.



**FIGURA 25.** Máquina de fatiga RBF 200.

Al montar una probeta en la máquina, sus extremos se sujetan mediante mordazas, acopladas al eje del motor y a un eje cónico; el mismo va unido a una barra graduada en función del momento flector ( $M$ ), el cual es producido por la carga aplicada.

En vista de que el nivel de esfuerzo necesario en cada ensayo se aplica a través de la barra calibrada en función del momento flector, que a su vez va unida al eje cónico que sujeta a uno de los extremos de la probeta, se debe conocer el momento flector para cada nivel de esfuerzo. Para ello, se utiliza la ecuación que relaciona el momento flector con el esfuerzo aplicado:

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

Donde:

M = Momento flector

S = Esfuerzo aplicado

I = Momento polar de inercia

C = Distancia desde el eje neutro de carga hasta la superficie de la probeta.

C = D/2, D = Diámetro de la probeta

Para una barra de sección circular, se tiene que:

$$I = \frac{p * D_0^4}{64}$$

sustituyendo se tiene que:

$$M = \frac{S * (p * D_0^4 / 64)}{D/2} = \frac{S * p * D^3}{32}$$

$$M = 0,0982 * S * D^3 [Lbf * pulg] \quad (\text{Ecuación del momento de la máquina})$$

Debido a que las unidades que se utilizaron fueron MPa para el esfuerzo S y mm. para el diámetro D, es necesario convertir estos valores en unidades de libras y pulgadas, para el esfuerzo y el diámetro respectivamente, ya que estas son las unidades en las que está calibrada la barra que aplica el momento. Por tanto, se tienen las siguientes conversiones para que al introducir el esfuerzo en MPa y el diámetro en mm se obtenga el momento flector en las mismas unidades en que está calibrada la barra de momento de la máquina de fatiga [Lbf\*pulg]:

$$1 \text{ Pascal} = 1 \text{ N/m}^2 = 0,000145 \text{ Lbf/pulg}^2$$

$$1 \text{ MPa} = 145 \text{ Lbf/pulg}^2$$

$$1 \text{ mm} = 0,0394 \text{ pulg}$$

$$\Rightarrow M = 0,0982 * (S * 145) * (D * 0,0394)^3 = 0,00087 * S * D^3 [Lbf * pulg]$$

(donde S [MPa] y D [mm])

Una vez conocido el valor de  $M$ , se procede con el ensayo de fatiga bajo el siguiente procedimiento:

- Comprobar que la máquina esté apagada y luego encender la fuente de poder
- Verificar que el peso de la barra esté en cero
- Colocar la mordaza derecha en la probeta e introducirla en el husillo, colocar la rosca y apretar correctamente.
- Colocar la segunda rosca y la mordaza izquierda e introducirla en el husillo izquierdo de la máquina apretando levemente la rosca
- Ajustar la probeta de tal manera que el movimiento de vaivén sea lo más pequeño posible, esto para evitar cualquier movimiento brusco durante el ensayo que pueda afectar los resultados
- Activar el interruptor de apagado automático
- Colocar el contador en cero
- Encender la máquina y verificar la vibración.
- Deslizar el peso hasta el valor calculado mediante la ecuación de momento.

El procedimiento operativo para los ensayos de corrosión-fatiga es igual al ya expuesto, sólo que además, se hace el ensayo bajo un ambiente corrosivo con una solución salina con una concentración de 3 % de NaCl. Para hacer estos ensayos, se adapta a la máquina una cámara salina (suministrada por el fabricante de la máquina), la cual queda ajustada alrededor de la sección de ensayo de la probeta, permitiendo su libre giro y sobre la cual gotea constantemente la solución salina, para favorecer la corrosión en la sección de menor diámetro.

### 2.5.2. DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LA ECUACIÓN DE BASQUIN

Mediante el modelo de Basquin, se obtuvieron 3 ecuaciones de vida a fatiga para tres condiciones distintas

1. Corrosión-fatiga metal base
2. Corrosión-fatiga material recubierto
3. Fatiga al aire material recubierto

Para cada condición se ensayaron 24 probetas, distribuidos en 4 niveles de esfuerzo, es decir, se ensayaron 6 probetas para cada nivel de esfuerzo en cada condición. Los niveles de esfuerzo aplicados fueron; para el ensayo de corrosión-fatiga del metal base: 46, 55, 64 y 73 % del esfuerzo de fluencia del material base, en tanto que para fatiga al aire los porcentajes fueron los siguientes: 70, 73, 75 y 78 %; para el ensayo de corrosión-fatiga del material recubierto 46, 55, 64 y 73 % del esfuerzo de fluencia del material recubierto y para el ensayo de fatiga al aire del material recubierto 60, 64, 69 y 73 %.

Para encontrar los parámetros  $S_f$  y  $b$  de la ecuación de Basquin para cada curva de cada condición, se aplicó la siguiente ecuación:

$$S = S_f (2 * N_f)^b \quad (\text{Ec. de Basquin})$$

Donde:

$S$  = Esfuerzo de resistencia a fatiga

$S_f$  = Coeficiente de resistencia a la fatiga

$N_f$  = N° de ciclos a falla

$2N_f$  = N° de reversos a falla

$b$  = Exponente de resistencia a la fatiga o exponente 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 4 niveles de esfuerzo aplicados a cada condición, con su respectivo  $N^{\circ}$  de ciclos a falla, cuyo número correspondía al promedio de ciclos a falla de las 6 probetas ensayadas para cada esfuerzo. Por tanto, al graficar el  $\log(S)$  vs.  $\log(2N_f)$  se obtienen 4 puntos a los que se le aplica una regresión lineal para obtener la ecuación de una recta, donde el corte con las ordenadas es el parámetro  $S_f$  y la pendiente es el parámetro  $b$ , además se obtiene el coeficiente de correlación lineal para esta recta.

### **2.5.3. DETERMINACIÓN DEL LÍMITE DE FATIGA POR EL MÉTODO DE LA ESCALERA**

Se determinó el límite de fatiga para las probetas recubiertas. Para ello se utilizó el método de la escalera, el cual es un método estadístico utilizado para tal fin. Para la aplicación del método se utilizaron 10 probetas, las cuales se ensayaron una por una. La primera probeta se ensayó a un nivel de esfuerzo igual al valor del límite de fatiga estimado, a partir de datos obtenidos de ensayos previos referenciados en la literatura. Si la probeta falla, el siguiente nivel de esfuerzo se disminuye un escalón de esfuerzo, que en nuestro caso equivalía a 5 MPa. Este procedimiento se repite hasta que la probeta no falle, hasta alcanzar un valor de  $5 \cdot 10^6$  ciclos. Cuando la probeta llega a este ciclaje sin fallar, entonces se aumenta el nivel de esfuerzo en un escalón para la próxima probeta a ensayar, esto se sigue aplicando, aumentando el esfuerzo cuando la probeta no falle o disminuyendo si fallan hasta ensayar la cantidad total de probetas.

En el análisis para el cálculo del límite de fatiga se toma en cuenta el suceso menos frecuente, que en este caso fueron las que fallaron, el límite de fatiga se calcula a partir de la siguiente ecuación:

$$L\acute{m}ite = X_0 + d \left( \frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right)$$

NOTA: El signo positivo se utiliza cuando el análisis se basa en las probetas que no fallan, caso contrario se utiliza el signo negativo

Donde:

Límite = Límite de Fatiga

$X_0$  = Primer nivel de esfuerzo

$d$  = Escalón de esfuerzo

$A = \acute{O} (i \cdot n)$

$N = \acute{O} (n)$

Donde  $i = N^\circ$  de nivel de esfuerzo;  $i = 0$  para el nivel más bajo de esfuerzo donde hay falla

$n = N^\circ$  de probetas en las que ocurre el suceso menos frecuente

También se determinó la desviación estándar para este método a partir de la siguiente ecuación:

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

$S$  = Desviación Estándar

$B = \acute{O} (i^2 n)$

Además, se calculó la reproducibilidad de las ecuaciones de Basquin, ya que es necesario reportarlo cuando se hacen análisis estadísticos. La reproducibilidad de las ecuaciones de Basquin se calculó a partir de la siguiente ecuación:

$$\% \text{ Re } \textit{producibilidad} = \left( 1 - \frac{\# \textit{ de niveles de } S}{\# \textit{ de probetas ensayadas}} \right) * 100$$

Debido a que cada una de las tres condiciones de ensayo se realizaron con el mismo número de esfuerzos (4) y el mismo número de probetas (24), el valor de reproducibilidad es el mismo (83%) para cada una de las ecuaciones de Basquin.

## **2.6. ESTUDIO FRACTOGRÁFICO**

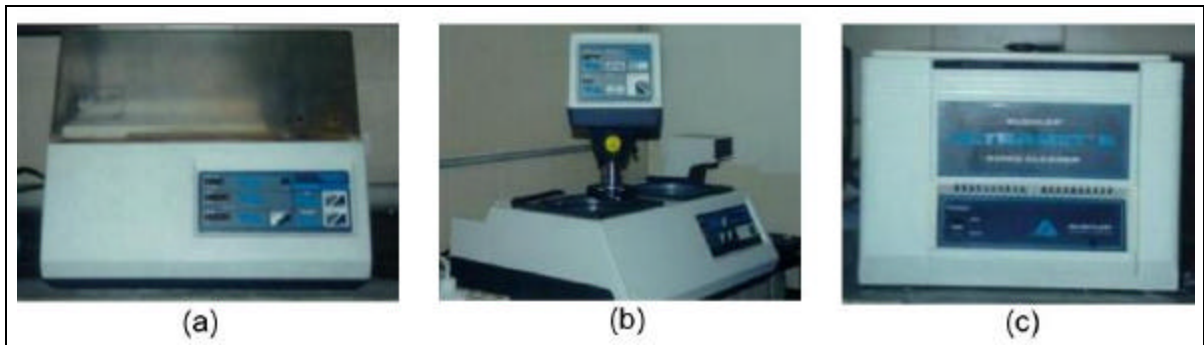
El estudio fractográfico se hizo con la finalidad de caracterizar los mecanismos de falla que actuaron sobre las probetas ensayadas en fatiga y corrosión-fatiga. El estudio se hizo a través de la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB), la cual permite analizar de una manera adecuada los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

### **2.6.1. PREPARACIÓN DE MUESTRAS**

En primer lugar se hizo una selección de las probetas a ser estudiadas, tomando en cuenta solo las que fallaron a un número de ciclos próximo al promedio de falla en el nivel de esfuerzo más bajo y más alto de cada condición de ensayo del material recubierto, es decir 4 probetas (2 probetas de fatiga al aire y 2 probetas de fatiga-corrosión, del material recubierto).

Las muestras a las que se les hizo el estudio en la superficie de fractura se cortaron aproximadamente a 7 mm desde la zona de fractura. Por otro lado, las muestras a las que se les hizo el estudio en la sección longitudinal se cortaron primero longitudinalmente a una profundidad de 8 mm y luego se cortaron transversalmente a esa misma profundidad para separar la pieza de 3 mm de espesor, de la probeta escogida; para luego ser embutidas y pulidas sobre la cara longitudinal.

El equipo de corte fue una cortadora de precisión Buehler, modelo Isomet 2000 y el equipo de pulido fue la pulidora Ecomet5. Posteriormente, todas las muestras fueron limpiadas, sumergiéndolas en un envase de vidrio con acetona, en un equipo de limpieza ultrasónica marca Buehler, modelo Ultramet II, durante 15 minutos, el proceso se repitió por 15 minutos más utilizando alcohol, todo esto para eliminar grasa u óxido depositado en la superficie de fractura.



**FIGURA 26.** (a) Cortadora de precisión Buehler Isomet 2000. (b) Pulidora Buehler Ecomet5 (c) Equipo limpiador ultrasonido Buehler Ecomet II.

### 2.6.2. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB)

Para poder observar las muestras en MEB, se montó cada una en una base metálica adecuada utilizando una pega de naturaleza aislante y luego se utilizó una pintura de plata para garantizar la conductividad entre la muestra y la base. La sesión de MEB se realizó en un equipo marca PHILLIPS, acoplado a un analizador de imágenes, ubicado en el Instituto Universitario de Tecnología de San Antonio de los Altos (I.U.T.). Para hacer la observación de una manera sistemática, se realizó una observación de la superficie de fractura y se estudiaron en detalle, ciertos inicios de grieta, los cuales presentaban el mayor avance hasta la zona final de fractura dúctil. Los detalles más significativos de la superficie se fotografiaban para luego hacer su posterior análisis. De igual manera se hizo para las muestras de sección longitudinal.

### 2.6.3. ESPECTROSCOPIA DE RAYOS X POR DISPERSIÓN EN LA ENERGÍA (EDS)

Con el objetivo de determinar la composición química, tanto del material base, como del recubrimiento, así como de otros aspectos de interés en los ensayos de fatiga y corrosión-fatiga, se realizaron análisis por EDS a las muestras seleccionadas para MEB; estos análisis fueron tanto puntuales como generales con el espectrómetro de dispersión de rayos X acoplado al MEB ya mencionado.

### 3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

En los resultados de los ensayos de tracción presentados en las tablas 12 y 13, del material base y del material recubierto con cromo duro, respectivamente, se indican los promedios de las tres probetas utilizadas para cada ensayo con su desviación estándar respecto al esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ), resistencia máxima a la tracción ( $S_u$ ), esfuerzo máximo a la tracción ( $\sigma_u$ ) y el esfuerzo de fractura ( $\sigma_f$ ). También se muestran las curvas esfuerzo real-deformación real para cada probeta.

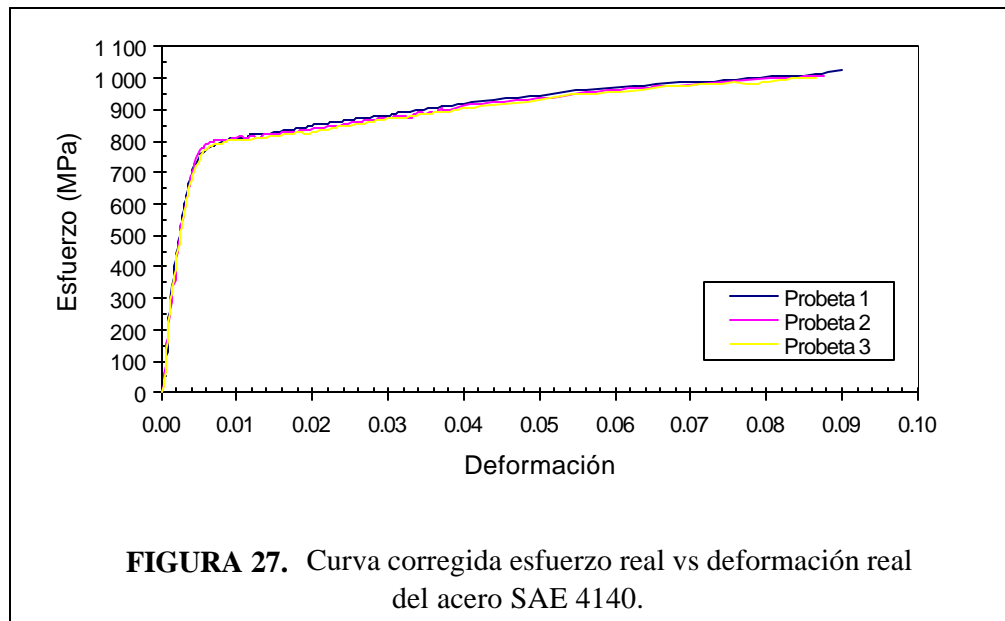
Los ensayos de fatiga se presentan en las Tablas 14 a la 25 para las condiciones de fatiga al aire del material base (Tablas 14-17), con el cálculo del límite de fatiga, fatiga al aire del material recubierto (Tablas 18-21), con el cálculo del límite de fatiga, fatiga-corrosión del material base (Tablas 22-23) y fatiga-corrosión del material recubierto (Tablas 24-25). Cada tabla presenta los ciclos a falla de cada probeta en el esfuerzo aplicado correspondiente. También se muestran las curvas Log-Log de resistencia a la fatiga para cada condición ensayada, así como los parámetros de la ecuación de Basquin, los cuales fueron obtenidos por medio de una regresión lineal de los 24 puntos de cada curva.

El estudio fractográfico es presentado a partir de la Figura 35 hasta la Figura 64. Este estudio se realizó a 5 probetas cercanas al promedio de número de ciclos a falla, de los esfuerzos más altos y más bajos ensayados para el material recubierto, en las condiciones de fatiga al aire y fatiga-corrosión. El estudio de la probeta N° 1 empieza en la Figura 35, la probeta N° 2 empieza en la Figura 43, la probeta N° 3 empieza en la figura 46, la probeta N° 4 empieza en la figura 52, la probeta N° 5 empieza en la figura 55 y la probeta sometida a tracción empieza en la Figura 62.

Después de cada grupo de ensayos se presenta un resumen de las observaciones más significativas que será la base del análisis de los resultados.

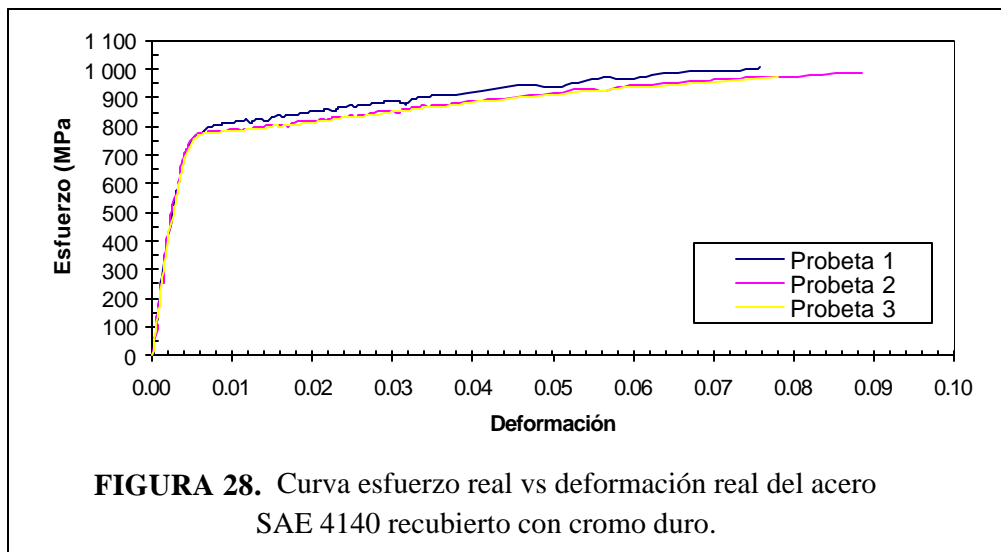
**TABLA 12.** Resultados de los ensayos de tracción realizados al material base.

Material Base Acero SAE 4140				
Probeta	Esf. Fluencia (MPa)	Res. Máx. Tracción (MPa)	Esf. Máx. Tracción (MPa)	Esf. Fractura (MPa)
1	769	935	1024	1536
2	776	924	1009	1552
3	768	920	1003	1634
Promedio	771	926	1012	1574
Des. Est.	3.6	6.7	8.7	42.9



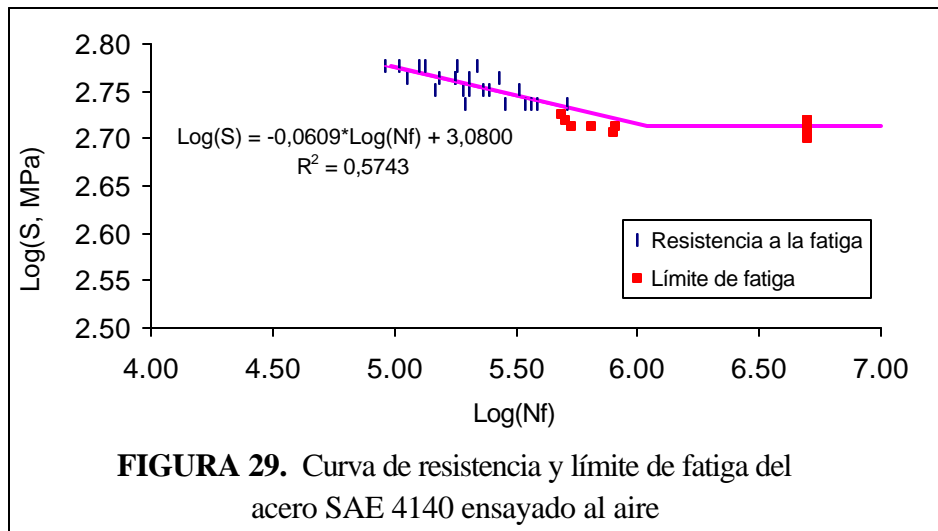
**TABLA 13.** Resultados de los ensayos de tracción realizados al material recubierto.

Acero SAE 4140 recubierto con Cromo Duro				
Probeta	Esf. Fluencia (MPa)	Res. Máx. Tracción (MPa)	Esf. Máx. Tracción (MPa)	Esf. Fractura (MPa)
1	767	934	1007	1518
2	768	904	987	1584
3	767	897	969	1557
<b>Promedio</b>	<b>767</b>	<b>911</b>	<b>988</b>	<b>1553</b>
<b>Des. Est.</b>	<b>0.5</b>	<b>16.0</b>	<b>15.5</b>	<b>27.0</b>



**TABLA 14.** Resultados de los ensayos de fatiga al aire realizados al acero SAE 4140.

Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	598	92 100	1	580	112 200
2		103 800	2		153 200
3		126 800	3		177 600
4		133 900	4		179 100
5		180 200	5		202 400
6		217 800	6		268 100
Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	563	147 000	1	545	194 300
2		191 700	2		285 200
3		204 500	3		344 000
4		230 700	4		364 600
5		247 100	5		387 100
6		323 400	6		511 300

**FIGURA 29.** Curva de resistencia y límite de fatiga del acero SAE 4140 ensayado al aire**TABLA 15.** Obtención de la ecuación de basquin.

Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.0609	<b>b =</b>	-0.0609
Intersección (eje Y) =	3.0800	<b>Sf =</b>	1 202.25
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0.5743	<b>S = 1.202,25*(Nf)<sup>-0,0609</sup></b>	



**TABLA 16.** Resultados de los ensayos de fatiga al aire para la del límite de fatiga del acero SAE 4140.

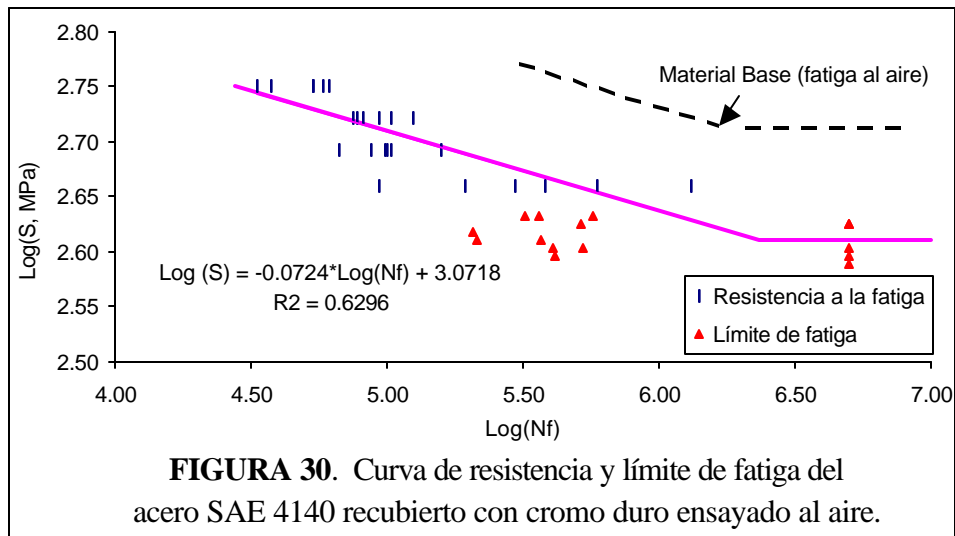
Probeta N°	Esfuerzo	N° de Ciclos	Log(S)	Log(Nf)	falla	no falla
1	510	5 000 000	2.71	6.70		1
2	517	5 000 000	2.71	6.70		1
3	524	5 000 000	2.72	6.70		1
4	531	485 700	2.73	5.69	1	
5	524	505 400	2.72	5.70	1	
6	517	802 100	2.71	5.90	1	
7	510	5 000 000	2.71	6.70		1
8	517	644 800	2.71	5.81	1	
9	510	797 100	2.71	5.90	1	
10	503	5 000 000	2.70	6.70		1
11	510	5 000 000	2.71	6.70		1
12	517	532 600	2.71	5.73	1	
13	510	5 000 000	2.71	6.70		1
14	517	5 000 000	2.71	6.70		1
15	524	5 000 000	2.72	6.70		1
					Total Falla	Total No Falla
					6	9

**TABLA 17.** Aplicación del método de la escalera para la obtención del límite de fatiga del acero SAE 4140.

Esfuerzo (MPa)	Nivel de esfuerzo (i)	N° de Probeta															N° de probetas que fallan (f)	N° de probetas que no fallan	(i*f)
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15			
531	3				1												1		3
524	2			0		1										0	1	2	2
517	1		0				1		1				1			0	3	2	3
510	0	0						0		1			0		0		1	4	0
503																0		1	0
																	N		A
		TOTAL															6	9	8
																	15		
d =	7																		
Xo =	510																X = 515.83		
A =	8																S = 10,4		
N =	6																Límite = 516± 10		

**TABLA 18.** Resultados de los ensayos de fatiga al aire realizados al acero SAE 4140 recubierto con cromo duro

Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	563	31 000	1	528	74 700
2		33 200	2		77 300
3		37 600	3		81 900
4		53 400	4		92 700
5		58 400	5		104 000
6		60 800	6		125 400
Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	493	66 400	1	458	93 000
2		87 600	2		194 900
3		98 500	3		294 400
4		99 500	4		379 000
5		103 600	5		591 300
6		158 600	6		1 305 800

**TABLA 19.** Obtención de la ecuación de Basquin.

Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.0724	<b>b =</b>	-0.0724
Intersección (eje Y) =	3.0718	<b>Sf =</b>	1 179.71
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0.6296	$S = 1.179,71*(Nf)^{-0,0724}$	

**TABLA 20.** Resultado de los ensayos de fatiga al aire para la determinación del límite de fatiga del acero SAE 4140 recubierto con cromo duro

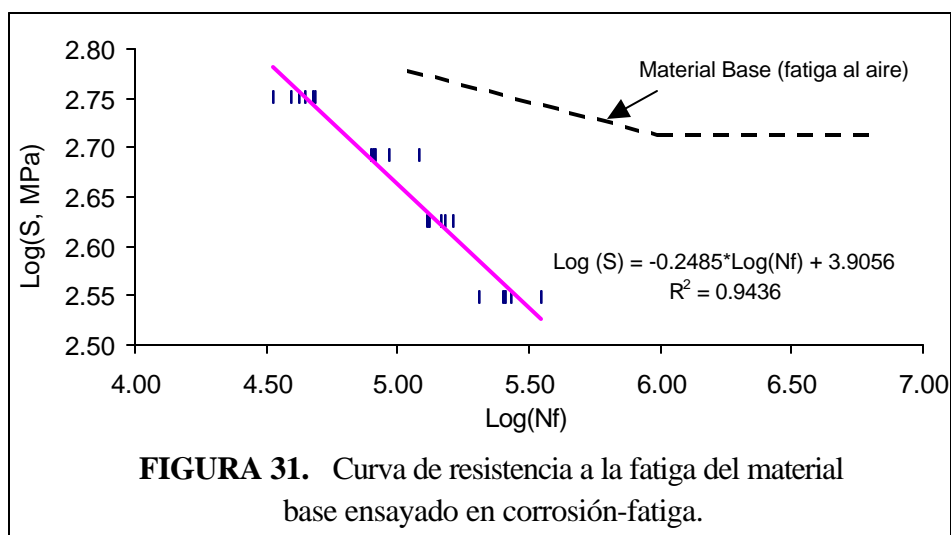
Probeta N°	Esfuerzo	N° de Ciclos	Log(S)	Log(Nf)	falla	no falla
1	429.5	319 400	2.63	5.50	1	
2	422.5	5 000 000	2.63	6.70		1
3	429.5	575 100	2.63	5.76	1	
4	422.5	5 000 000	2.63	6.70		1
5	429.5	365 100	2.63	5.56	1	
6	422.5	518 000	2.63	5.71	1	
7	415.5	207 400	2.62	5.32	1	
8	408.5	214 700	2.61	5.33	1	
9	401.5	408 100	2.60	5.61	1	
10	394.5	416 900	2.60	5.62	1	
11	387.5	5 000 000	2.59	6.70		1
12	394.5	5 000 000	2.60	6.70		1
13	401.5	5 000 000	2.60	6.70		1
14	408.5	368 700	2.61	5.57	1	
15	401.5	526 900	2.60	5.72	1	
					Total Falla	Total No Falla
					10	5

**TABLA 21.** Aplicación del método de la escalera para la determinación del límite de fatiga del acero SAE 4140 recubierto con cromo duro.

Esfuerzo (MPa)	Nivel de esfuerzo (i)	N° de Probeta															N° de probetas que fallan (f)	N° de probetas que no fallan	(i*f)	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15				
429.5	6	1		1		1											3	0	0	
422.5	5		0		0		1										1	2	10	
415.5	4							1									1	0	0	
408.5	3								1							1	2	0	0	
401.5	2									1				0		1	2	1	2	
394.5	1										1		0				1	1	1	
387.5	0											0					0	1	0	
																		N	A	
																	TOTAL	10	5	12
																	15			
d =	7																			
Xo =	387.5																X = 407,80			
A =	12																S = 38,5			
N =	5																Límite = 408 ± 39			

**TABLA 22.** Resultados de los ensayos de corrosión-fatiga realizados al acero SAE 4140.

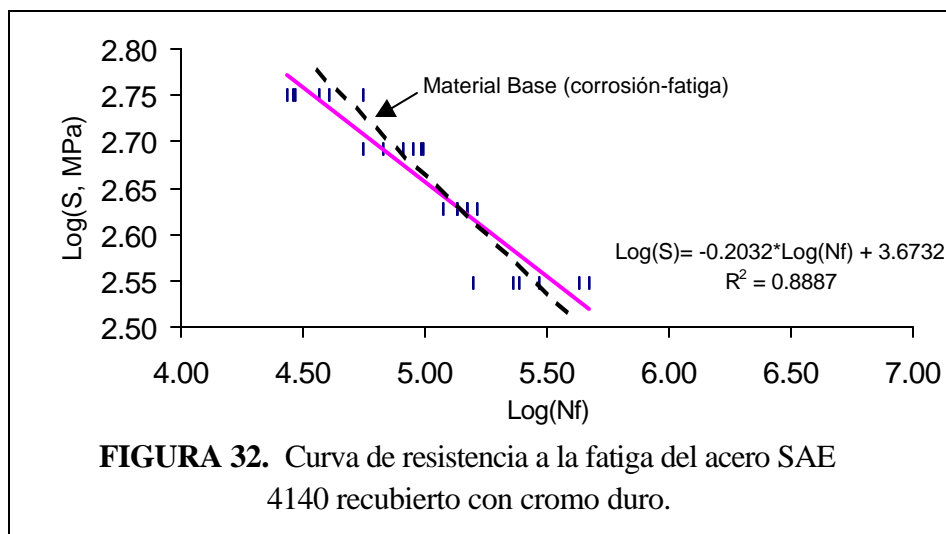
Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	563	33 300	1	493	78 700
2		39 000	2		80 900
3		42 400	3		81 900
4		44 000	4		82 100
5		47 800	5		93 100
6		48 700	6		120 700
Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	423	145 300	1	353	203 200
2		152 500	2		258 300
3		131 600	3		254 100
4		163 200	4		250 700
5		129 500	5		353 800
6		130 700	6		271 900

**FIGURA 31.** Curva de resistencia a la fatiga del material base ensayado en corrosión-fatiga.**TABLA 23.** Obtención de la ecuación de Basquin.

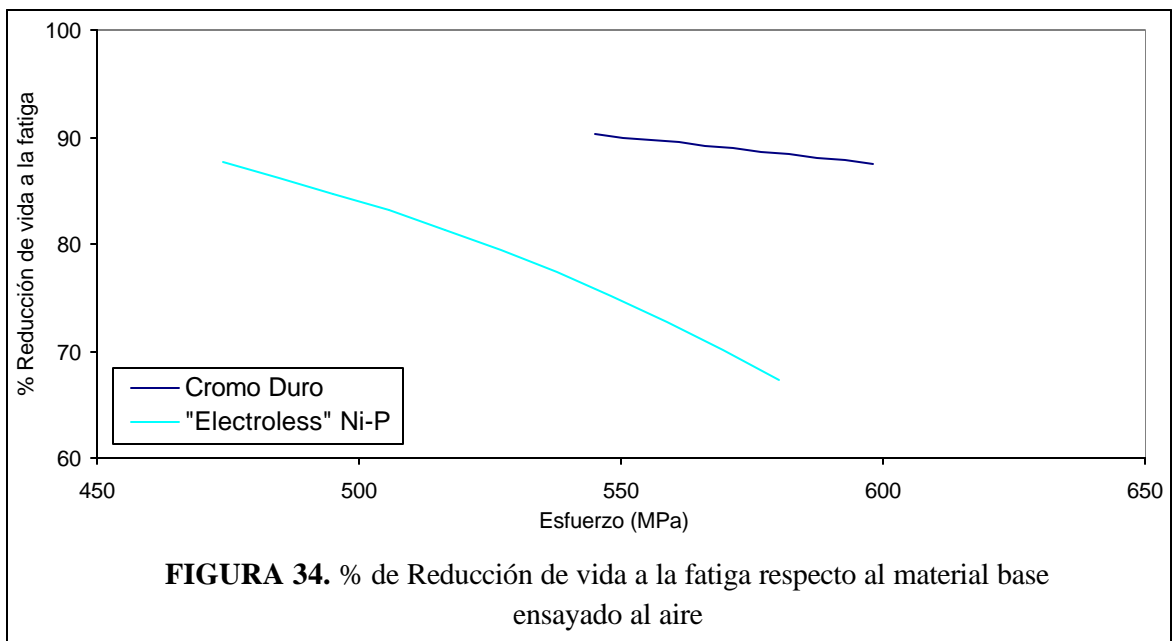
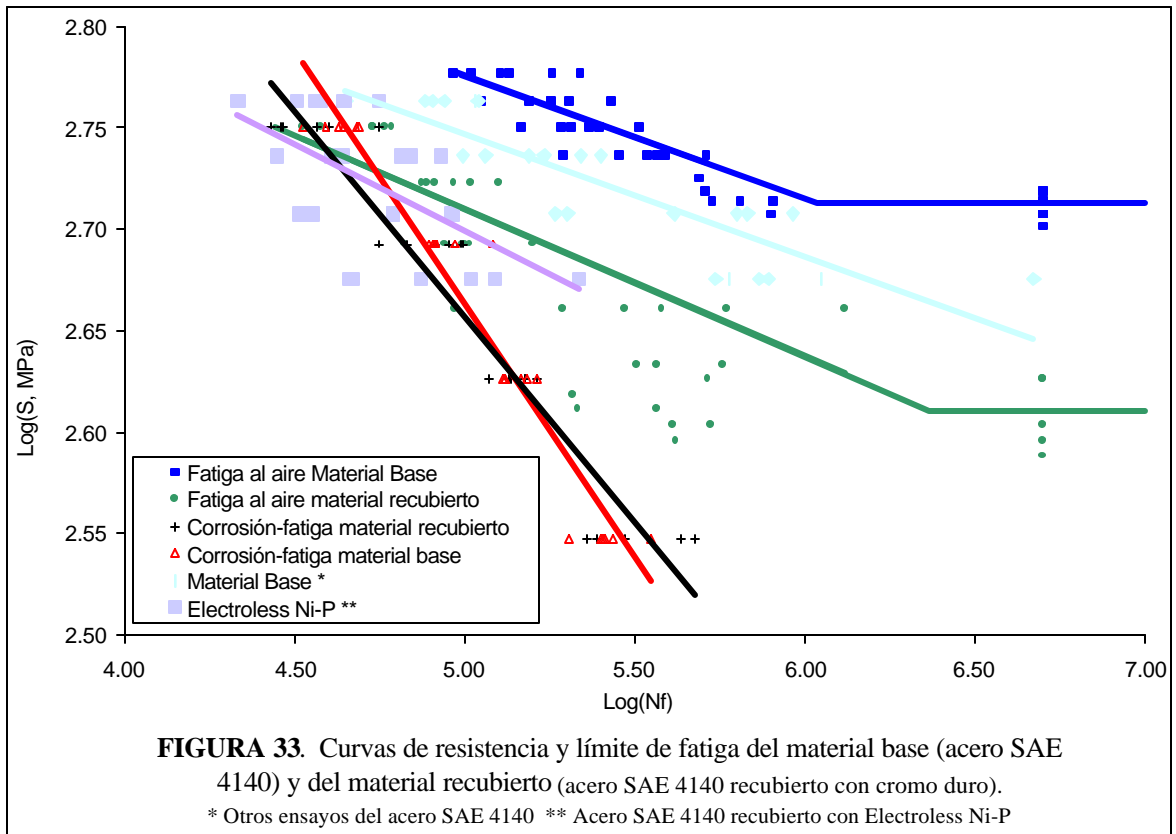
Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.2485	<b>b</b> =	-0.2485
Intersección (eje Y) =	3.9056	<b>Sf</b> =	8 046.63
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0.9436	<b>S</b> = 8.046,63*(Nf) <sup>-0,2485</sup>	

**TABLA 24.** Resultados de los ensayos de corrosión-fatiga realizados al acero SAE 4140 recubierto con cromo duro.

Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	563	27 000	1	493	55 600
2		40 100	2		67 900
3		28 900	3		82 000
4		55 800	4		89 400
5		29 100	5		96 900
6		36 700	6		98 800
Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)	Nº de Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos a falla (Nf)
1	423	117 800	1	353	158 300
2		134 300	2		229 900
3		136 500	3		244 400
4		149 200	4		293 200
5		149 600	5		429 400
6		162 100	6		473 700

**TABLA 25.** Obtención de la ecuación de Basquin.

Datos de la curva		Parámetros ec. Basquin	
Pendiente =	-0.2032	<b>b =</b>	-0.2032
Intersección (eje Y) =	3.6732	<b>Sf =</b>	4 711.62
		Ecuación de Basquin	
R2 =	0.8887	<b>S = 4.711,62*(Nf)<sup>-0,2032</sup></b>	



De los datos obtenidos de los ensayos de tracción, se observó una disminución muy poco significativa de las propiedades mecánicas estáticas del material recubierto con cromo duro, respecto al material base. La disminución se produjo en el orden de 0,5 %  $\sigma_y$ , 1,6 %  $S_u$ , 2,3 %  $\sigma_u$ , y 1,3 %  $\sigma_f$  (Tablas 12 y 13).

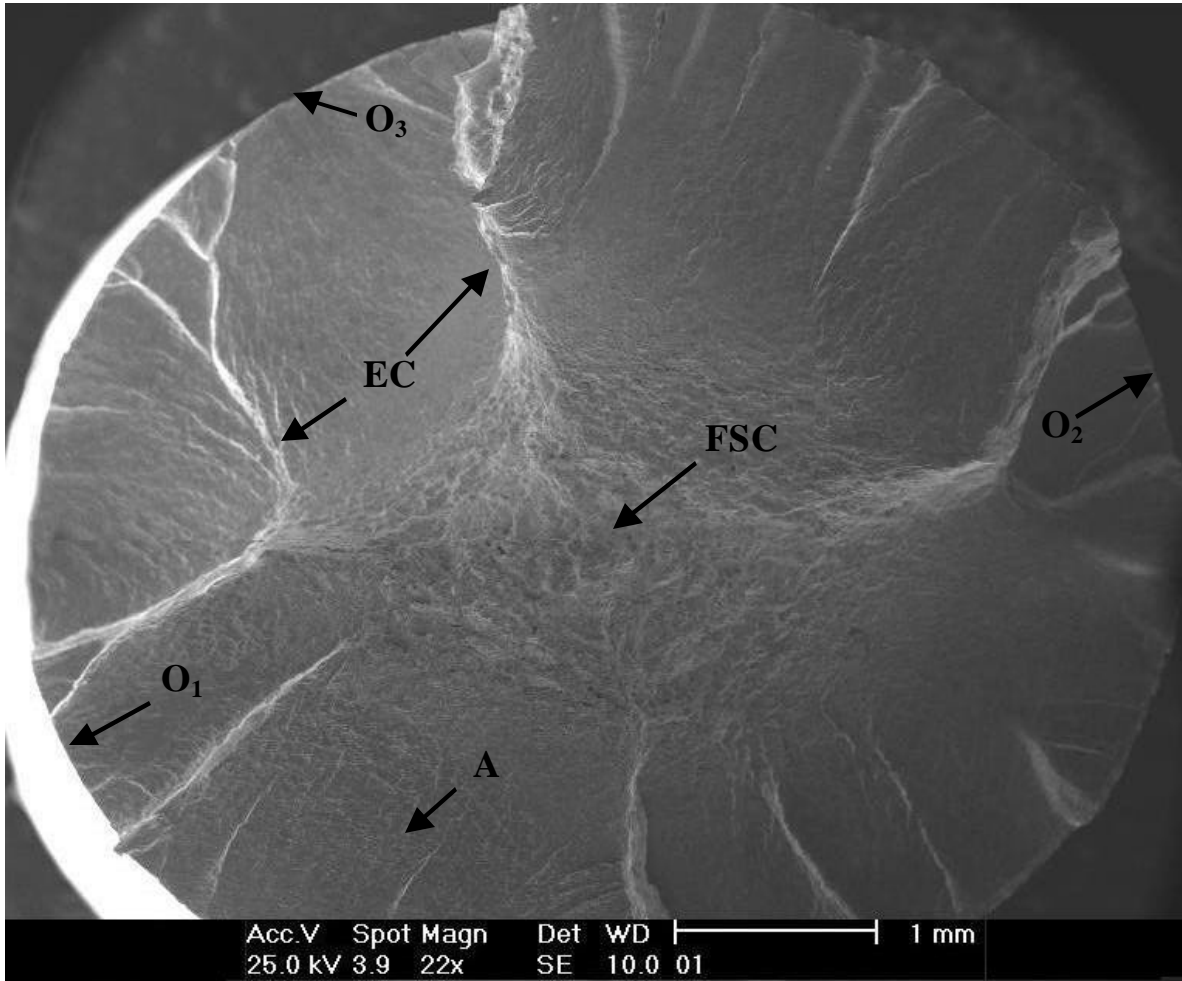
De los datos obtenidos en los ensayos de fatiga al aire y corrosión-fatiga del metal base y el material recubierto con cromo duro, se observó lo siguiente:

Para la condición de fatiga al aire del material recubierto con cromo duro, se produce una disminución de la resistencia a la fatiga entre 80 y 88% respecto al material base sin recubrimiento (Figura 30). Así mismo, el límite de fatiga del material recubierto disminuye un 21 %, pasando de 518 MPa para el material base, a 407 MPa (Tabla 17).

Para la condición de corrosión-fatiga del material base, se produjo una disminución que varía entre 81 y 92% respecto al material base ensayado en fatiga al aire (Figura 31).

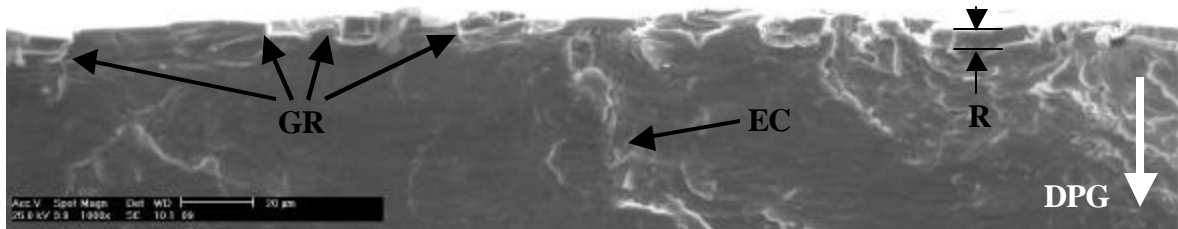
Para la condición de corrosión-fatiga del material recubierto se encontró que la disminución de la resistencia a la fatiga, cuya variación se encuentra entre 78 y 87%, es prácticamente igual a la del material base sin recubrimiento ensayado en las mismas condiciones de corrosión-fatiga (Figura 32). Al comparar los resultados de corrosión-fatiga del material recubierto (Figura 33), se observa que prácticamente no existe variación en los esfuerzos más altos, con respecto al material recubierto ensayado en fatiga al aire, pero, en la medida en que el esfuerzo disminuye, se obtuvo disminución de la resistencia a la fatiga de hasta 90%.

Se puede observar en la Figura 34 que el porcentaje de reducción de vida a la fatiga es mayor en el cromo duro que en el “Electroless” Ni-P al ser comparadas a un mismo esfuerzo.

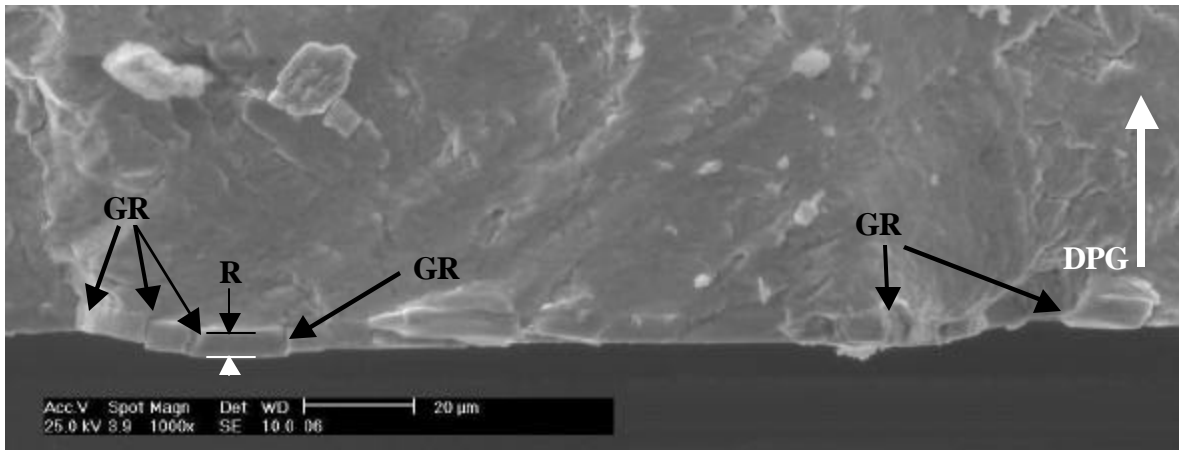


**FIGURA 35.** Fotomicrografía obtenida por MEB (Composición). Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 1, ensayada a 563 MPa (73%  $\sigma_y$ ) en condición de fatiga al aire. Se observan múltiples inicios de grieta de fatiga ( $O_1 - O_3$ ) en toda la periferia de la superficie de 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 grieta.

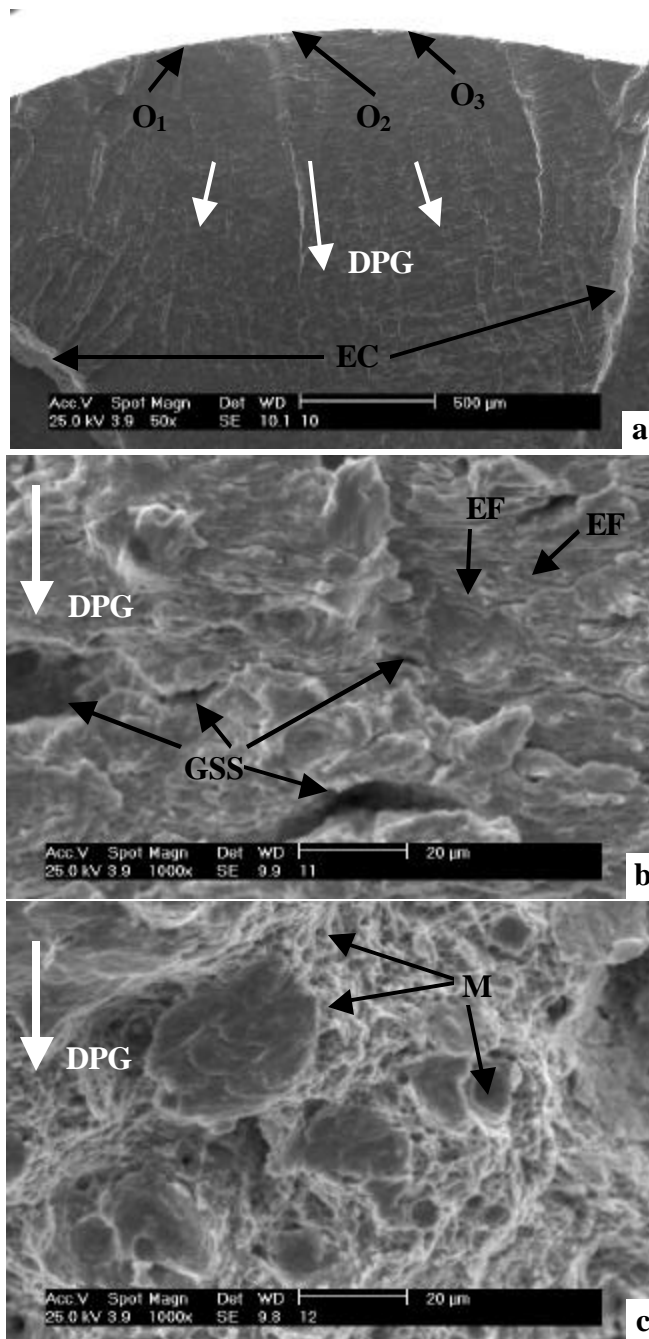




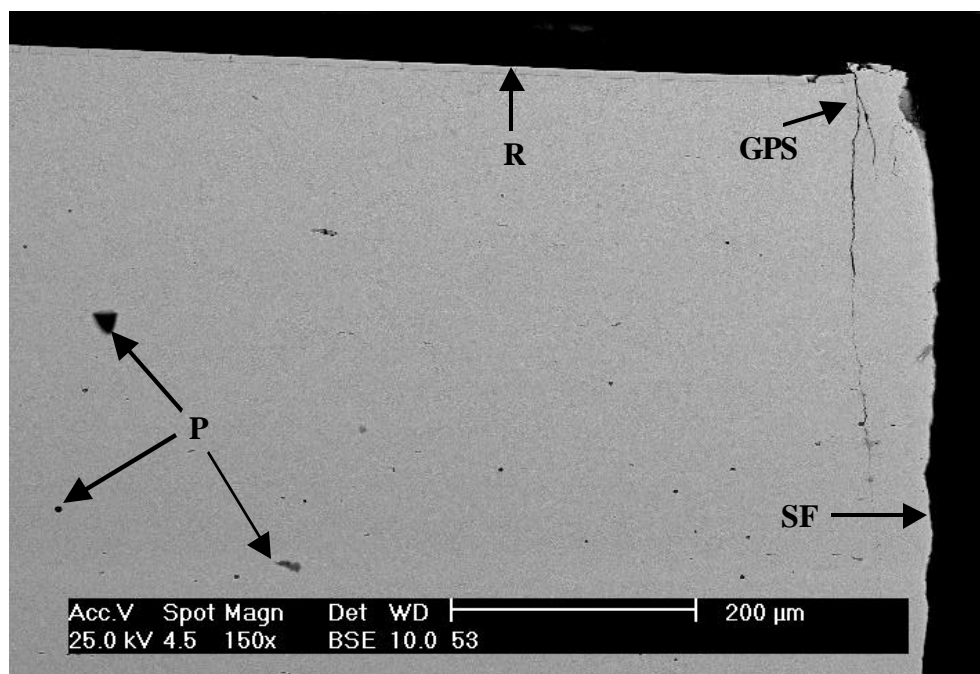
**FIGURA 36.** (MEB) (Composición). Vista magnificada de la zona O<sub>1</sub> de la Figura 35, ilustrando inicios de grieta de fatiga. Se observa el recubrimiento (R) con alto deterioro y agrietamiento (GR), así como la dirección de propagación de grieta (DPG) desde la superficie (arriba) hacia el interior del sustrato (abajo). También se observa parte del escalón de clivaje (EC).



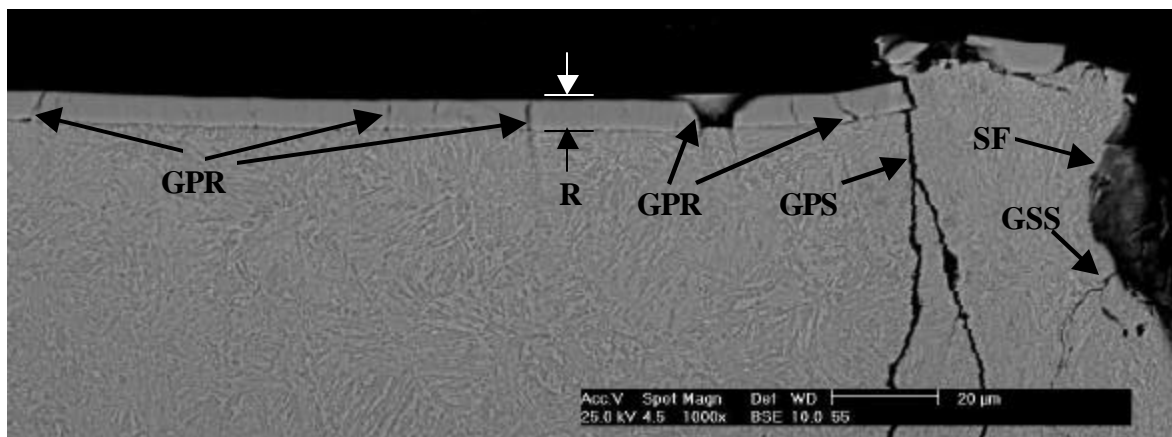
**FIGURA 37.** (MEB) (Composición). Vista magnificada de la zona O<sub>2</sub> en la Figura 35, ilustrando inicios de grieta de fatiga. Se observa el recubrimiento (R) con presencia de grietas (GR), así como la dirección de propagación de grieta (DPG).



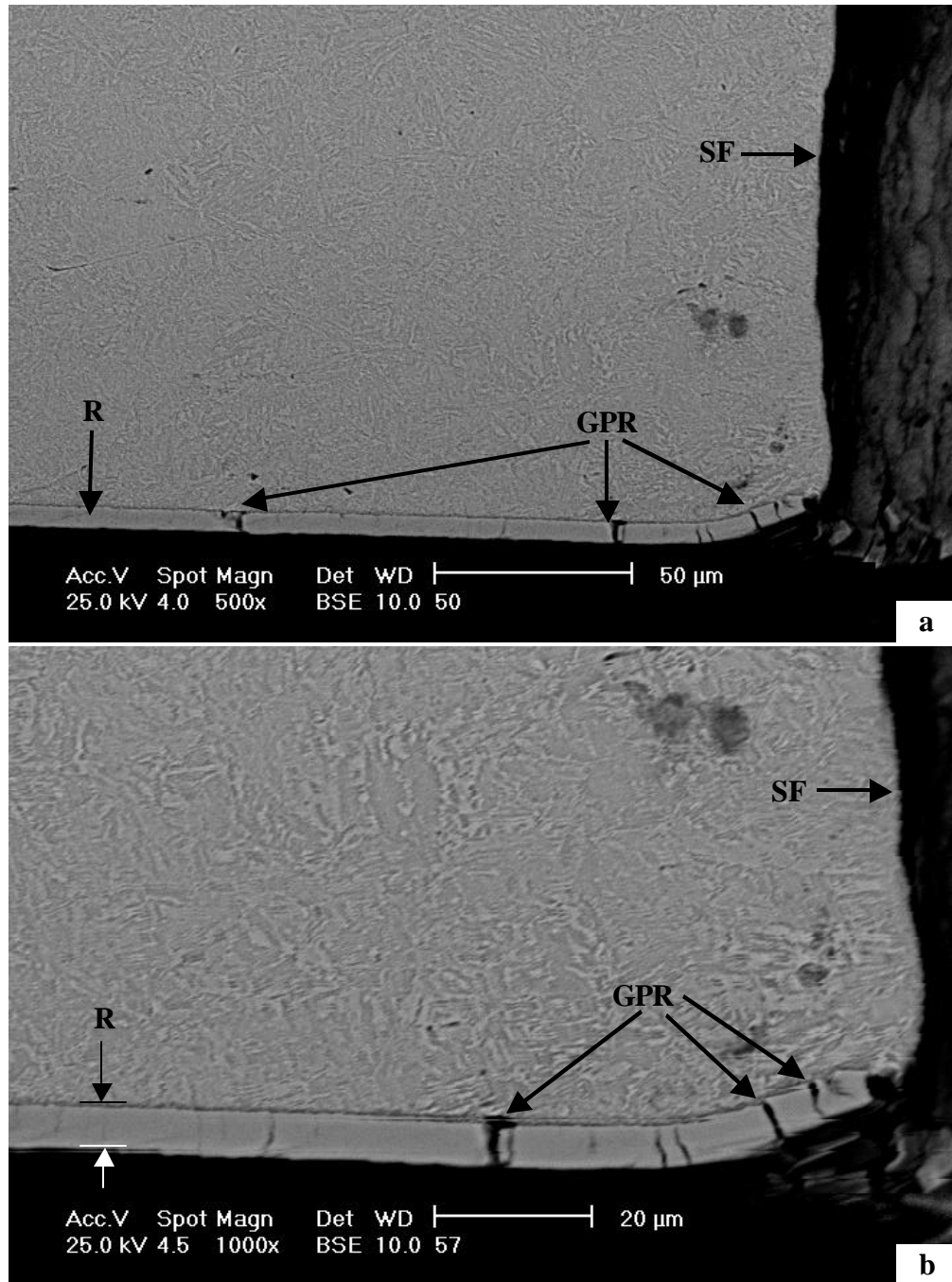
**FIGURA 38.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona A de la Figura 35, ilustrando la dirección de propagación (DPG) de una grieta de fatiga, inicios de grieta (O<sub>1</sub> - O<sub>3</sub>) y escalones de clivaje (EC). (b) Vista de un avance de grieta a 2 mm del inicio, se observan estriaciones de fatiga (EF) y grietas secundarias en el sustrato (GSS). (c) a 3 mm del inicio, muestra microhoyuelos (M) como evidencia de la zona de falla por sobre carga (FSC).



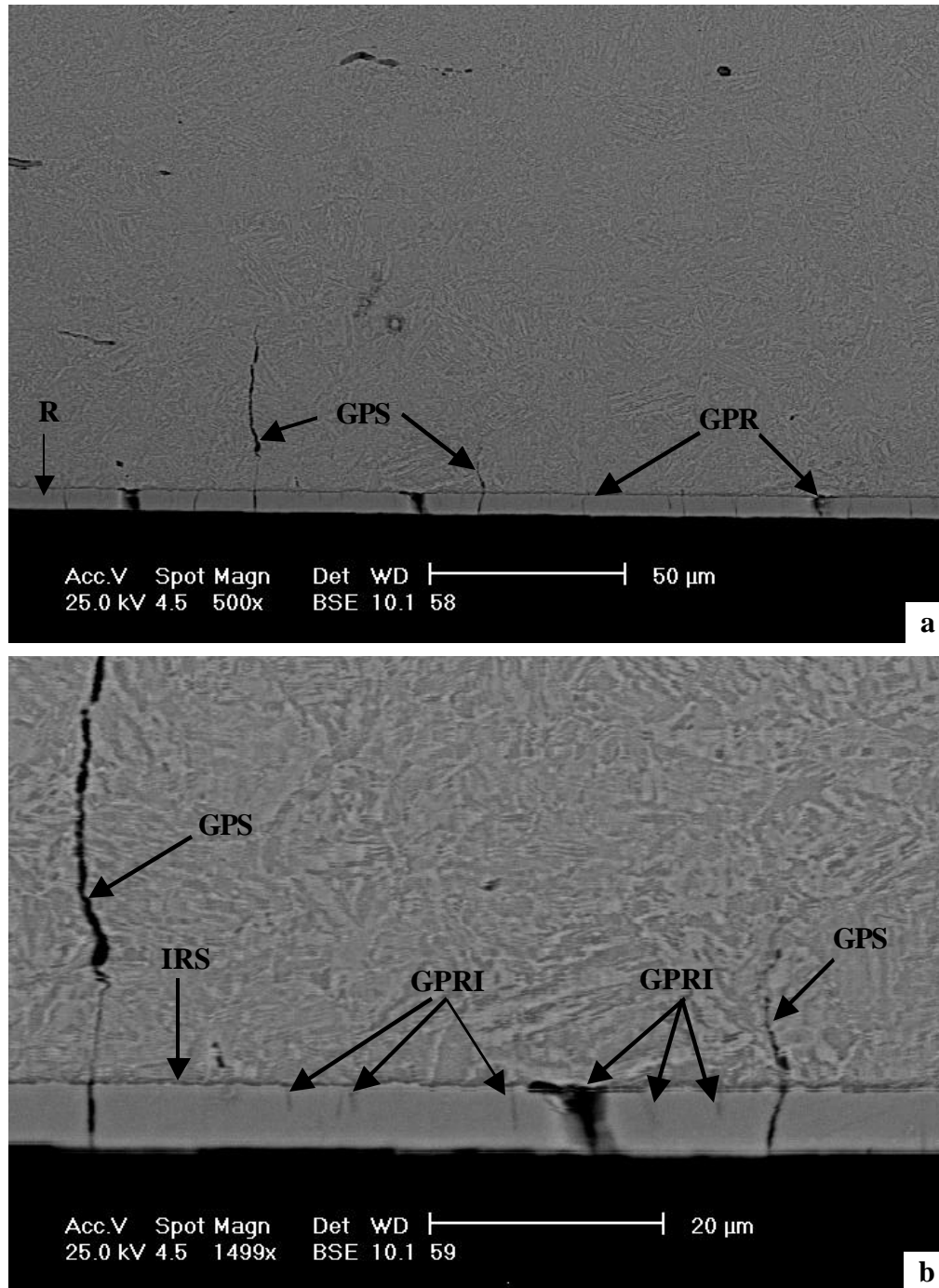
**FIGURA 39.** (MEB). Vista del corte longitudinal de la probeta N° 1 (parte superior derecha). En el borde de la probeta se encuentra el recubrimiento (R) y la superficie de fractura (SF). En el interior de la probeta se observan porosidades (P). Se puede observar una grieta primaria en el sustrato (GPS), paralela a la superficie de fractura.



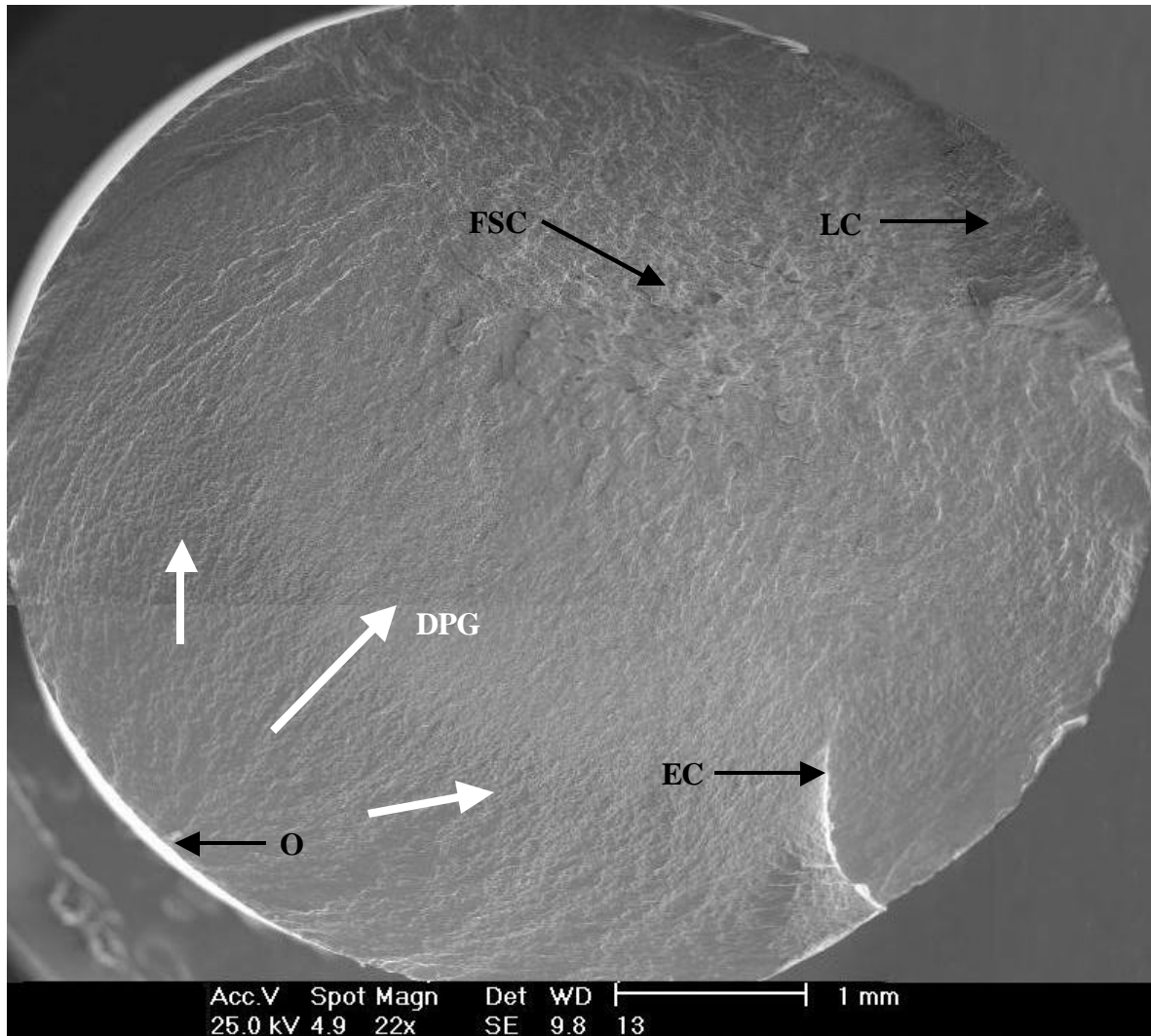
**FIGURA 40.** (MEB) (Composición). Vista magnificada de la zona superior derecha de la Figura 39, ilustrando la parte inicial de la grieta primaria en el sustrato (GPS). Se observa que la grieta nuclea aparentemente en el recubrimiento (R). Se puede apreciar una grieta secundaria en el sustrato (GSS) que nuclea en la superficie de fractura (SF). Se observa el recubrimiento (aprox. 6 μm de espesor) con presencia de muchas grietas primarias (GPR).



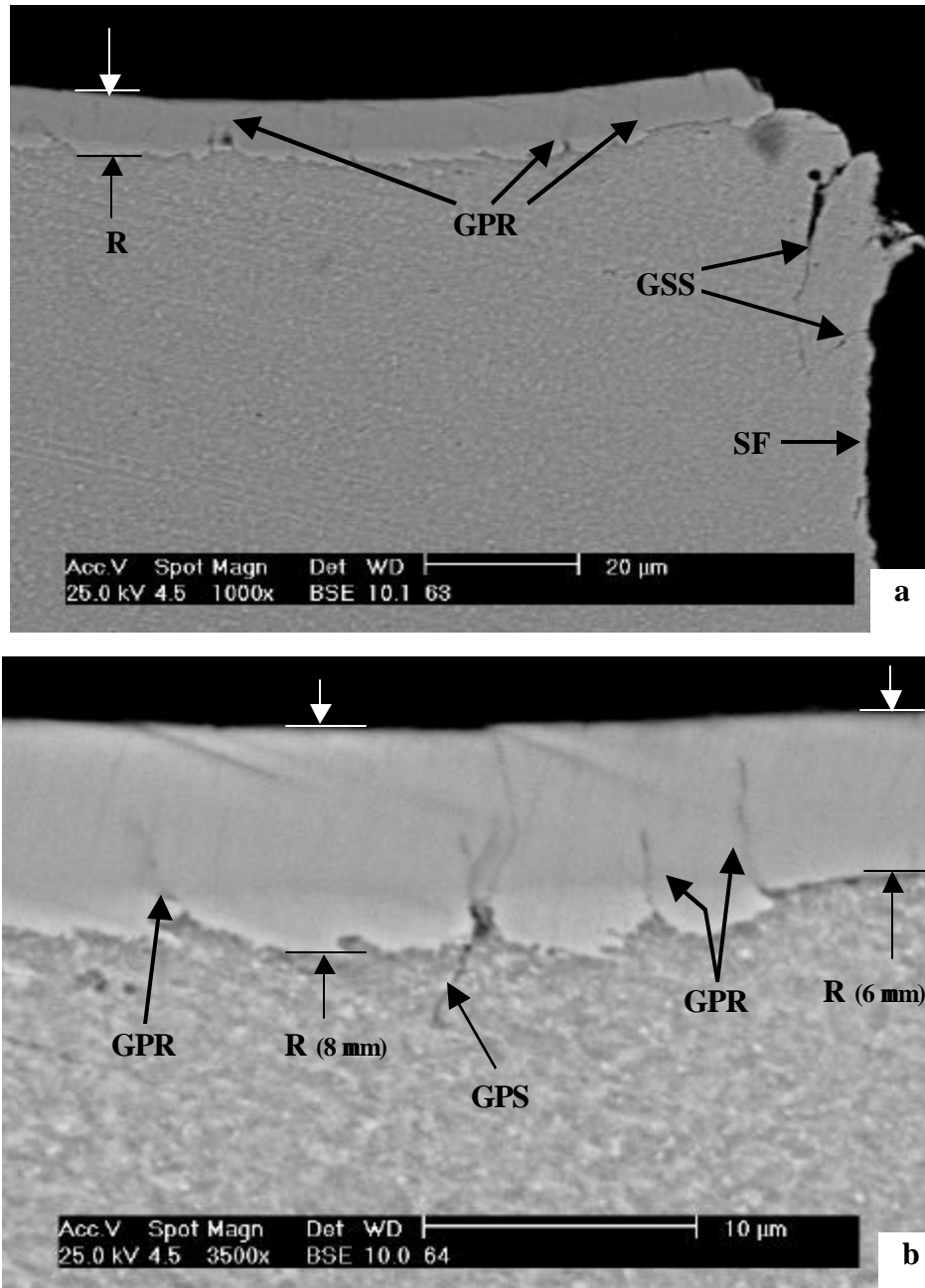
**FIGURA 41.** (MEB). Vista del corte longitudinal de la probeta N° 1 (parte inferior derecha). (a) En el borde de la probeta se encuentra el recubrimiento (R) y la superficie de fractura (SF). Se observa el recubrimiento con presencia de grietas primarias (GPR). (b) Vista magnificada de (a).



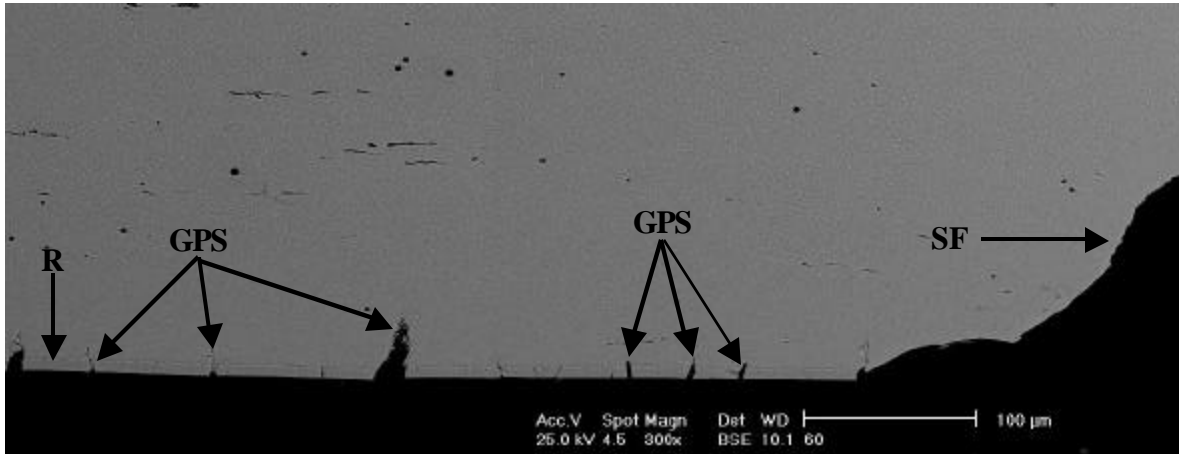
**FIGURA 42.** (MEB). Vista del corte longitudinal de la probeta N° 1 (parte inferior, a 1 mm de la superficie de fractura). (a) Se observan grietas primarias en el recubrimiento (GPR) y en el sustrato (GPS), paralelas a la superficie de fractura. (b) Vista magnificada de (a), se observan las dos grietas primarias en el sustrato y grietas primarias (GPRI) en el recubrimiento que nuclean aparentemente en la intercara recubrimiento-sustrato (IRS).



**FIGURA 43.** Fotomicrografía obtenida por MEB (Composición). Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 2, ensayada a 458 MPa (60%  $\sigma_y$ ) en condición de fatiga al aire. Se observan marcas radiales que apuntan a un inicio de grieta (O) (zona inferior izquierda) e indican la dirección de propagación de grieta (DPG). La zona de fractura por sobrecarga (FSC) y el labio de corte (LC) se observan en la zona superior derecha, opuesta al inicio de grieta. También se puede observar un escalón de clivaje (EC).

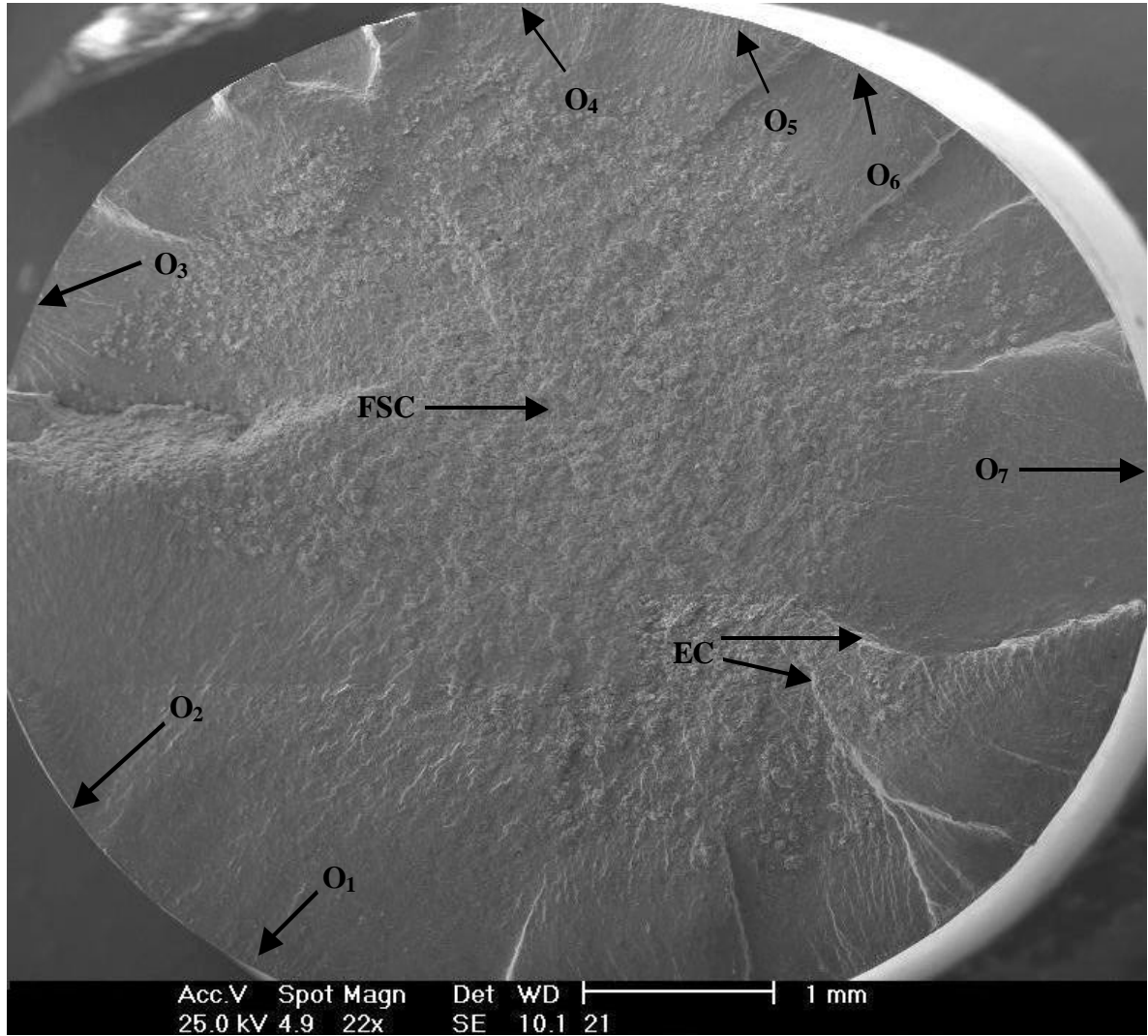


**FIGURA 44.** (MEB). Vista del corte longitudinal de la probeta N° 2 (parte superior). (a) Se pueden observar el recubrimiento (R) y la superficie de fractura (SF) en el borde de la probeta, además se notan dos grietas secundarias en el sustrato (GSS). (b) muestra un detalle ampliado del recubrimiento con variaciones de espesor entre 6 y 8  $\mu\text{m}$ , a 1 mm de la superficie de fractura, se observan las grietas primarias en el recubrimiento (GPR), así como una grieta primaria en el sustrato (GPS). Se observa que las grietas nuclean aparentemente en la zona cercana a la interfase, en puntos de discontinuidades abruptas.

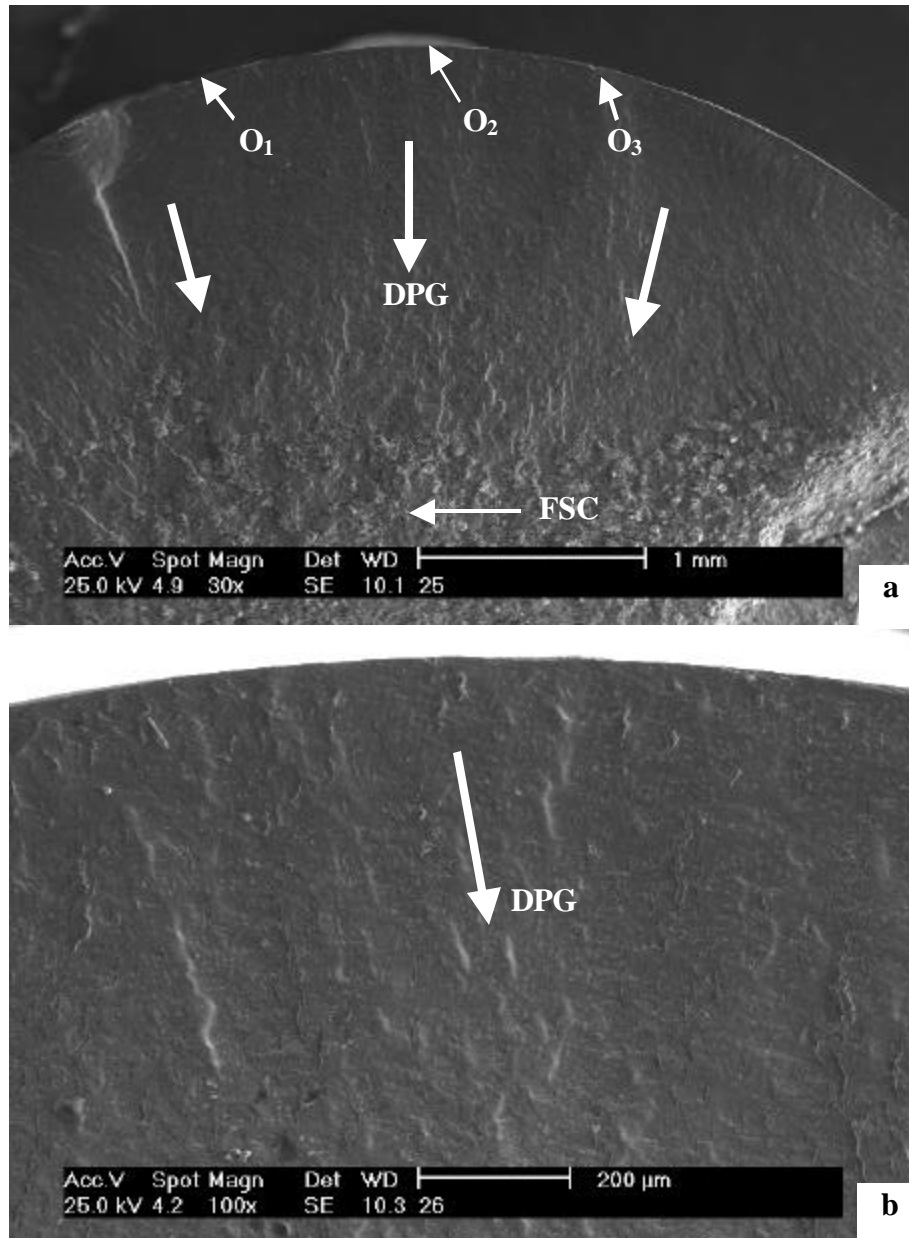


**FIGURA 45.** (MEB). Vista del corte longitudinal de la probeta N° 2 (parte inferior). Se observa el recubrimiento (R) y la superficie de fractura (SF) en el borde de la probeta. También se pueden observar grietas primarias en el sustrato (GPS)

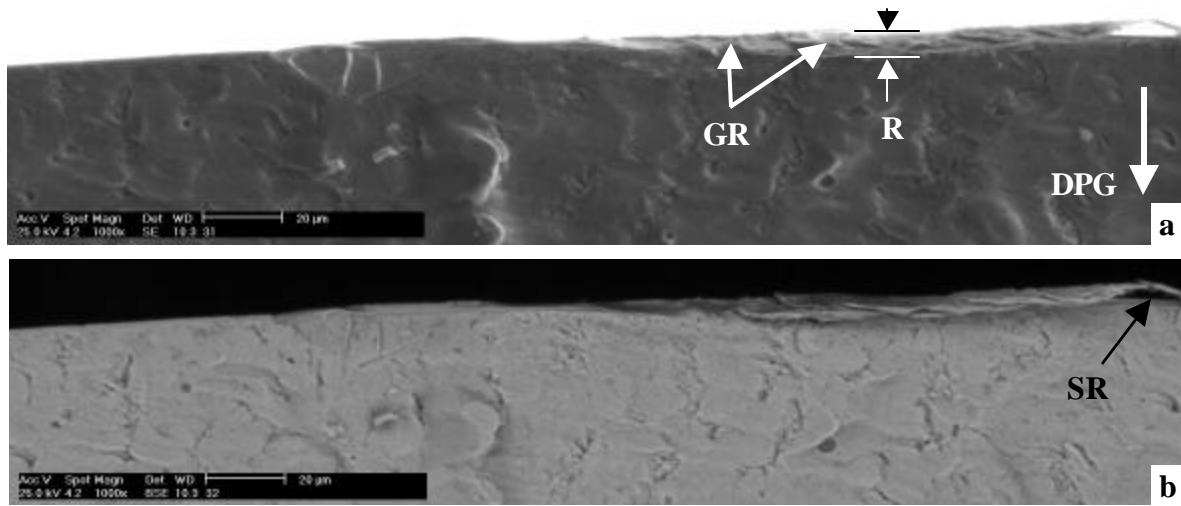




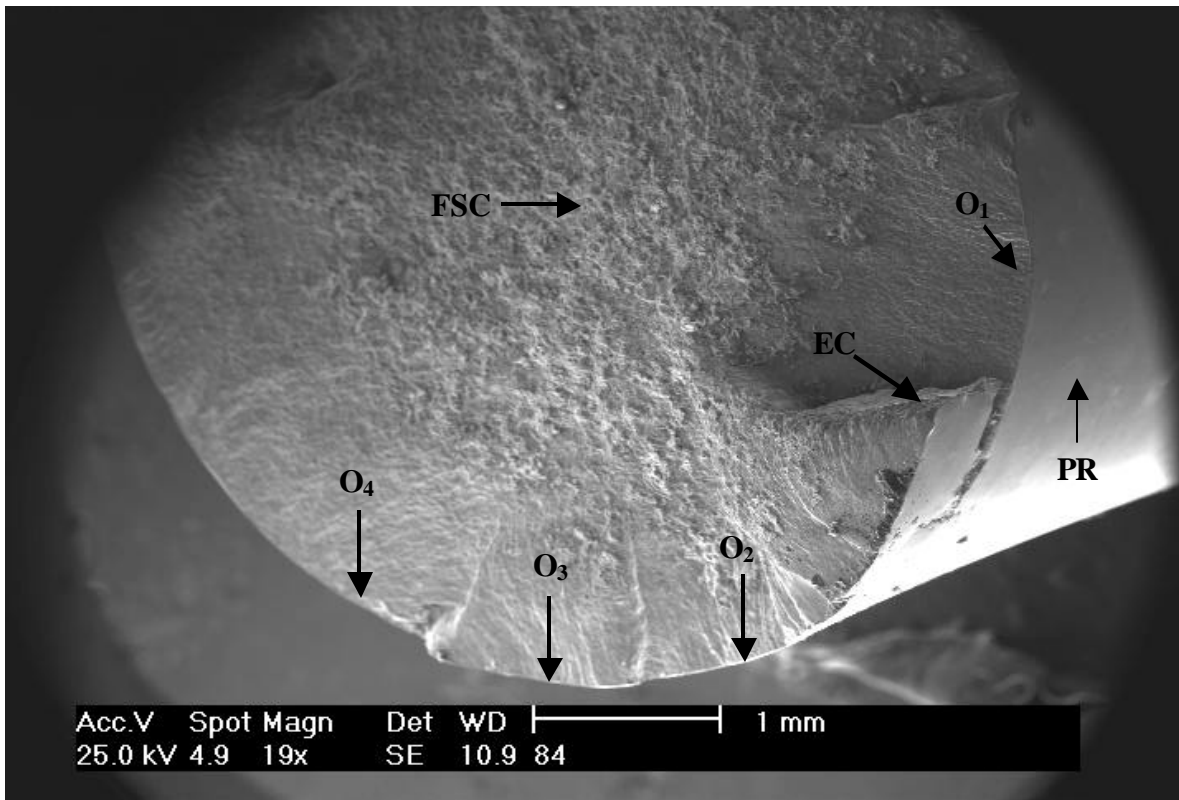
**FIGURA 46.** Fotomicrografía obtenida por MEB (Composición). Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 3, ensayada a 563 MPa ( $73\% \sigma_y$ ) en condición de corrosión-fatiga. Se observan múltiples inicios de grieta de fatiga en la periferia de probeta ( $O_1 - O_7$ ), la zona de falla por sobre carga (FSC) en el centro y, escalones de clivaje (EC) entre los inicios de grieta.



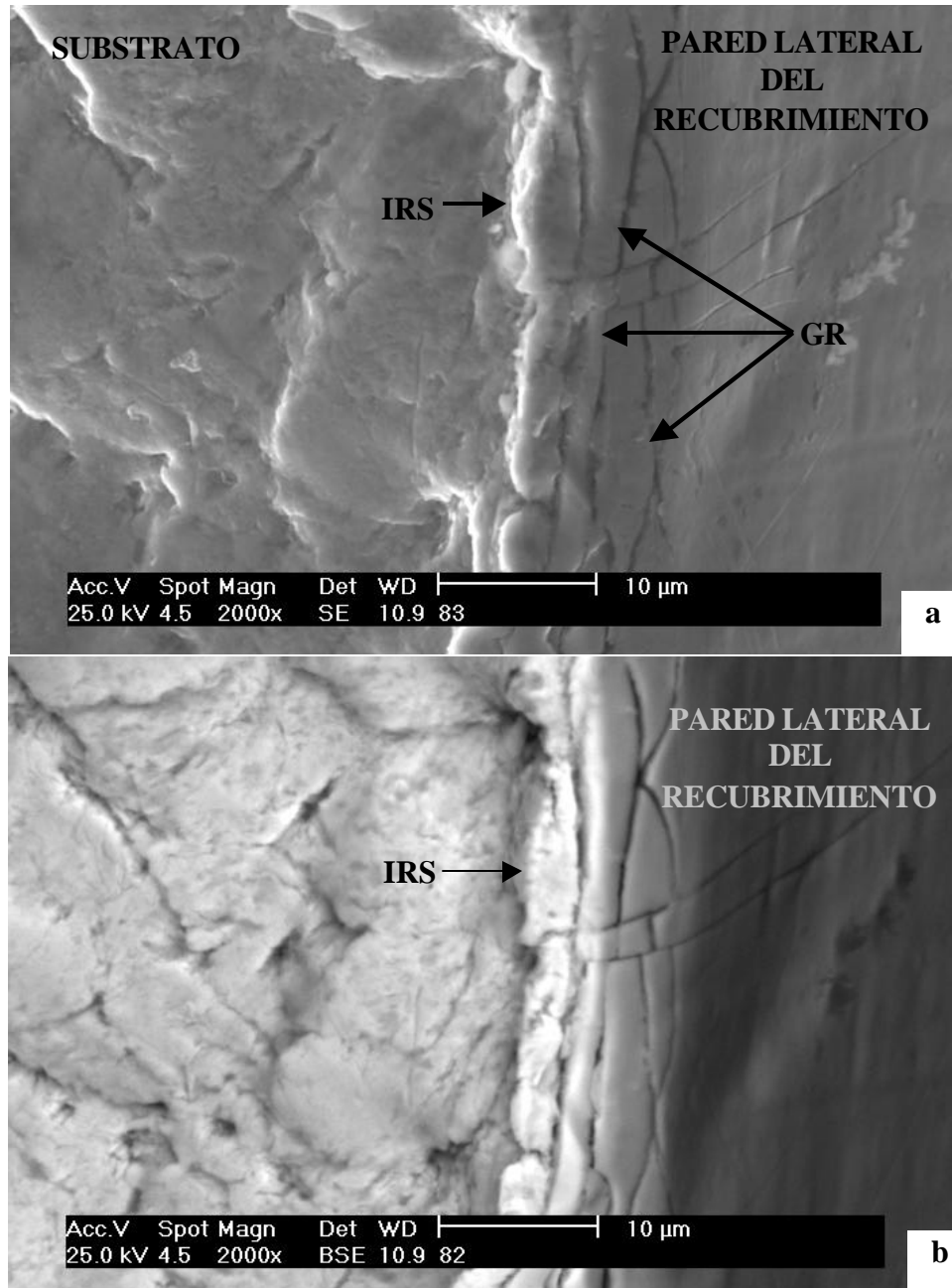
**FIGURA 47.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona O<sub>1</sub> en la Figura 46, mostrando inicios de grieta (O<sub>1</sub> - O<sub>3</sub>) y su dirección de propagación (DPG), así como la zona de falla por sobre carga (FSC). (b) Vista magnificada de (a) mostrando la dirección de propagación de grieta (DPG) desde la superficie hacia el centro de la probeta.

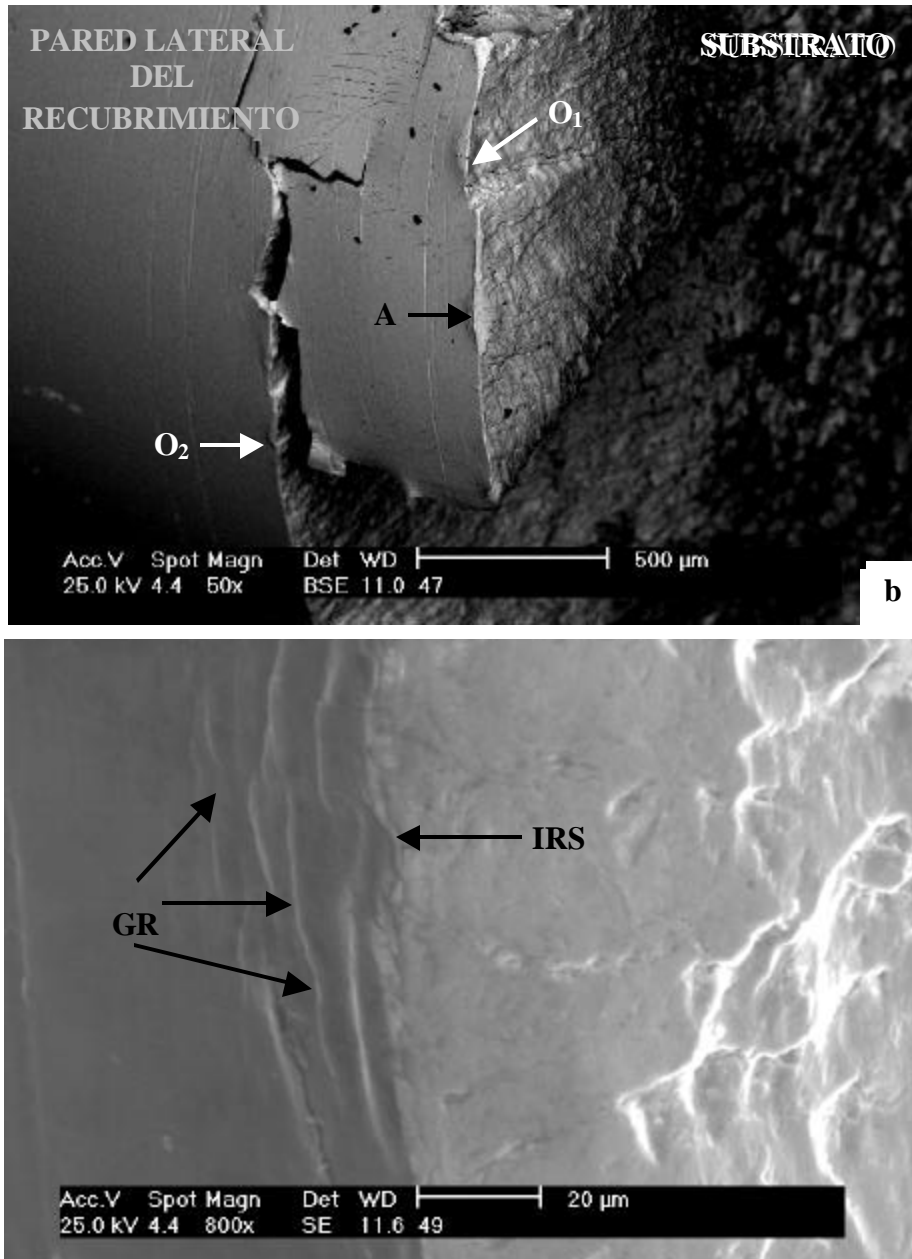


**FIGURA 48.** (MEB). (a) Vista magnificada de la Figura 47(b) mostrando inicios de grieta y la dirección de propagación de grieta (DPG). Se puede observar el recubrimiento (R) bastante agrietado (GR). (b) Vista en BSE de (a) mostrando una zona de separación del recubrimiento (SR) respecto al sustrato.

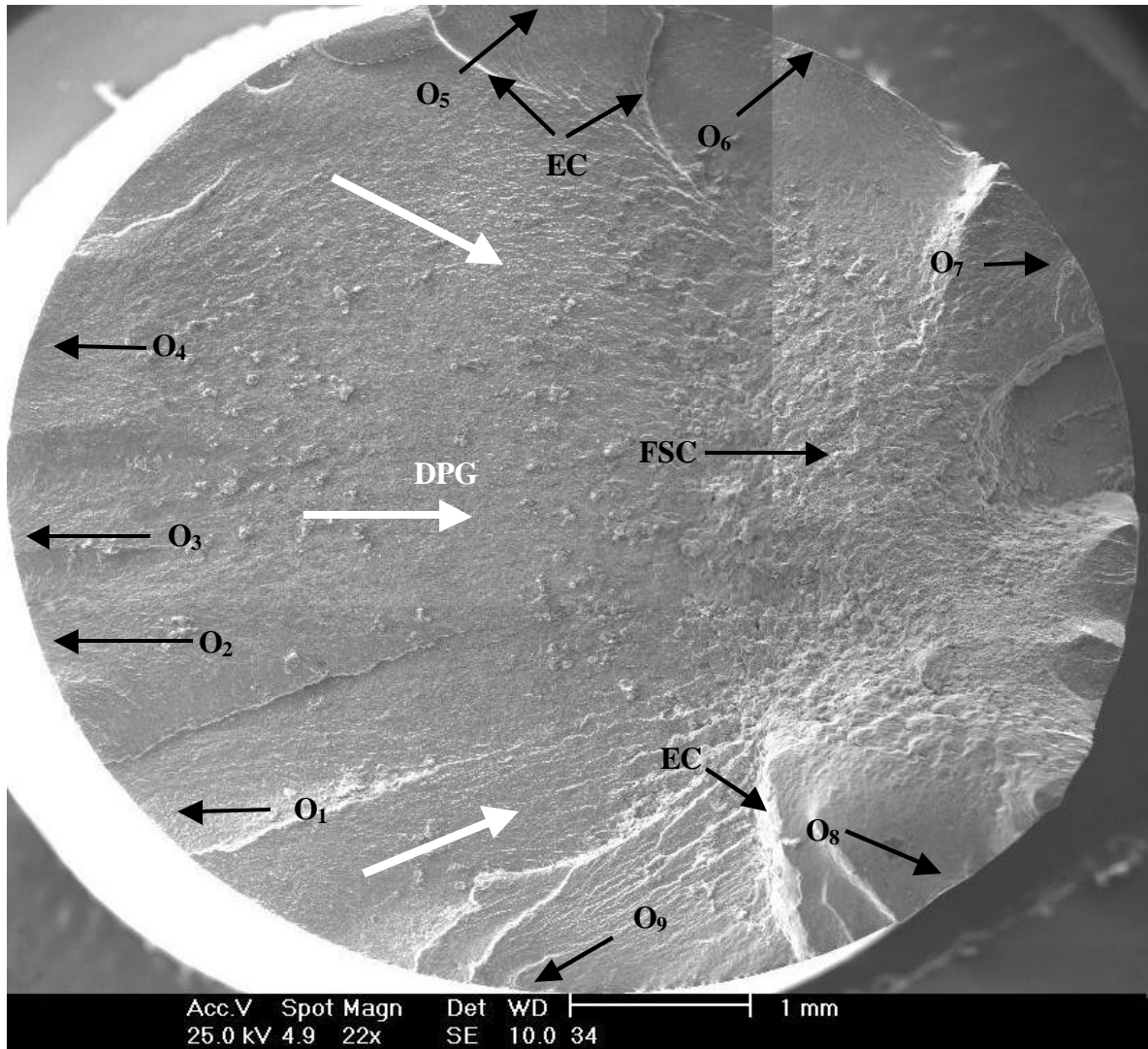


**FIGURA 49.** (MEB). Vista a 60° de la probeta N° 3, mostrando múltiples inicios (O<sub>1</sub> – O<sub>4</sub>) en la periferia de superficie de fractura, la zona de falla por sobrecarga (FSC) en el centro, un escalón de clivaje (EC) y la pared del recubrimiento (PR).

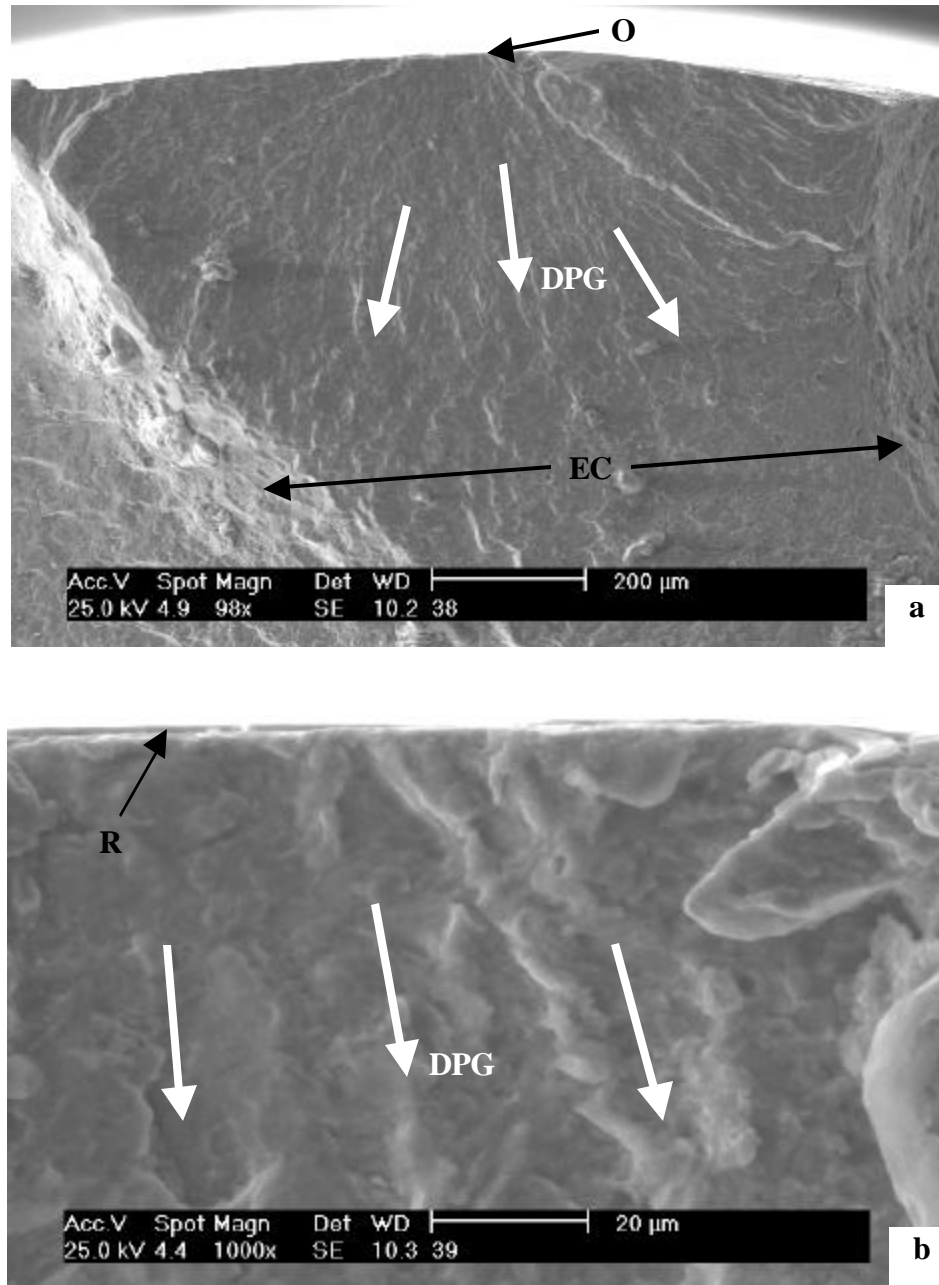




**FIGURA 51.** (MEB). (a) Vista magnificada y desde otro ángulo del escalón de clivaje (EC) de la Figura 49, mostrando el inicio de dos grietas paralelas ( $O_1$  y  $O_2$ ), que luego coalescen en la superficie de fractura, formando un escalón. (b) Vista magnificada del detalle A de (a), mostrando el agrietamiento del recubrimiento (GR) en la pared lateral de la probeta y la interfase-recubrimiento sustrato (IRS).

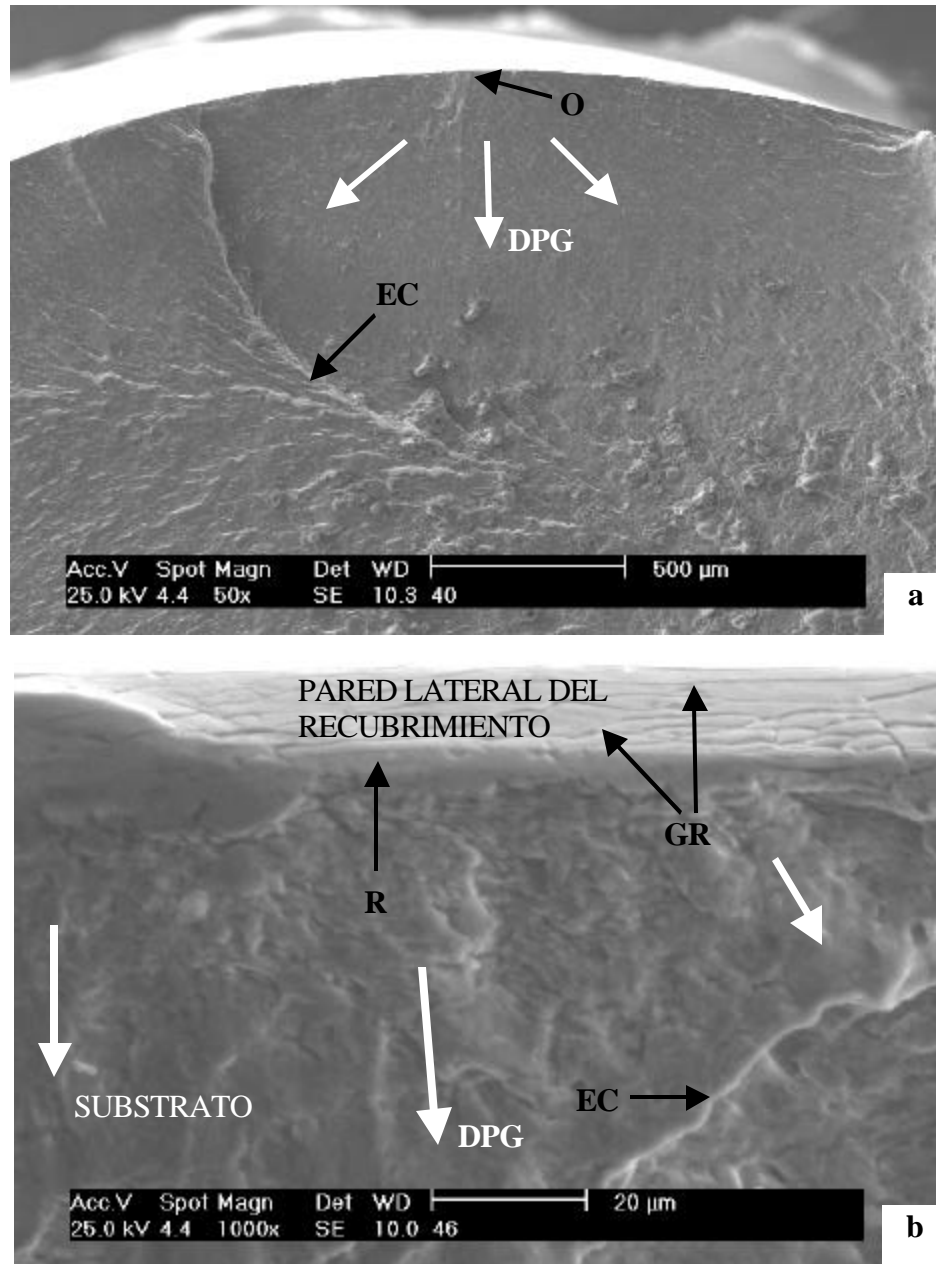


**FIGURA 52.** Fotomicrografía obtenida por MEB (Composición). Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 4, ensayada a 353 MPa ( $46\% \sigma_y$ ) en condición de corrosión-fatiga. Se observan múltiples inicios ( $O_1 - O_8$ ) de grieta en la periferia de la probeta, aunque se observa un avance de grieta progresivo (DPG) desde la zona izquierda hasta la zona central derecha, donde se encuentra la zona de falla por sobre carga (FSC). También se observan escalones de clivaje (EC) entre los inicios de grieta de fatiga.

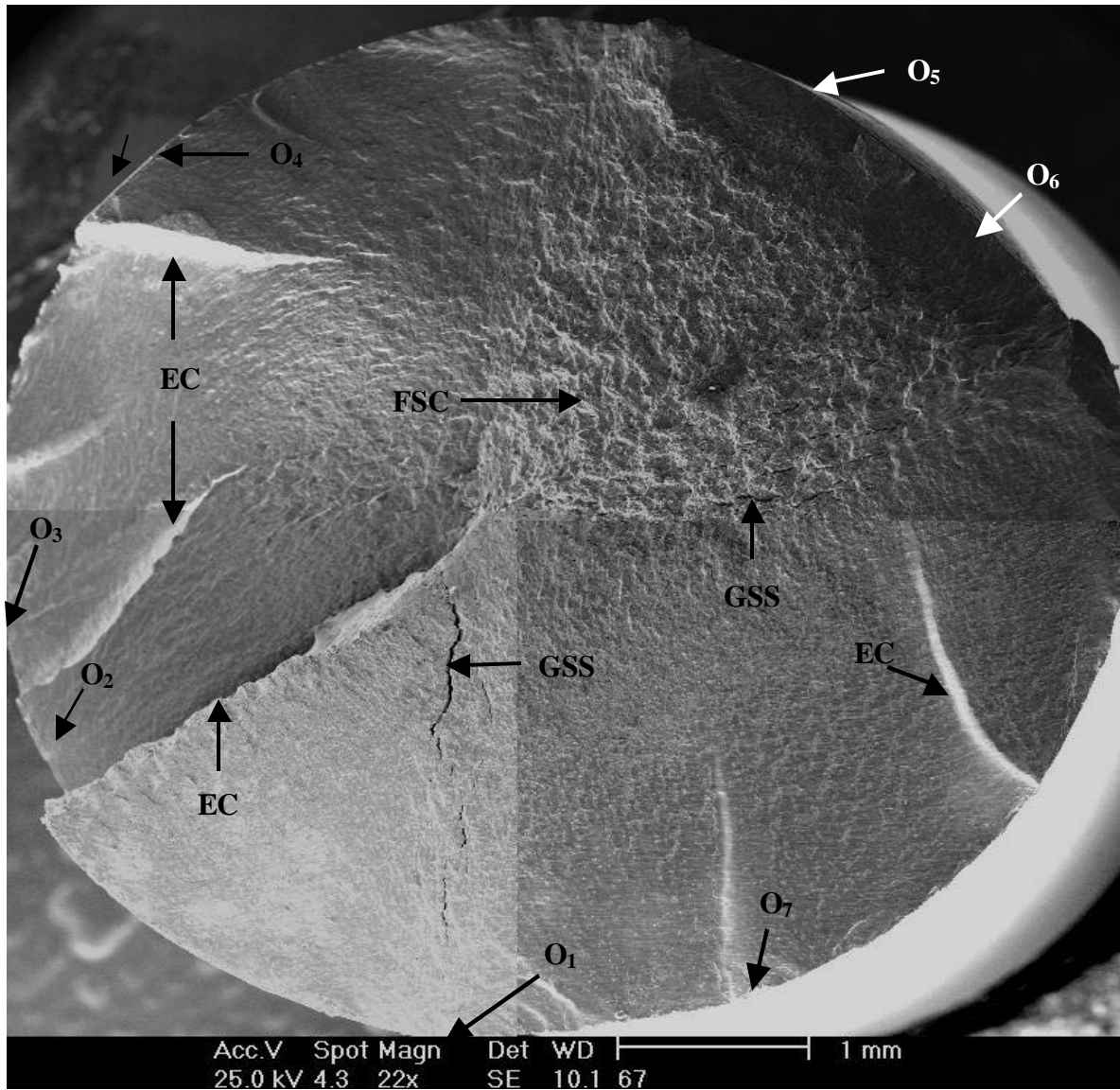


**FIGURA 53.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona  $O_7$  de la Figura 52, mostrando el inicio de una grieta de fatiga (O) entre dos escalones de clivaje (EC), e indicando la dirección de propagación de grieta (DPG). (b) Vista magnificada de la zona O en (a), mostrando la dirección de propagación de grieta y parte del recubrimiento (R).

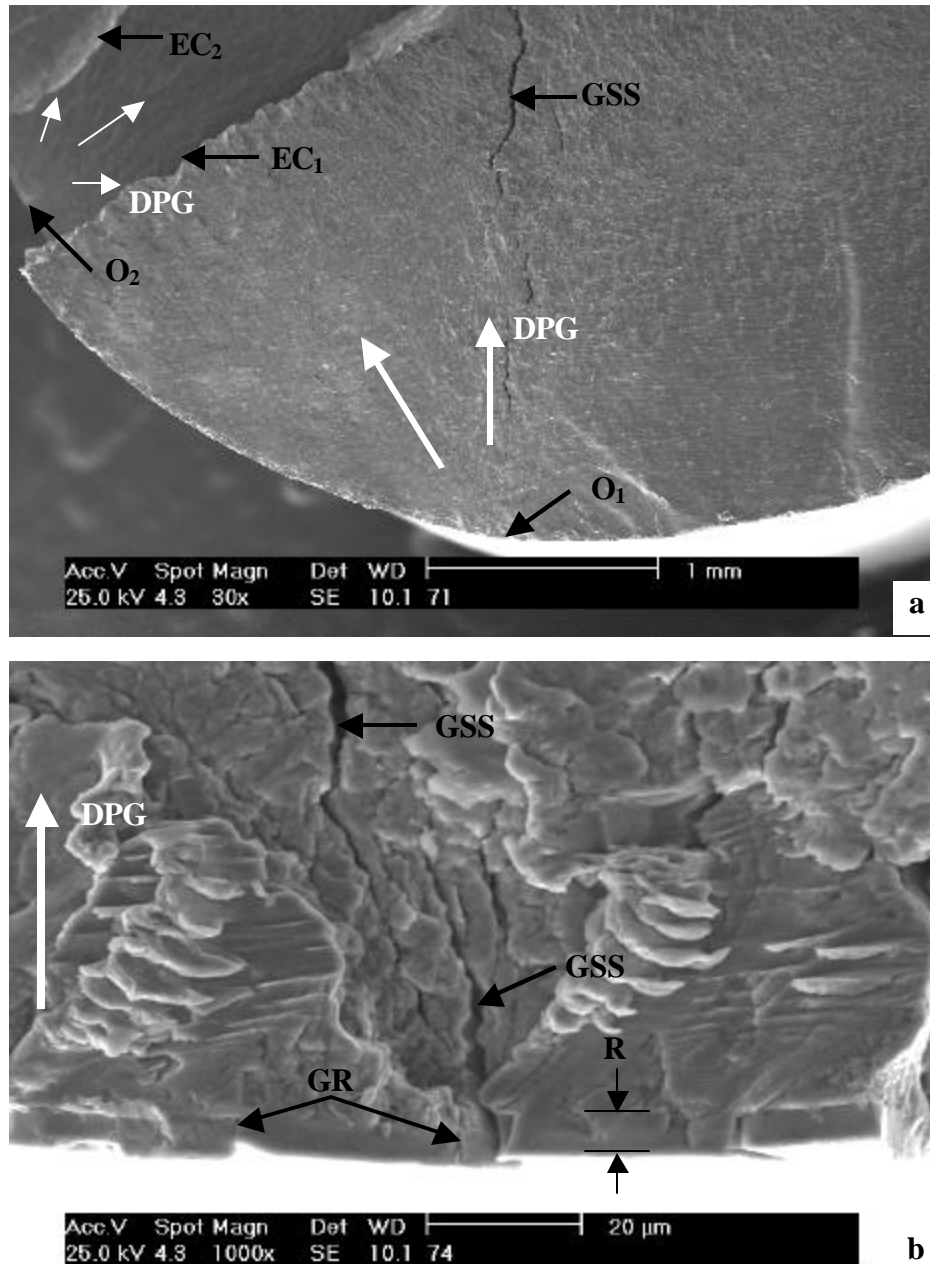




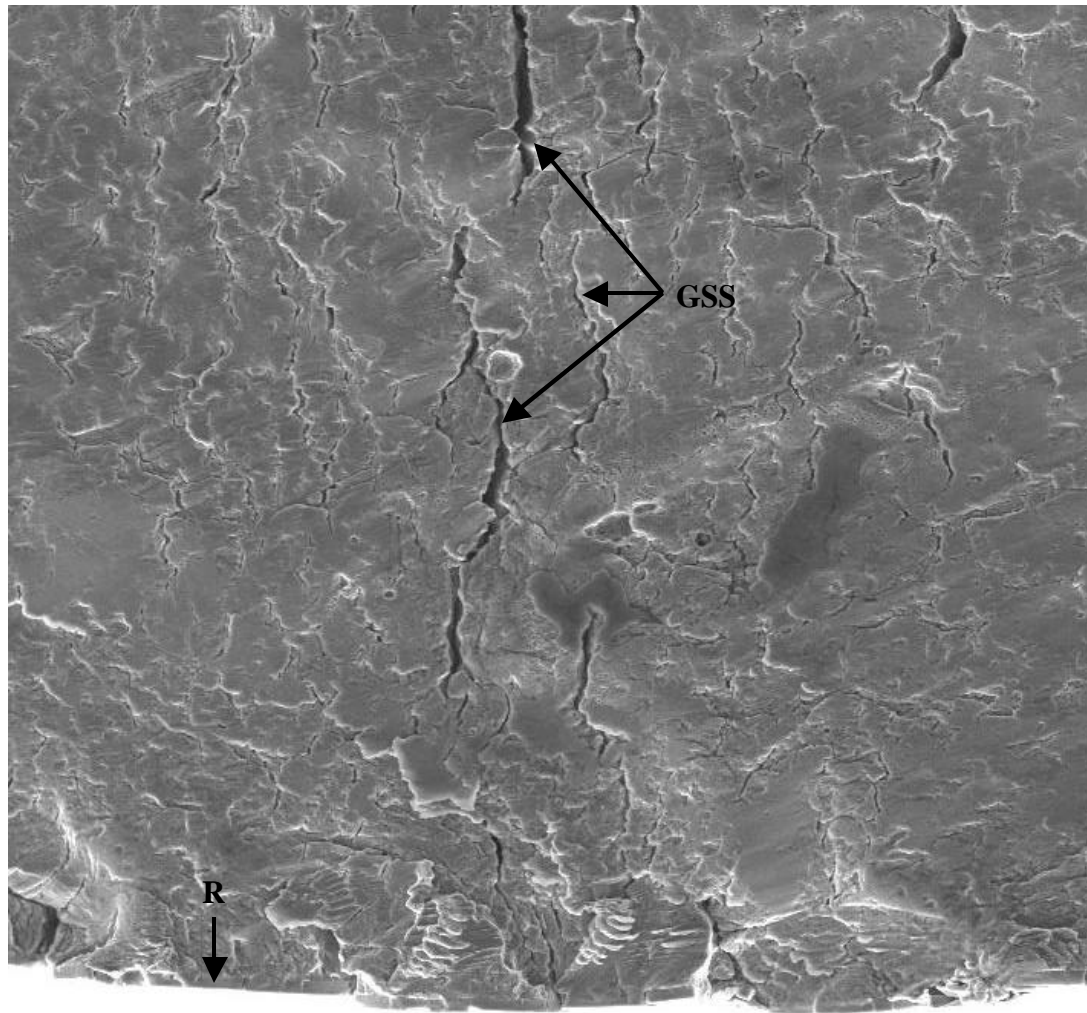
**FIGURA 54.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona  $O_6$  de la Figura 52, mostrando el origen (O) de una grieta de fatiga, un escalón de clivaje (EC) y la dirección de propagación de grieta (DPG). (b) Vista magnificada de la zona  $O_6$  de la Figura 50, mostrando inicios de grieta y el agrietamiento del recubrimiento (GR) en la pared lateral de la probeta.



**FIGURA 55.** Fotomicrografía obtenida por MEB (Composición). Vista general de la superficie de fractura de la probeta N° 5, ensayada a 458 MPa (60%  $\sigma_y$ ) en condición de fatiga al aire. Se observan múltiples inicios de grieta de fatiga (O<sub>1</sub> – O<sub>7</sub>) en la periferia de la probeta y escalones de clivaje (EC) entre los inicios de grieta. Se puede observar la zona de falla por sobre carga (FSC) en la parte superior derecha, y grietas secundarias en el sustrato (GSS).

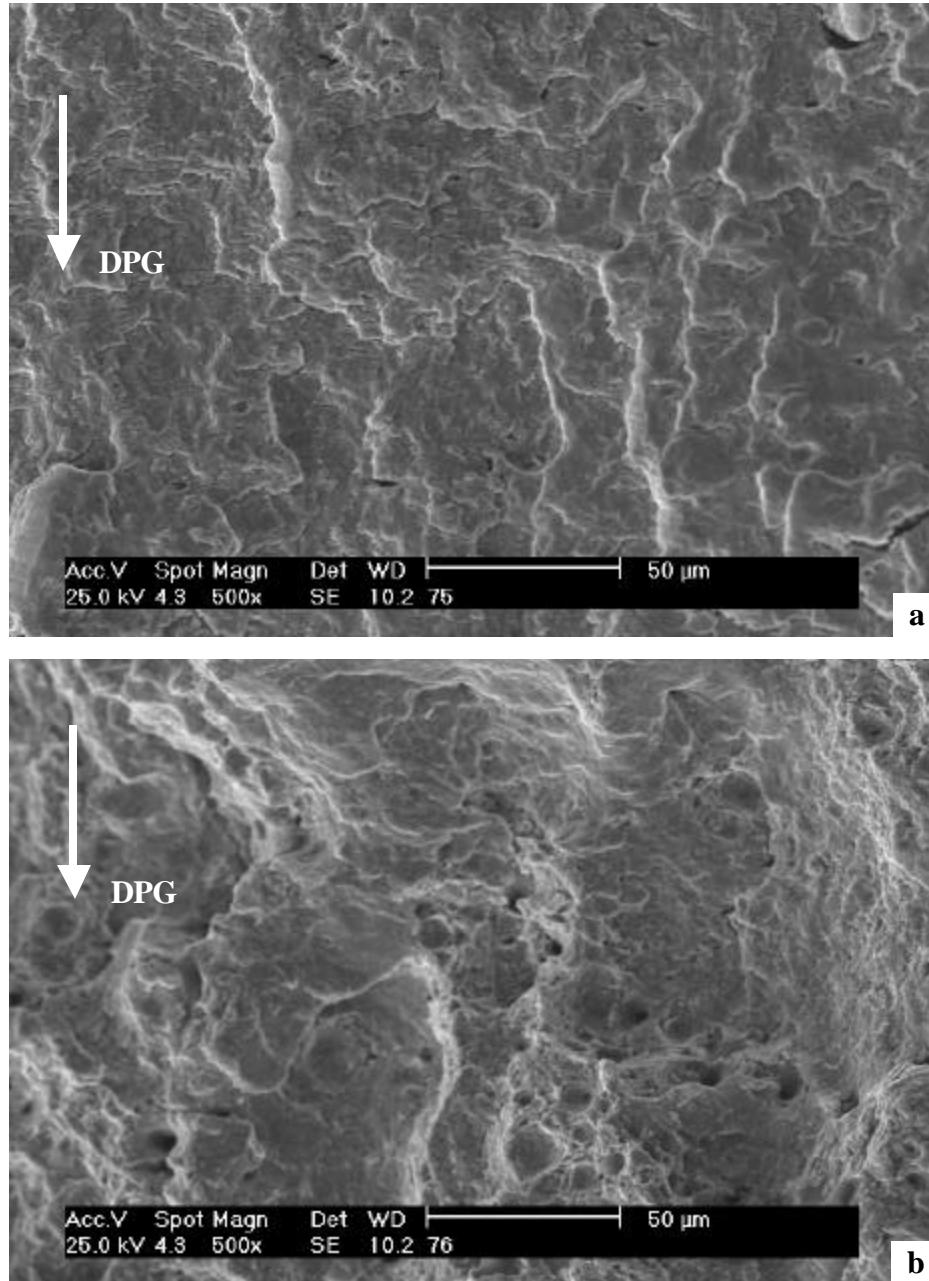


**FIGURA 56.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona O<sub>1</sub> de la Figura 55, mostrando dos inicios (O<sub>1</sub> y O<sub>2</sub>) de grietas paralelas, con sus respectivas direcciones de propagación (DPG), que coalescen en la superficie de fractura formando un escalón de clivaje (EC<sub>1</sub>). También se observan grietas secundarias en el sustrato (GSS). (b) Vista magnificada de la zona O<sub>1</sub> de (a), mostrando el inicio de grieta y, el agrietamiento del recubrimiento (GR), así como las grietas secundarias en el sustrato (GSS).

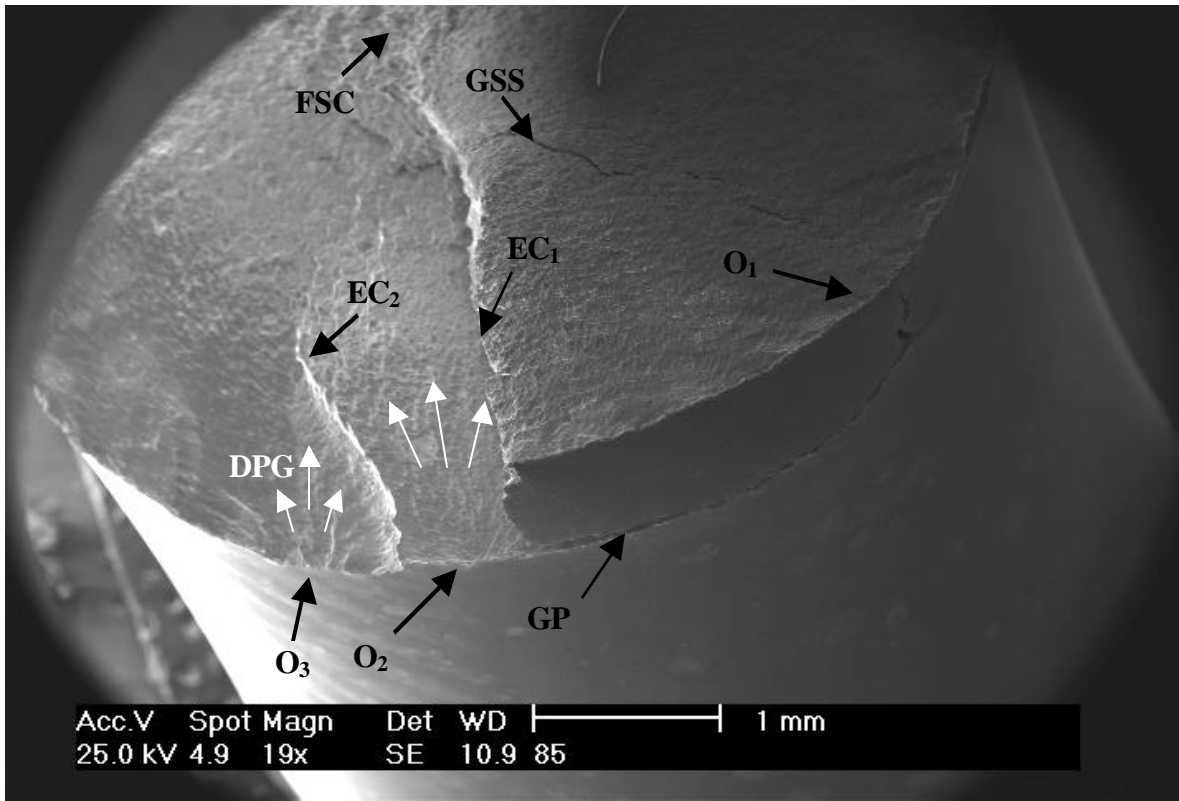


Acc.V	Spot	Magn	Det	WD	100 μm
25.0 kV	4.3	300x	SE	10.1 72	

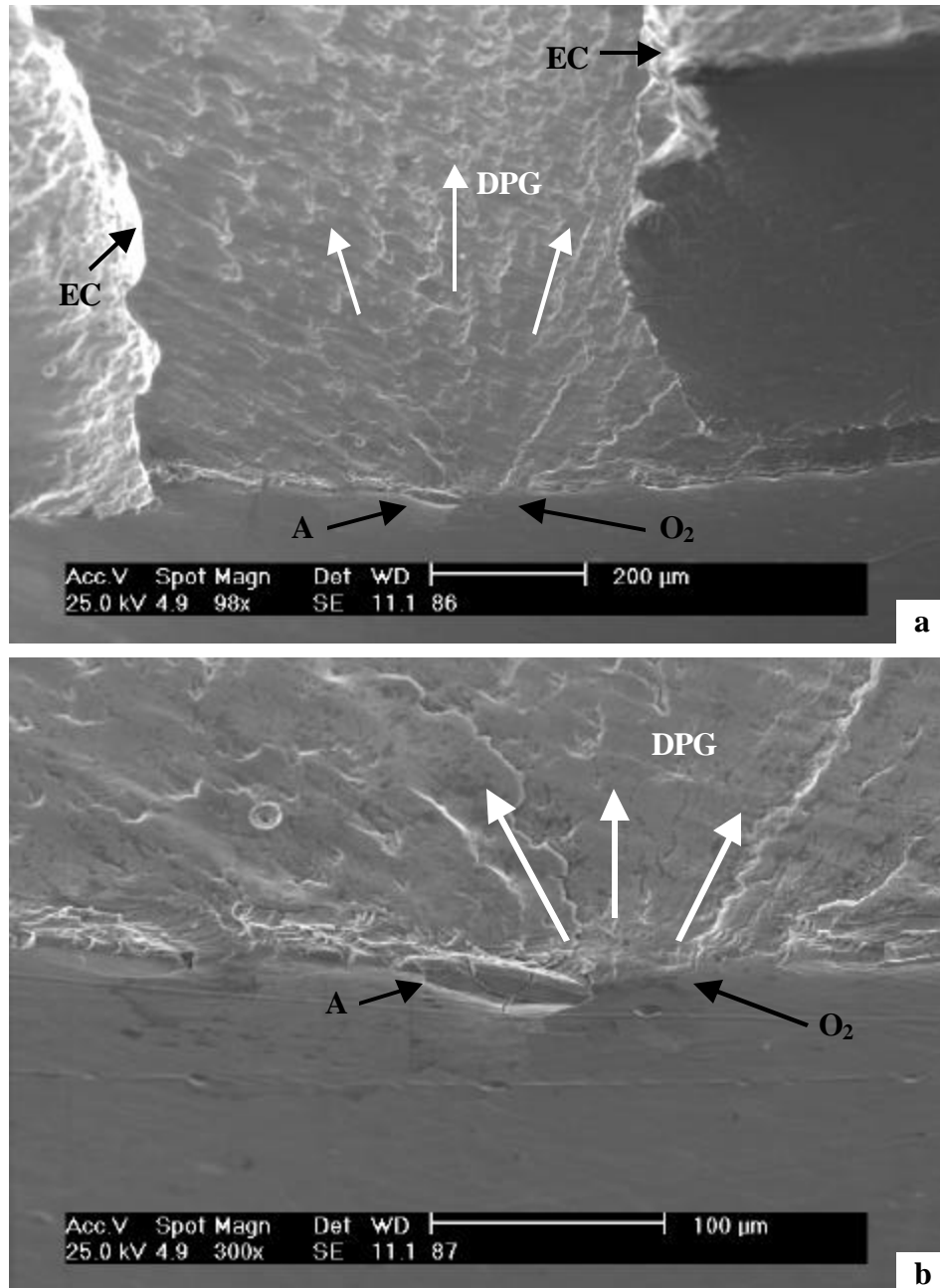
**FIGURA 57.** (MEB). Vista a otra magnificación de la zona O<sub>1</sub> de la Figura 55, mostrando parte del recubrimiento (R) y gran cantidad de grietas secundarias en el sustrato.



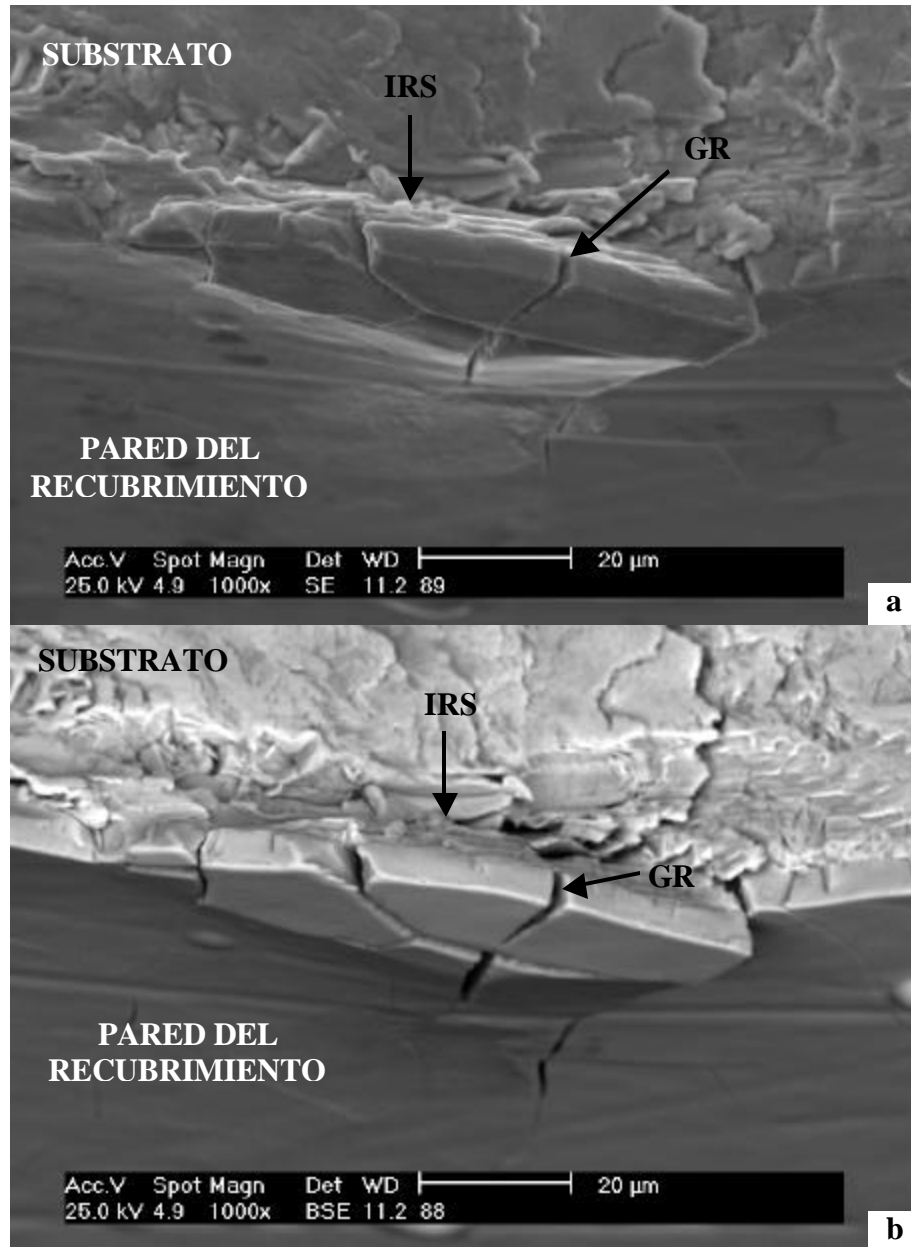
**FIGURA 58.** (MEB). Avance de grieta de la probeta N° 5, mostrando la dirección de propagación (DPG). (a) a 2 mm del inicio. (b) a 3 mm del inicio, mostrando la zona de falla por sobre carga, con evidencia de microhoyuelos.



**FIGURA 59.** (MEB). Vista a 60° de la probeta N° 5, mostrando el recubrimiento en la pared lateral y la superficie de fractura con varios inicios de grieta ( $O_1 - O_3$ ) que dan lugar a dos escalones de clivaje ( $EC_1$  y  $EC_2$ ). Se puede observar la zona de falla por sobre carga (FSC) y grietas secundarias en el sustrato (GSS). Se puede notar que los inicios  $O_1$  y  $O_2$  dan lugar a la grieta primaria (GP) y a  $EC_1$ , cuando las grietas coalescen en la superficie de fractura.

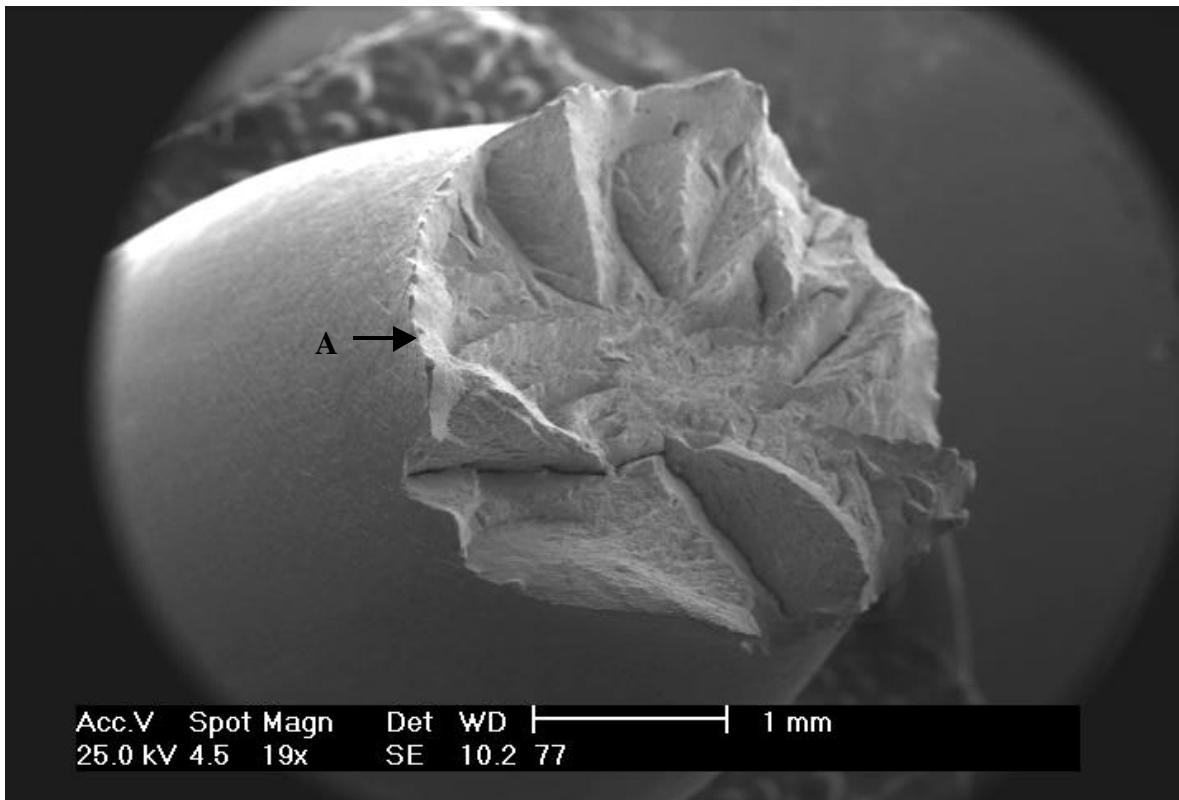


**FIGURA 60.** (MEB). (a) Vista magnificada de la zona O<sub>2</sub> de la Figura 59, mostrando de cerca el inicio de grieta, la dirección de propagación (DPG) y los escalones de clivaje (EC). (b) Vista magnificada del detalle A de (a), mostrando el inicio de grieta.

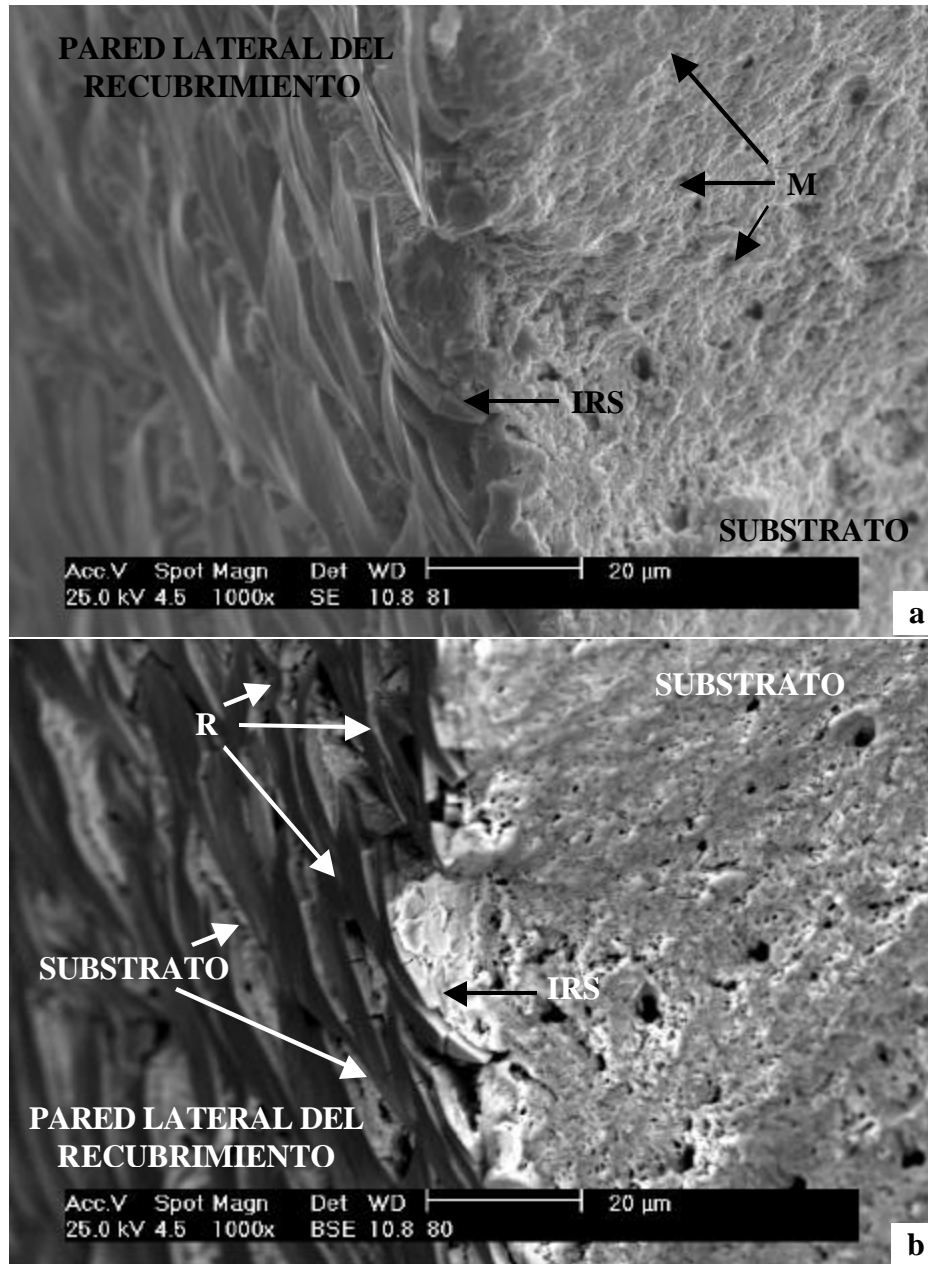


**FIGURA 61.** (MEB). (a) Vista magnificada del detalle A de la Figura 60(b), mostrando el inicio de grieta. Se observan grietas en el recubrimiento (GR) y la interfase recubrimiento-substrato (IRS). (b) Vista en BSE de (a).

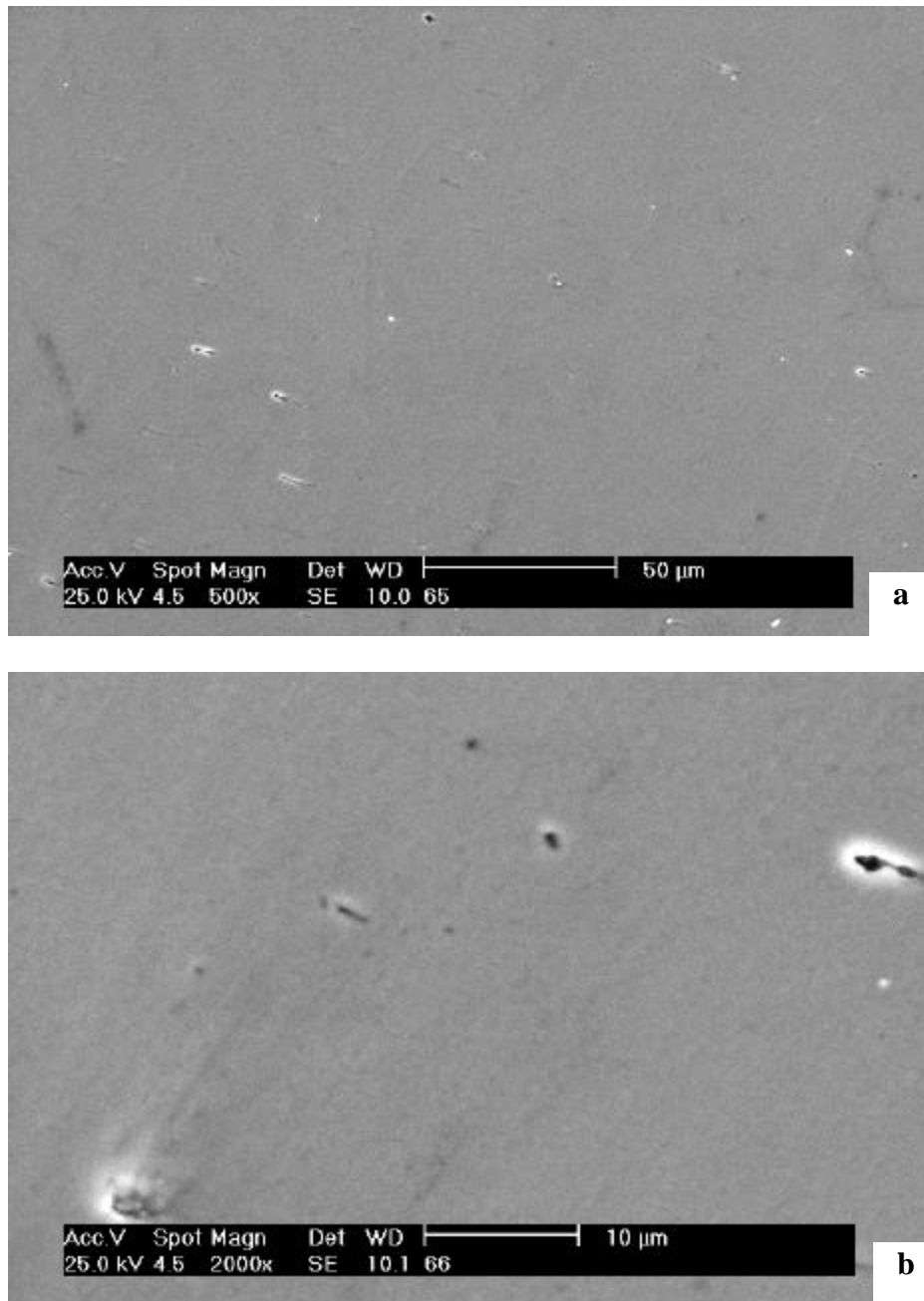




**FIGURA 62.** Fotomicrografía obtenida por MEB. Vista a  $60^\circ$  de una probeta sometida a un ensayo de tracción. Se puede observar la superficie de fractura en forma de copa y el encuellamiento característico de la fractura dúctil.



**FIGURA 63.** (MEB). Vista magnificada del detalle A de la Figura 62. (a) Se observan microhoyuelos (M) como evidencia de la fractura dúctil en el sustrato. (b) Vista en BSE de (a), se puede observar el agrietamiento del recubrimiento (R) en forma de malla abierta y se puede apreciar parte de la intercara recubrimiento-sustrato (IRS).



**FIGURA 63.** (MEB). Estas fotomicrografías (a) y (b) fueron tomadas a la superficie del recubrimiento. Se observa un recubrimiento libre de grietas. También se observan presencia de algunas porosidades y restos de material que no pertenecen al recubrimiento (sucio, zonas y puntos brillantes).

De las observaciones realizadas en el estudio fractográfico llevado a cabo a las probetas recubiertas con cromo duro, sometidas a ensayos de fatiga y corrosión-fatiga, se notó que todas las probetas presentan múltiples inicios de grieta de fatiga en la periferia de la superficie de fractura, como lo evidencian las marcas radiales en los distintos inicios y los escalones de clivaje, entre los inicios, que se forman cuando coalescen dos frentes de grieta.

Las probetas ensayadas a los esfuerzos más altos de las dos condiciones, en fatiga al aire y fatiga-corrosión (Figuras 35 y 46), presentan mayor cantidad de inicios de grieta (observables) que las ensayadas a los esfuerzos más bajos de ambas condiciones, observándose además, la zona de falla por sobre carga en el centro de las probetas. Por otro lado, las probetas ensayadas a esfuerzos más bajos, para ambas condiciones (Figuras 43, 52 y 55), aunque presentan múltiples inicios de grieta en la periferia de la probeta, se observan avances de grieta predominantes desde una zona hacia otra, desplazando la fractura final, o la zona de falla por sobre carga, hacia un lado de la probeta. Esto se observa claramente en la Figura 43, donde existe un avance de grieta bien definido por marcas radiales, que termina en un labio de corte, situado diametralmente opuesto al inicio, típico de la zona de falla por sobre carga.

En todas las probetas se pudo observar el agrietamiento del recubrimiento como consecuencia de los ensayos realizados. Así mismo, el estudio de las secciones longitudinales realizado a las probetas 1 y 2, reveló gran número de grietas primarias que son paralelas a la superficie de fractura (Figuras 39-42 y 44-45). Estas grietas se encuentran en su mayoría en el recubrimiento y algunas se encontraron en el substrato, con una aparente nucleación en el recubrimiento.

También se pudo observar la presencia de grietas secundarias en la superficie de fractura que dan evidencia del gran daño por fatiga que sufren los componentes ensayados (Figuras 38(b), 55-57).

Por otra parte se pudo constatar el daño que sufre el recubrimiento en la pared lateral adyacente a la superficie de fractura, caracterizado por un gran agrietamiento como lo muestran las Figuras 50-51, 54(b) y 61). También es de hacer notar la presencia de dos escalones de clivaje bastante significativos observados en las probetas 3 y 5 (Figuras 49, 51(a), 59 y 60(a)), los cuales se producen cuando dos grietas paralelas, bastante distanciadas una de la otra, avanzan y luego coalescen en la superficie de fractura.

Se pudo apreciar que en ninguna probeta se produce desprendimiento del recubrimiento como consecuencia de los ensayos de fatiga. Lo que indica una aparente buena adherencia. Este aspecto es muy notorio en la figura 63, tomada a una probeta sometida a tracción, en la cual el recubrimiento se agrieta en forma de malla abierta, pero queda adherido al substrato, sin desprenderse.

## **ANÁLISIS DE RESULTADOS**

De los resultados obtenidos de los ensayos de tracción realizados tanto al material base como al material recubierto, en los cuales se observó una disminución en las propiedades mecánicas estáticas del material recubierto entre 0,5 y 2,3 %, como lo muestran las tablas 12 y 13 y las Figuras 26 y 27, se puede decir que este recubrimiento no produce cambios significativos en las propiedades mecánicas estáticas del material base. Por otro lado, de lo observado en la figuras 62 y 63 referente a la morfología del recubrimiento luego de realizado el ensayo, se puede decir que este recubrimiento posee una alta ductilidad y gran adherencia ya que no se observó ningún desprendimiento del recubrimiento; por el contrario, aparentemente se mantuvo adherido al sustrato hasta la fractura, por lo que no produjo concentración de esfuerzos de tal magnitud que disminuyeran significativamente las propiedades estáticas del material.

El comportamiento a la fatiga de los materiales recubiertos depende de tres factores de importancia, que son los que inciden en la disminución o aumento de las propiedades de fatiga de los materiales con recubrimientos. El primer factor de importancia son los esfuerzos residuales internos que presenta el recubrimiento; si estos esfuerzos son de naturaleza compresiva se espera que haya un aumento de la resistencia a la fatiga, por el contrario, si son esfuerzos residuales de tracción se produce una disminución de las propiedades de fatiga. El segundo factor se refiere a la resistencia a la fatiga del recubrimiento respecto al sustrato, donde, si el recubrimiento presenta una resistencia a la fatiga menor que la del sustrato, se produce la grieta de fatiga primero en el recubrimiento, induciendo grandes concentraciones de esfuerzos que favorecen el subsiguiente agrietamiento del sustrato, disminuyendo las propiedades de fatiga del material, o por el contrario, si el recubrimiento presenta una mayor resistencia se produce un incremento en las propiedades de fatiga. El tercer factor de importancia se refiere a la presencia o ausencia de defectos en el recubrimiento o en la zona del depósito adyacente a la intercara recubrimiento-sustrato. Por tanto, los tres factores pueden combinarse para producir un incremento o disminución de las propiedades de fatiga de los materiales recubiertos,

proporcionando una idea del número de ciclos necesarios para que nucleee la grieta y se propague en el conjunto recubrimiento-substrato con respecto a la nucleación y propagación de grieta del material sin recubrimiento. Se debe considerar que para los materiales sin recubrimiento, la nucleación de la grieta por fatiga puede consumir hasta 90% de la vida a fatiga del material <sup>[23]</sup>.

Los resultados obtenidos a partir de los ensayos de fatiga del acero SAE 4140 recubierto con cromo duro mostraron una notable disminución de la resistencia a la fatiga respecto al material sin recubrir, para la condición de fatiga al aire como se observa en la Figura 30. Estos resultados están probablemente relacionados con la presencia de esfuerzos residuales de tracción inherentes al recubrimiento, lo que ha sido ampliamente señalado en la literatura <sup>[1,12]</sup>. El espesor del recubrimiento (alrededor de 6  $\mu\text{m}$ ) no presenta las microgrietas características de los recubrimientos de cromo duro. En un análisis de líquidos penetrantes fluorescentes realizado a la superficie del recubrimiento no pudo ser observada la presencia de microgrietas, sino pequeños puntos que representan probablemente porosidades y defectos del recubrimiento. Esto pudo ser constatado mediante el análisis en MEB como lo muestra la figura 64, donde se observa el recubrimiento libre de grietas. Por tanto, la falta de microgrietas en el recubrimiento impide liberación de tensiones, lo que conlleva a una gran acumulación de esfuerzos internos de tracción como consecuencia natural del proceso de deposición.

Los múltiples inicios de grieta que presentaron las probetas 1 y 5 en la condición de fatiga al aire (Figuras 35 y 55), además del agrietamiento en la pared lateral de la probeta (Figura 61), indican que el recubrimiento actúa como un gran concentrador de esfuerzos alrededor de toda la probeta, lo que favorece la nucleación de las grietas de fatiga probablemente en los primeros ciclos del ensayo.

En las secciones longitudinales (Figuras 39-42 y 44-45) se observaron gran cantidad de grietas primarias paralelas a la superficie de fractura, las cuales, aparentemente nuclean en el recubrimiento, en la zona adyacente a la intercara recubrimiento-substrato. Estas grietas

se propagan aparentemente en dos etapas, la primera hacia la superficie del recubrimiento, como lo evidencian algunas grietas que se propagan a partir de zonas con discontinuidades abruptas y que no llegan a la superficie del mismo; y la segunda etapa hacia el sustrato, una vez que el recubrimiento ha sido agrietado (Figuras 42 y 44). Además, se observa que las grietas primarias en el recubrimiento y en el sustrato presentan la zona más abierta en la región de la intercara (Figuras 40-42 y 44-45), indicando que la punta de la misma se encuentra en el otro extremo. Se observaron ramificaciones de grieta hacia el interior del sustrato (Figuras 39-40) que indica el origen de la misma en el otro extremo (zona adyacente a la intercara). También se pudieron notar grietas primarias en el sustrato que avanzaron en un sentido hasta coalescer probablemente con porosidades en el material, produciendo un aumento abrupto en el espesor de la grieta y una variación en la dirección de propagación.

Es muy probable que los esfuerzos residuales de tracción y la posible presencia de defectos en el recubrimiento, en la zona adyacente a la intercara recubrimiento-sustrato sean factores que se sumen para favorecer la nucleación de grietas en el recubrimiento en los primeros ciclos del ensayo. Además, la bibliografía reporta <sup>[1,2,12]</sup> que los esfuerzos residuales para depósitos electrolíticos como el cromo duro son mayores en la medida en que los recubrimientos tienen menores espesores, por lo que probablemente esos esfuerzos internos sean mayores en las zonas cercanas a la intercara recubrimiento-sustrato, como se reporta, en forma análoga, para el caso del Electroless Ni-P <sup>[14]</sup>.

Los resultados de los ensayos de corrosión-fatiga para el material recubierto no presentan una variación significativa al ser comparados con los resultados obtenidos para el material base en las mismas condiciones, inclusive, las curvas se cruzan en la zona de los esfuerzos intermedios (aproximadamente 422 MPa). Estas variaciones se encuentran entre 12 y 14% en los esfuerzos más alto y más bajo, respectivamente. Además que una comparación de las desviaciones estándar en el número de ciclos a esfuerzo constante indica que los puntos prácticamente se solapan, lo que implica que la diferencia entre ambas curvas no es significativa. Esto quiere decir que el material recubierto con cromo duro en condición de



corrosión-fatiga presenta el mismo comportamiento que el material sin recubrimiento en las mismas condiciones. Esto indica que el recubrimiento no ofrece ninguna protección en condiciones de corrosión-fatiga, ya que probablemente en los primeros ciclos del ensayo se forman grietas que permiten el paso del líquido corrosivo muy rápidamente, y una vez que éstas se produzcan en el sustrato, entonces el material recubierto se comporta igual al material base en condiciones de corrosión-fatiga.

En condiciones de corrosión-fatiga, para el material base y el material recubierto, en la medida en que disminuye el esfuerzo aplicado se observa una mayor disminución de la resistencia del material, debido a la acción que el fluido corrosivo puede ejercer en la formación de picaduras, las cuales, actúan como entallas y aminoran la resistencia a la fatiga por causa del ataque químico <sup>[9]</sup>.

Haciendo una comparación del comportamiento a fatiga del acero SAE 4140 recubierto con cromo duro con el mismo acero recubierto con Electroless Ni-P, de acuerdo a los datos de las investigaciones más recientes de Electroless <sup>[18]</sup>, se tiene que ambos recubrimientos producen una disminución significativa, muy parecida, ya que el efecto alcanza hasta 88 % de disminución en la resistencia a la fatiga de los aceros mencionados, respecto al material base.

#### 4. CONCLUSIONES

- Las probetas del acero SAE 4140 recubiertas con un depósito de cromo duro de aproximadamente 6  $\mu\text{m}$  de espesor, ensayadas en condición de fatiga al aire, presentan una disminución de la resistencia a la fatiga hasta de 88% y una disminución del límite de fatiga de 21% respecto al material sin recubrir. Esto es debido probablemente a la presencia de esfuerzos residuales de tracción en el recubrimiento, los cuales favorecen la nucleación de las grietas de fatiga, aparentemente en regiones que presentan defectos en las zonas cercanas a la intercara recubrimiento-substrato, en los primeros ciclos del ensayo.
- Las probetas del acero SAE 4140 recubiertas con un depósito de cromo duro ensayadas en condición de corrosión-fatiga, presentan una disminución de la resistencia a la fatiga de manera progresiva, en la medida en que disminuye el esfuerzo aplicado, hasta de 90%, respecto al material recubierto ensayado en condición de fatiga al aire. Esto es debido probablemente a la nucleación de grietas en los primeros ciclos del ensayo permitiendo la penetración del fluido corrosivo al substrato, produciendo picaduras que actúan como entallas que disminuyen la resistencia a la fatiga del material, por lo que el recubrimiento no ofrece protección efectiva en condiciones de corrosión-fatiga.
- Las probetas del acero SAE 4140 recubiertas con un depósito de cromo duro ensayadas en condición de corrosión-fatiga, no presentan una variación significativa respecto al comportamiento del material base sin recubrimiento para la misma condición de ensayo. Lo que indica que una vez nucleada la grieta, el material recubierto se comporta igual al material base sin recubrimiento, por lo que este no ofrece protección efectiva en condiciones de fatiga-corrosión.
- Las propiedades estáticas del acero SAE 4140 recubierto con un depósito de cromo duro no presentaron variación significativa respecto al material sin recubrir. Esto es debido probablemente a la ductilidad y buena adherencia del recubrimiento durante el ensayo, por lo que éste no produjo una concentración significativa de esfuerzos.

- El recubrimiento representó un concentrador de esfuerzo en toda la superficie de la probeta ensayada a fatiga, en ambas condiciones (fatiga al aire y corrosión-fatiga), ya que se observaron múltiples inicios de grieta en la periferia de superficie de fractura de todas las probetas estudiadas.

## 5. **RECOMENDACIONES**

- Aplicar tratamientos térmicos a diferentes temperaturas entre 150 °C y 440 °C para determinar la variación de la resistencia a la fatiga y el cambio de los esfuerzos residuales de tracción a compresión.
- Aplicar un granallado previo al recubrimiento y un tratamiento térmico (por encima de 440 °C) posterior, para obtener un sustrato y un recubrimiento con esfuerzos residuales de compresión.
- Realizar estudios a diferentes espesores (entre 5 y 150 µm) para determinar la influencia de este factor sobre la resistencia a la fatiga.
- Realizar estudios de dureza sobre la superficie del recubrimiento y en la sección transversal, para estudiar posibles relaciones de dureza con la resistencia a la fatiga del material.

**REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- [1] Kenneth R. Newby. “*Industrial (Hard) Chromium Plating*”. ASM Handbook. 1997. Vol. 9 Surface Engineering.
- [2] A.R. Jones. “*Microcracks in hard Chromium Electrodeposits*”. Plating and Surface Finishing. April 1989.
- [3] A. R. Jones. “*Corrosion of Electroplated Hard Chromium*”. ASM Handbook. 1997. Vol. 9. Surface Engineering.
- [4] B. Meyers and S. Lynn. “*Chromium Elimination*”. ASM Handbook 1997. Vol. 9. Surface Engineering.
- [5] Joseph E. Shigley. “*Diseño en Ingeniería Mecánica*”. McGraw-Hill. Cuarta Edición. México 1998.
- [6] G. Dieter. “*Metalurgia Mecánica*”. McGraw-Hill. España 1967.
- [7] R. Reed-Hill. “*Principios de Metalurgia Física*”. D. Van Nostrand Company. New York 1964.
- [8] P.J. Forshyth. “*The Physical Basis of Metal Fatigue*”. American Elsevier Publishing Company. New York 1969.
- [9] P.G. Forrest. “*Fatiga de los Metales*”. Ediciones Urmo. Bilbao 1972.
- [10] G. Dieter. “*Mecanical Metallurgy*”. McGraw-Hill. Third Edition. 1986.
- [11] ASM Handbook. Vol. 19. Fatigue and Fracture 1997.
- [12] R.A.F. Hammond and C. Williams. “*The Effect of Electroplating on Fatigue Strength*”. Metallurgical Reviews, 1960. Vol.5 No.18.
- [13] E.S. Puchi et al. “*Influence of Ni-P Electroless coating on the fatigue behavior of plain carbon steels*”. Thin Solids Films 290-291 (1996) 370-375.
- [14] J.A. Berríos et al. “*Effect of thickness of an Electroless Ni-P deposit on the mechanical properties of an AISI 1045 plain carbon steel*”. Surface and Coatings Technology 108-109 (1998) 466-472.
- [15] Y. Wu et al. “*Effect of Electroless Nickel Plating On Fatigue Strength of 30CrMoA Steel*”. Plating and Surface Finishing (1995).
- [16] Y.Z. Yang et al. “*Fatigue properties of Electroless deposited steel*”. Journal of Materials Science Letters 15 (1996) 1364-1366.
- [17] J.Chitty et al. “*Influence of electroless Ni-P deposits on the corrosion-fatigue properties of an AISI 1045 steel*”. Thin Solids Films 308-309 (1997) 430-435.
- [18] A. Pertuz et al. “*Influence of a commercial Electroless Ni-P deposit on the fatigue properties of a notched and unnotched SAE 4140 steel*”. Surface and Coatings Technology 133-134 (2000) 572-582.
- [19] ASTM Designation E739-91, V3(1) (1997) 594-600 [Part. 10] “*Statistical Analysis of linear or Linearized Stress Life (S-N) and Stress Life (e-N) Fatigue Data, practice, practice for*”
- [20] ASTM Designation A370-96, V1(2) (1997) 175-226 [Part. 10] “*Mechanical Testing of Steel Products, Methods and Def. for*”
- [21] ASTM Designation E606-92, V3 (1) (1997) 523-537 [Part. 10] “*Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing, Rec. Practice for*”
- [22] Instruction Manual, Model RBF-200 Rotating Beam Fatigue Testing Machine.
- [23] ASM Handbook. Vol. 12. Fractography 1997.