

COMPORTAMIENTO A LA FATIGA-CORROSIÓN DEL ACERO SAE 1045 RECUBIERTO CON UNA ALEACIÓN BASE NÍQUEL PROYECTADA TÉRMICAMENTE POR HVOF

J. G. La Barbera Sosa ^{a*}, Y. Y. Santana Méndez ^a, M. H. Staia ^a, E. S. Puchi Cabrera ^{a,b}

^a Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela
^b Academia Nacional de Ingeniería y Hábitat. Palacio de las Academias, Caracas, Venezuela.

* Autor de Correspondencia, E-mail: jose.labarbera@ucv.ve

Recibido: Febrero 2007. Aprobado: Mayo 2009

Publicado en línea: Mayo 2009

RESUMEN

El presente trabajo se ha llevado a cabo con la finalidad de evaluar el comportamiento a la fatiga-corrosión de un acero SAE 1045 recubierto con una aleación base Níquel obtenida por proyección térmica oxígeno-combustible de alta velocidad (HVOF). Este estudio se realizó utilizando probetas de fatiga de radio continuo con y sin recubrimiento las cuales fueron ensayadas en una máquina de flexión rotativa con una relación de carga, $R = -1$, una frecuencia de 50 Hz y empleando como líquido corrosivo una solución de NaCl al 3% en peso. De esta manera, se obtuvieron los parámetros de las relaciones que describen la variación del número de ciclos a falla (N_f) en función del máximo esfuerzo alternante aplicado (σ_a) en ambas condiciones. Previo a los ensayos de fatiga-corrosión, también se condujeron ensayos de tracción en probetas del material base con y sin recubrimiento a fin de determinar el esfuerzo de fluencia ($\sigma_{0,2\%}$) y garantizar que los niveles de esfuerzo alternante aplicados en los ensayos dinámicos correspondieran a una fracción del $\sigma_{0,2\%}$ del material base. Estos ensayos se efectuaron en una máquina universal de ensayos empleando una velocidad de cabezal de 2 mm.min⁻¹. Asimismo, se realizó un estudio a través de microscopía electrónica de barrido (MEB) en algunas muestras representativas con la finalidad de identificar la secuencia de agrietamiento por fatiga que opera en el sistema recubierto. Se encontró que el conjunto recubierto genera un aumento de al menos 86% en la vida a fatiga-corrosión en comparación con el material base.

Palabras clave: Fatiga-corrosión, recubrimiento, proyección térmica, HVOF.

CORROSION-FATIGUE BEHAVIOR OF A SAE 1045 STEEL COATED WITH A NI-BASED ALLOY DEPOSITED BY HVOF THERMAL SPRAYING

ABSTRACT

The present work has been conducted in order to evaluate the corrosion-fatigue behavior of a SAE 1045 steel substrate coated with Ni-based alloy deposited by means of high velocity oxygen fuel (HVOF) thermal spraying. The investigation has been carried out employing fatigue specimens of continuous radius tested under rotating-bending conditions ($R = -1$) at a frequency of 50 Hz, under a corrosive environment provided by a 3 wt.% NaCl solution. In this manner, it has been possible to determine the parameters that describe the change in the number of cycles to fracture (N_f) as a function of the maximum alternating stress applied to the material (σ_a) in both conditions. Prior to the corrosion-fatigue tests, tensile tests were conducted employing samples of the uncoated and coated substrate in order to determine the yield stress ($\sigma_{0,2\%}$) and ensure maximum alternating stresses that were a fraction of the yield stress of the uncoated substrate. These tests were carried out employing a universal testing machine at a crosshead speed of 2 mm.min⁻¹. Also, a SEM analysis of some representative samples was conducted in order to identify the fatigue crack sequence that takes place in the coated specimens. It has been determined that the deposition of the coating gives rise to an increase of at least 86% in the corrosion-fatigue life of the uncoated substrate.

Keywords: corrosion-fatigue, coating, thermal spraying, HVOF.

INTRODUCCIÓN

Los recubrimientos proyectados térmicamente se han convertido en parte importante de la industria moderna debido a las excelentes propiedades de superficie impartidas a los componentes. Estos recubrimientos son

ampliamente utilizados en diferentes industrias tales como: la aeronáutica y aeroespacial, automotriz, minera, plantas petroquímicas y de plásticos. En particular, la proyección térmica de HVOF representa una de las técnicas más populares que ha sido aplicada en muchas industrias

debido a su flexibilidad y la calidad de los recubrimientos producidos en términos de su adhesión al sustrato y dureza, así como también baja porosidad, en comparación con otras técnicas de proyección térmica [1-3].

Sin embargo, numerosas dificultades relacionadas a la generación de esfuerzos residuales debido a la diferencia en el módulo elástico, coeficiente de expansión térmica y dureza entre el sustrato y el depósito pudieran limitar las aplicaciones de estos recubrimientos [4-7]. Asimismo, cualquier sistema recubierto que genere una mejora en las propiedades de desgaste pudiera reducir drásticamente la vida a fatiga de los componentes, tal y como se ha encontrado en aquellas partes recubiertas con cromo duro, en las cuales aunque se produce una mejora ante condiciones de desgaste, su desempeño frente a cargas dinámicas es inferior al de las mismas partes sin recubrir [2, 3, 8-14]. En general, el comportamiento frente al desgaste de diferentes recubrimientos duros ha sido extensamente estudiado y se conoce bastante bien, de manera tal que los mismos pueden ser seleccionados de manera segura para aplicaciones específicas. Por el contrario, el diseño correcto de un componente recubierto contra fallas por fatiga requiere mayores estudios, así como un conocimiento detallado del efecto de los recubrimientos sobre las propiedades a fatiga del sustrato.

Varios estudios indican que existe una relación entre la resistencia a la fatiga, esfuerzos residuales compresivos y adhesión del recubrimiento al sustrato [15, 16]. En relación a este punto Khaled [16] afirma que el desempeño de cualquier depósito, sea electro-depositado o termorrociado, dependerá no solamente de si éste está adherido al sustrato, sino que también dependerá de la adherencia desarrollada. La efectividad de cualquier depósito frente a la corrosión dependerá entre otras cosas de su adherencia al sustrato, cuando el conjunto es sometido a flexión mecánica o dilataciones térmicas. Si los esfuerzos generados por la aplicación de un momento

flector exceden la resistencia adhesiva del recubrimiento al sustrato, este pudiera delaminarse, por lo que una elevada resistencia adhesiva es deseable.

Por lo tanto, esta investigación se realizó a fin de evaluar el desempeño a fatiga-corrosión del acero SAE 1045 recubierto con un depósito base Níquel obtenido por la técnica de HVOF respecto al comportamiento del material base, así como también identificar la secuencia de agrietamiento del sistema recubierto.

MATERIALES Y MÉTODOS

Material base y geometría de las probetas

El material utilizado como sustrato fue un acero de medio contenido de carbono, SAE 1045, cuya composición química nominal en porcentaje en peso es la siguiente: C 0,43-0,50; Mn 0,60-0,90; Si 0,15-0,35; S < 0,04; P < 0,04 y Fe Bal. El acero fue suministrado en forma de barras de 12,7 mm de diámetro las cuales fueron mecanizadas de acuerdo a las normas ASTM A370 [17] para las probetas de tracción y ASTM E606 [18] para las probetas de fatiga-corrosión. En la Fig. 1 se muestran las geometrías y las dimensiones de cada una de estas probetas.

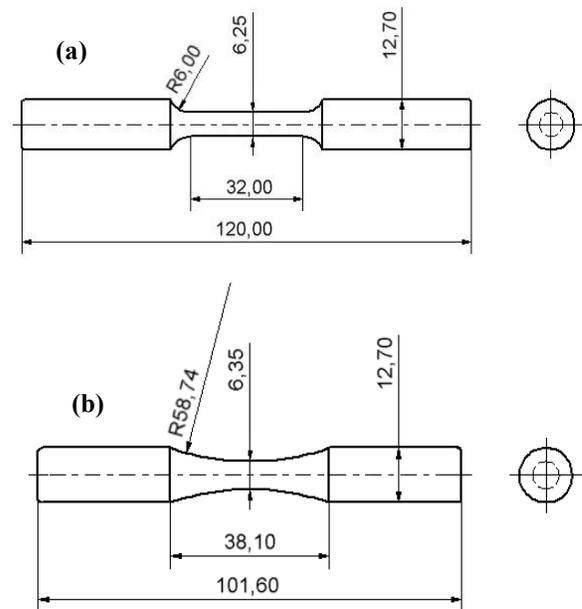


Fig. 1. Geometría y dimensiones de las probetas sometidas a los ensayos de (a) tracción y (b) fatiga-corrosión. Medidas dadas en mm.

Polvos a depositar y condiciones de proyección

Los polvos base níquel empleados en este trabajo, son conocidos comercialmente como Colmonoy 88. Estos polvos son fabricados a través del proceso de atomización, el cual les confiere una geometría cuasi-esférica con un intervalo de tamaño de partículas que varía entre aproximadamente 22-62 μm de diámetro. El Colmonoy 88 está principalmente compuesto por Ni, Cr y W, su composición química nominal en porcentaje en peso es la siguiente: Ni 56,4; W 17,3; Cr 15,0; Si 4,0; Fe 3,5; B 3,0; C 0,8.

Previo a la deposición de los recubrimientos, la superficie de las probetas del material base fue acondicionada para tal fin. Primeramente, se realizó una limpieza cuidadosa para eliminar restos de grasa. Para ello, se empleó una mezcla de solventes orgánicos compuesta principalmente por tolueno, xileno y benceno. Seguidamente, se llevó a cabo el granallado de la superficie del sustrato con partículas de alúmina, de tamaño entre 1 y 3 mm, con la finalidad de aumentar la rugosidad superficial y favorecer el anclaje mecánico del recubrimiento.

La proyección térmica de los polvos base níquel se llevó a cabo empleando una pistola HVOF, marca Praxair-TAFA, modelo JP-5000 con un sistema de boquilla convergente-divergente. La mezcla utilizada para la combustión estuvo compuesta por una combinación de kerosene líquido y oxígeno gaseoso. La Tabla I resume las características de la pistola y las condiciones de deposición de los polvos.

Ensayos de tracción y fatiga-corrosión

La determinación de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas tanto del material base como del sistema recubierto se realizó luego de acondicionar la superficie de los mismos. En primer lugar, se llevó a cabo un desbaste en húmedo empleando papeles de carburo de silicio con la siguiente secuencia dada en mallas: 120, 240, 320, 400, 600 y 1200. Este proceso se realizó

colocando cada probeta en un torno el cual las hizo rotar a una velocidad de 300 rpm.

Tabla I. Características de la pistola y parámetros de deposición de los polvos.

Pistola de proyección térmica	Praxair-TAFA, HVOF JP-5000
Diámetro crítico en la garganta	~ 8 mm
Diámetro en la boquilla	~ 11 mm
Longitud de la boquilla	100 mm
Distancia de rociado	~ 380 mm
Tasa de alimentación de los polvos	~ 1,38 g/s
Intervalo de tamaño de partículas	~ 22-62 μm
Flujo de kerosene	~ $6,22 \times 10^{-3} \text{ l.s}^{-1}$
Flujo de oxígeno	~ 11,40 l.s^{-1}
Presión de kerosene	~ 0,67 MPa
Presión de oxígeno	~ 1,40 MPa
Presión en la cámara de combustión	~ 0,62 MPa

Al mismo tiempo se efectuó el desbaste de la superficie con movimientos cortos en la dirección del eje longitudinal de la probeta. Posteriormente, se llevó a cabo el pulido final de las muestras empleando un paño impregnado en una suspensión de diamante con partículas de ~ 9 μm . La condición superficial final de cada condición fue cuantificada determinando la rugosidad superficial promedio (R_a) haciendo uso de un interferómetro óptico de luz blanca, marca Zygo, modelo New View 200.

Las propiedades mecánicas estáticas fueron evaluadas a través de la realización de dos (2) ensayos de tracción sobre cada condición en estudio, lo cual permitió calcular el valor promedio de: la resistencia a la fluencia, el esfuerzo real a carga máxima y el porcentaje de alargamiento. Estos ensayos se llevaron a cabo en una máquina eléctrica, marca Shimadzu, la cual es controlada por un programa de computadora. La velocidad de desplazamiento del cabezal fue de 2 mm.min^{-1} y la frecuencia de adquisición de los datos de carga-alargamiento fue de 5 ptos.s^{-1} . Los datos de carga-alargamiento obtenidos fueron corregidos debido a que los componentes de la máquina de ensayos mecánicos

involucrados en el sistema de carga sufren una pequeña deformación elástica la cual debe ser sustraída de los datos de alargamiento almacenados por el computador previo a la determinación de las propiedades. Durante la ejecución de los ensayos, también se realizaron observaciones a simple vista de las pruebas para posteriormente identificar la carga a partir de la cual se hacían visibles las grietas en el recubrimiento.

Las propiedades mecánicas dinámicas tanto del material base como del sistema recubierto se evaluaron en una máquina de ensayos de fatiga en flexión rotativa, marca Fatigue Dynamics Inc., modelo RBF-200, en la cual es posible realizar ensayos de fatiga-corrosión bajo un ambiente agresivo, al acoplar una cámara salina suministrada por el fabricante de la máquina. Esta cámara queda ajustada alrededor de la sección de ensayo de la probeta, permitiendo su libre giro, sobre la cual gotea constantemente una solución salina de agua destilada con 3% en peso de NaCl, a una frecuencia de 90 gotas.min⁻¹, para favorecer la corrosión en la sección de menor diámetro. Los ensayos de fatiga-corrosión se hicieron aplicando una relación de carga (R) igual a -1 y una frecuencia de giro de la probeta de 50 Hz.

El comportamiento a la fatiga se evaluó en términos de la resistencia a la fatiga-corrosión de las diferentes condiciones descrita a través de la ecuación de Basquin [19] dada por la siguiente expresión paramétrica simple tipo potencia:

$$\sigma_a = A(N_f)^{-m} \quad (1)$$

donde A y m representan constantes que dependen de las propiedades del material y las condiciones de ensayo. El coeficiente A está relacionado con el coeficiente de resistencia a la fatiga del material y el exponente m representa el exponente de resistencia a la fatiga. Estas constantes son determinadas a partir del ajuste de los datos, de máximo esfuerzo alternante (σ_a) y número de

ciclos a falla (N_f), con la ecuación propuesta por Basquin a través de un método de mínimos cuadrados.

Estudio Fractográfico por MEB

El análisis de las probetas recubiertas ensayadas a fatiga-corrosión se llevó a cabo a través de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) empleando un equipo marca Philips, modelo XL30, equipado con un analizador de elementos químicos por espectroscopía de rayos X por dispersión en la energía (EDS). Los modos de imagen utilizados fueron electrones secundarios y electrones retrodispersados con un potencial de trabajo de 25Kv invariable a diferentes aumentos. Dicho estudio se condujo con el objeto de determinar las características fractográficas y establecer la secuencia de iniciación, crecimiento y propagación de las grietas por fatiga en las muestras recubiertas. Para tal fin se analizaron las superficies de fractura de las probetas ensayadas a fatiga-corrosión con el número de ciclos a falla más cercano a su promedio tanto al mayor como al menor nivel de esfuerzo alternante aplicado. De forma complementaria, se hicieron cortes longitudinales sobre las probetas en las condiciones citadas arriba, con la finalidad de observar grietas paralelas o principales a la superficie de fractura e identificar el origen de las mismas.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Evaluación de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas

Las probetas del material base y el sistema recubierto en la condición de “depositadas” presentan una elevada rugosidad. Por lo tanto, las muestras fueron sometidas a un proceso de pulido con la finalidad de garantizar la disminución de la rugosidad superficial de las mismas y así obtener condiciones superficiales aproximadamente similares para cada condición, que permitieran hacer factible el estudio de las propiedades mecánicas y en particular del desempeño a fatiga. Una vez realizada dicha preparación la rugosidad promedio del material base fue de

$0,03 \pm 0,01 \mu\text{m}$, en la superficie de las muestras recubiertas la R_a fue de $0,11 \pm 0,01 \mu\text{m}$ y el espesor final del depósito fue de $\sim 100 \mu\text{m}$.

En la Fig. 2 se ilustran las curvas de tracción uniaxial obtenidas para el material base y el sistema recubierto. Estas curvas son el resultado de procesar los datos de carga-alargamiento almacenados en el computador durante la ejecución de los ensayos de tracción, ya que los componentes de la máquina de ensayos mecánicos involucrados en el sistema de carga sufren una pequeña deformación elástica la cual debe ser sustraída de los datos de alargamiento almacenados. En las condiciones evaluadas se puede apreciar que se realizaron ensayos por duplicado, los mismos presentan curvas similares indicando que la respuesta mecánica en todos los casos presenta una buena reproducibilidad y baja dispersión.

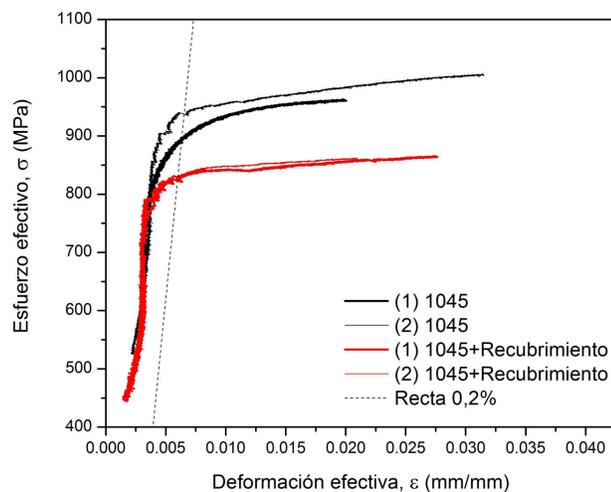


Fig. 2. Curvas de tracción para el material base y el sistema recubierto.

La Tabla II muestra los valores promedio del esfuerzo de fluencia ($\sigma_{0,2\%}$) determinado según la regla del 0,2% de deformación efectiva, el esfuerzo real a carga máxima (σ_{max}) y el % de alargamiento.

Los resultados indican que el material base presenta un $\sigma_{0,2\%}$ de aproximadamente 918 MPa y un σ_{max} de ~ 985 MPa, mientras que las muestras recubiertas tienen un $\sigma_{0,2\%}$ de 830 MPa y un σ_{max} 864 MPa. Por lo tanto, estos valores sugieren que aparentemente la presencia de los

recubrimientos termorrociados promueve una disminución de la resistencia mecánica en el orden 10 % para el esfuerzo de fluencia y de 12 % para el esfuerzo real a carga máxima.

Tabla II. Valores promedio de las propiedades mecánicas estáticas obtenidas a partir de los ensayos de tracción uniaxial para el acero SAE 1045 y el conjunto recubierto.

Condición	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	%Alargamiento
1045	918 ± 30	985 ± 31	$2,6 \pm 0,8$
1045+Recub.	830 ± 2	864 ± 1	$2,5 \pm 0,5$

En cuanto al porcentaje de alargamiento de las muestras recubiertas respecto al material base, se puede observar que el mismo se mantiene esencialmente sin cambio. La disminución en la resistencia a la fluencia y esfuerzo real a carga máxima señalado anteriormente pudiera atribuirse, fundamentalmente, a la forma en que se determina la magnitud de los valores del esfuerzo efectivo (σ), debido a que éste es calculado considerando que el recubrimiento es capaz de acompañar al sustrato en la región plástica.

No obstante, de acuerdo con el examen llevado a cabo a simple vista durante la realización de los ensayos de tracción, se pudo observar que en la superficie de los recubrimientos aparecían grietas circunferenciales cuando se alcanzaban cargas muy cercanas a lo que correspondería en el material base a su esfuerzo de fluencia. Por lo tanto, de acuerdo con esta observación, la disminución aparente encontrada en el sistema recubierto respecto al metal base se debe fundamentalmente al hecho que el área de sección transversal del conjunto recubierto que supuestamente soporta carga durante el ensayo es mayor que la real y por ende las propiedades mecánicas aparentemente son inferiores. Si el recubrimiento fuese capaz de permanecer bien adherido al sustrato hasta el inicio de la fluencia, la resistencia a la fluencia de la muestra recubierta (σ_c) y la del material base (σ_s) se calcularían como:

$$\sigma_c = \frac{P}{\pi/4(D+2t)^2} \text{ y } \sigma_s = \frac{P}{\pi/4D^2} \quad (2)$$

donde P es la carga aplicada, D corresponde al diámetro nominal de la muestra sin recubrimiento y t representa el espesor del recubrimiento.

De esta manera, si se asume un $D = 6,25$ mm y tomando en cuenta los correspondientes esfuerzos de fluencia del material con y sin recubrimiento se encuentra que el espesor del recubrimiento es de ~ 160 μm , lo cual está de acuerdo con el espesor determinado a través de MEB. Así, este cálculo corrobora el hecho que la disminución encontrada en las propiedades mecánicas efectivamente pudiera estar asociada a la delaminación y fractura del recubrimiento durante la deformación elástica del sistema recubierto con lo cual quedaría sólo la sección transversal del sustrato soportando la carga aplicada.

Con relación a los ensayos de fatiga-corrosión realizados utilizando como medio corrosivo una solución de NaCl al 3% en peso, en la Tabla III se presentan los resultados de los valores promedios del número de ciclos a falla en función del máximo esfuerzo alternante aplicado correspondientes a las dos condiciones estudiadas.

Tabla III. Valores promedio del número de ciclos a falla por cada nivel de esfuerzo alternante aplicado, para el material base y el conjunto sustrato-recubrimiento.

σ_a (MPa)	1045	1045+Recubrimiento
250	513.750 \pm 119.451	2.270.100 \pm 831.345
300	291.850 \pm 25.668	1.245.100 \pm 118.004
350	273.280 \pm 64.134	---
358	---	703.650 \pm 115.475
400	122.400 \pm 424	---
420	---	273.900 \pm 102.325
428	113.550 \pm 9.122	---
462	112.300 \pm 19.766	---

Esta Tabla muestra claramente que para las muestras termorrociadas, en el intervalo de esfuerzos alternantes estudiados entre 250 y 420 MPa se produjo un número de ciclos a falla comprendido entre $\sim 2 \times 10^6$ y 3×10^5 ciclos respectivamente. Igualmente, se puede

destacar que para el esfuerzo alternante más bajo aplicado correspondiente a 250 MPa se obtuvo un aumento absoluto en el número de ciclos a falla de las muestras recubiertas por termorrociado respecto al material base de $\sim 1,7 \times 10^6$ ciclos.

En la Fig. 3 se presentan las curvas de Wöhler obtenidas a partir del ajuste por mínimos cuadrados, de los datos experimentales mostrados en la Tabla III, a la expresión paramétrica simple tipo potencia indicada en la ecuación (1). En dicha Figura destaca el hecho que las curvas de resistencia a la fatiga-corrosión de las probetas recubiertas por termorrociado se encuentran más arriba y hacia la derecha respecto a la ubicación de la curva de Wöhler que representa a los datos de las muestras sin recubrir.

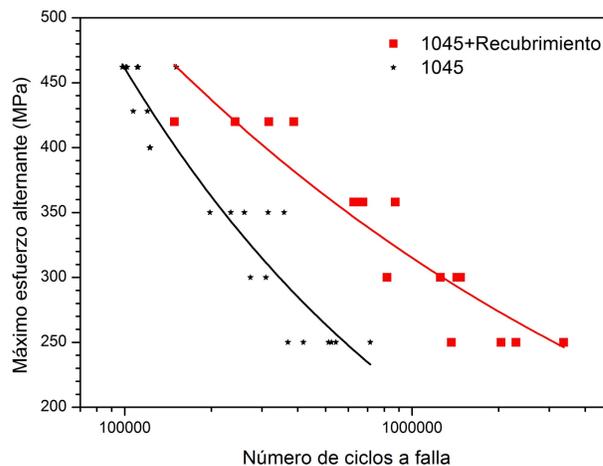


Fig. 3. Número de ciclos a falla en función del máximo esfuerzo alternante aplicado y curvas de Wöhler, para las muestras recubiertas por termorrociado y el material base sin recubrir.

De esta manera, la vida a la fatiga-corrosión del sustrato recubierto con termorrociado muestra un desempeño superior en el intervalo de esfuerzos evaluados respecto a las muestras del material base. En la Tabla IV se resumen los valores de los parámetros A y m involucrados en la ecuación de Basquin para describir el comportamiento a la fatiga-corrosión de las diferentes condiciones en estudio. También se muestra el grado de ajuste de los datos experimentales a dicha expresión por medio del coeficiente de determinación R^2 .

Tabla IV. Parámetros A y m involucrados en la ecuación de Basquin para las diferentes condiciones evaluadas a fatiga-corrosión.

Condición	A , (MPa)	m	R^2
1045	25059 ± 8263	$0,35 \pm 0,03$	0,90
1045+Recub.	5207 ± 1555	$0,20 \pm 0,02$	0,85

En esta Tabla se puede observar que las muestras recubiertas con Colmonoy 88 presentan un exponente de resistencia a la fatiga alrededor de 0,20 mientras que para el acero SAE 1045 este exponente es de $\sim 0,35$.

Una vez determinados los coeficientes de la ecuación de Basquin, se cuantificó el porcentaje de aumento en la vida a la fatiga (% AVF) producido por la presencia del recubrimiento de Colmonoy 88 por medio de la siguiente relación:

$$\%AVF = \frac{N_f^{Conj.} - N_f^{Subst.}}{N_f^{Subst.}} \times 100\% \quad (3)$$

donde el número de ciclos a falla de los conjuntos substrato-recubrimiento ($N_f^{Conj.}$) y el material base ($N_f^{Subst.}$) fueron calculados a partir de la expresión (1) empleando las constantes reportadas en la Tabla IV.

Estos resultados se muestran en la Fig. 4 donde se grafica la variación del porcentaje de aumento en la vida a la fatiga con el máximo esfuerzo alternante aplicado. Dicha gráfica muestra claramente que el incremento en la vida a la fatiga de las probetas termorrociadas respecto al material base ensayadas al más bajo esfuerzo alternante se ubica en 436%. Además, en la medida en que se incrementa el esfuerzo alternante aplicado se puede observar que el porcentaje de aumento en la vida a la fatiga de las muestras termorrociadas tiende a disminuir hasta alcanzar una magnitud de $\sim 90\%$ para el esfuerzo alternante aplicado de mayor magnitud (420 MPa).

Por lo tanto, se pudiera sugerir que el desempeño del sistema está condicionado por la capacidad que presenta el recubrimiento para impedir el libre paso de la solución salina hacia el substrato.

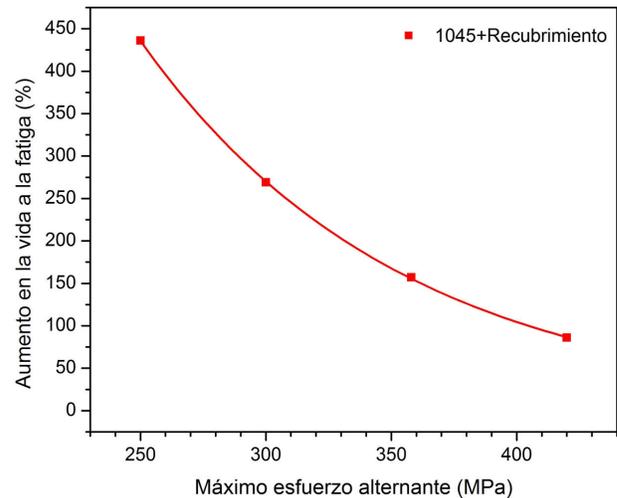


Fig. 4. Cambio del porcentaje de aumento en la vida a la fatiga-corrosión en función del máximo esfuerzo alternante para las muestras recubiertas con Colmonoy 88 respecto a las muestras del material base.

Evaluación de las superficies de fractura del sistema recubierto

Por otro lado, un aspecto interesante de analizar es aquel relacionado con la identificación de los mecanismos que operan en la nucleación y propagación de las grietas de fatiga en el conjunto substrato-recubrimiento. El estudio fractográfico conducido a través de MEB aporta información fundamental en cuanto a la comprensión de la secuencia de agrietamiento y la misma ayudaría a explicar la notable mejora en la vida a la fatiga-corrosión presentada en el sistema recubierto por rociado térmico.

Las Figs. 5 y 6 presentan las vistas generales de las superficies de fractura de las muestras recubiertas, que fueron ensayadas al mayor y menor nivel de esfuerzo alternante aplicado respectivamente. El análisis de estas Fotomicrografías permite, en primer lugar, observar múltiples inicios de grieta ubicados hacia la periferia de las probetas, los cuales pueden ser identificados por la presencia de los múltiples escalones de clivaje que sugieren la intersección de dos frentes de grietas en pleno avance.

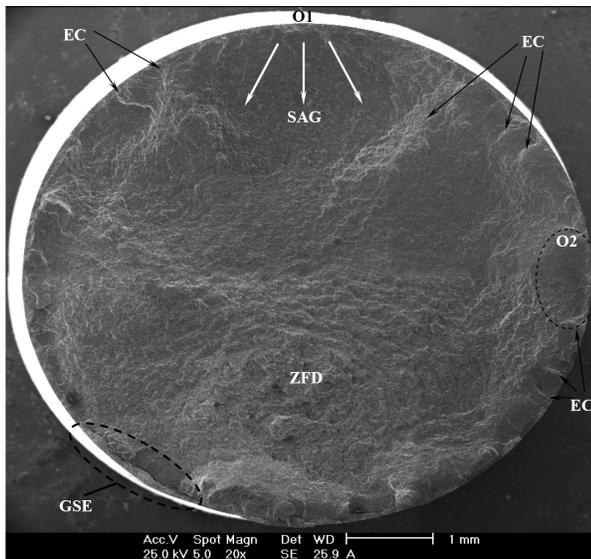


Fig. 5. Fotomicrografía que muestra una vista general de la superficie de fractura del acero recubierto. $\sigma_a = 420$ MPa y $N_f = 387.500$. Se observan múltiples inicios de grietas (O) entre los escalones de clivaje (EC). También se indica el sentido de avance de la grieta (SAG) en el acero sugerido por las marcas de fractura, la zona de fractura dúctil (ZFD) y grietas secundarias a lo largo de la intercara substrato-recubrimiento (GSE).

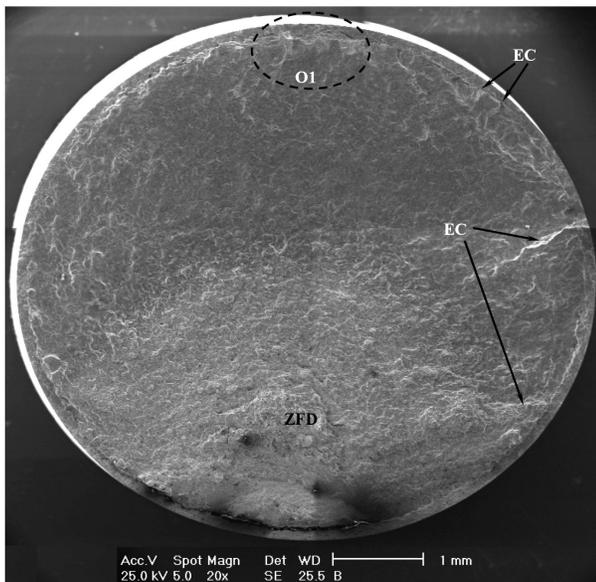


Fig. 6. Fotomicrografía que muestra una vista general de la superficie de fractura del acero recubierto. $\sigma_a = 250$ MPa y $N_f = 3.369.200$. Se observan múltiples inicios de grietas (O) entre los escalones de clivaje (EC). Se aprecia una superficie de fractura más plana en comparación con la probeta ensayada a mayor esfuerzo alternante. La zona de fractura dúctil (ZFD) está desplazada hacia la periferia.

También, se evidencia el hecho que para aquellas probetas ensayadas al menor esfuerzo alternante en comparación con aquellas correspondientes al mayor esfuerzo cíclico, se encontró que el avance de las grietas se produjo en mayor extensión, generando una superficie de fractura relativamente más lisa. Dichas grietas se propagan sobre planos normales al máximo esfuerzo alternante aplicado y se aprecia también claramente que solo una o dos grietas, típicamente ubicadas muy cerca una de otra, han avanzado de manera preferencial, dominando el proceso y consumiendo la sección transversal del acero, mientras que para el caso de las probetas ensayadas al mayor esfuerzo alternante se observaron superficies más rugosas, lo cual sugiere que no necesariamente la propagación de las grietas se dió en un plano normal al eje de aplicación de la carga y la zona de fractura dúctil se encontró ligeramente desplazada del centro de la probeta.

En lo sucesivo se presentan las fotomicrografías obtenidas del estudio realizado sobre cortes normales a las superficies de fractura mostradas anteriormente, es decir en la dirección longitudinal y paralela al eje principal de las probetas cilíndricas. Dicho corte se realizó de manera tal que la superficie de fractura fuese dividida a lo largo de la grieta de fatiga que avanzó en mayor extensión.

Las Figs. 7 y 8 ilustran las fotomicrografías de las probetas ensayadas al mayor y menor esfuerzo alternante respectivamente. En estas Figuras se puede observar tanto el espesor del recubrimiento, la condición de la intercara substrato-recubrimiento y el material base que fue atacado con el reactivo químico Nital al 2% en volumen. Se encontró, al mayor nivel de esfuerzo alternante aplicado que el recubrimiento presenta al menos una grieta primaria que se propagó a través de éste (Figs. 7(a) y (b)) mientras que para el menor esfuerzo alternante dicha observación no fue evidente (Fig. 8(a)). Asimismo, en estas Figuras, se puede observar la delaminación parcial del recubrimiento, particularmente cerca de la superficie de fractura, debido a la propagación de las grietas a través de la intercara

substrato-recubrimiento, siendo ésta de mayor extensión a mayor esfuerzo alternante.

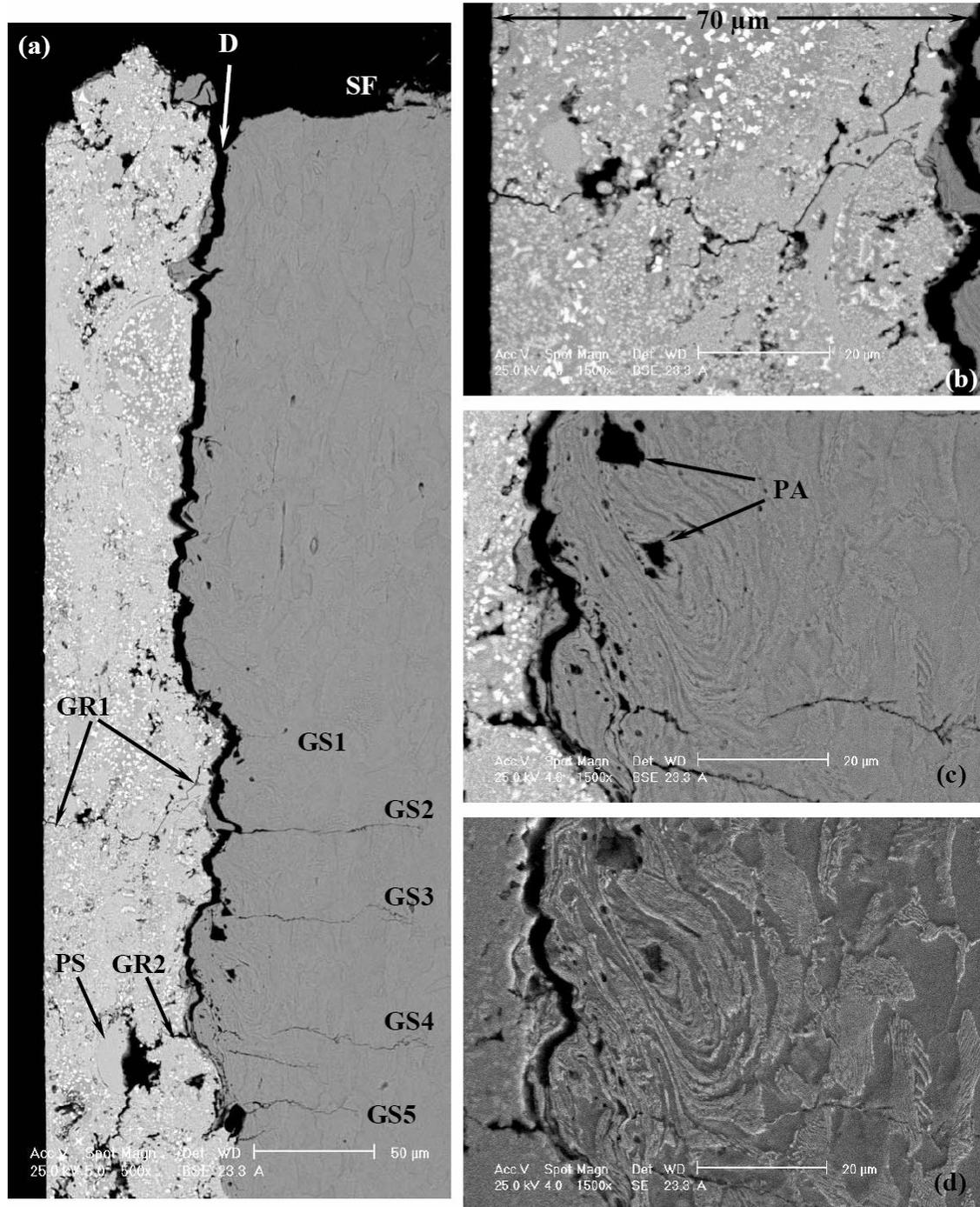


Fig. 7. Fotomicrografías de la sección longitudinal de la probeta presentada en la Fig. 5. (a) Vista general en la que se muestran: delaminación significativa del recubrimiento (D), grietas en el depósito (GR), extenso agrietamiento del sustrato (GS), partículas sin fundir (PS) y presencia de partículas de alúmina (PA) embebidas en la superficie del sustrato el cual ha sido significativamente deformado durante el proceso de granallado. Aumento 500X. (b) Detalle del recubrimiento agrietado identificado como (GR1) en la Fig. (a) con un espesor aproximado $t = 70 \mu\text{m}$. Aumento 1500X. (c) y (d) Detalle de la zona adyacente a la intercara donde se propaga una grieta en el sustrato señalada como (GS3) en la Fig. (a) mostrando la intercara agrietada, partículas de alúmina (PA) y sustrato deformado una extensión aproximada de $20 \mu\text{m}$. Aumento 1500X.

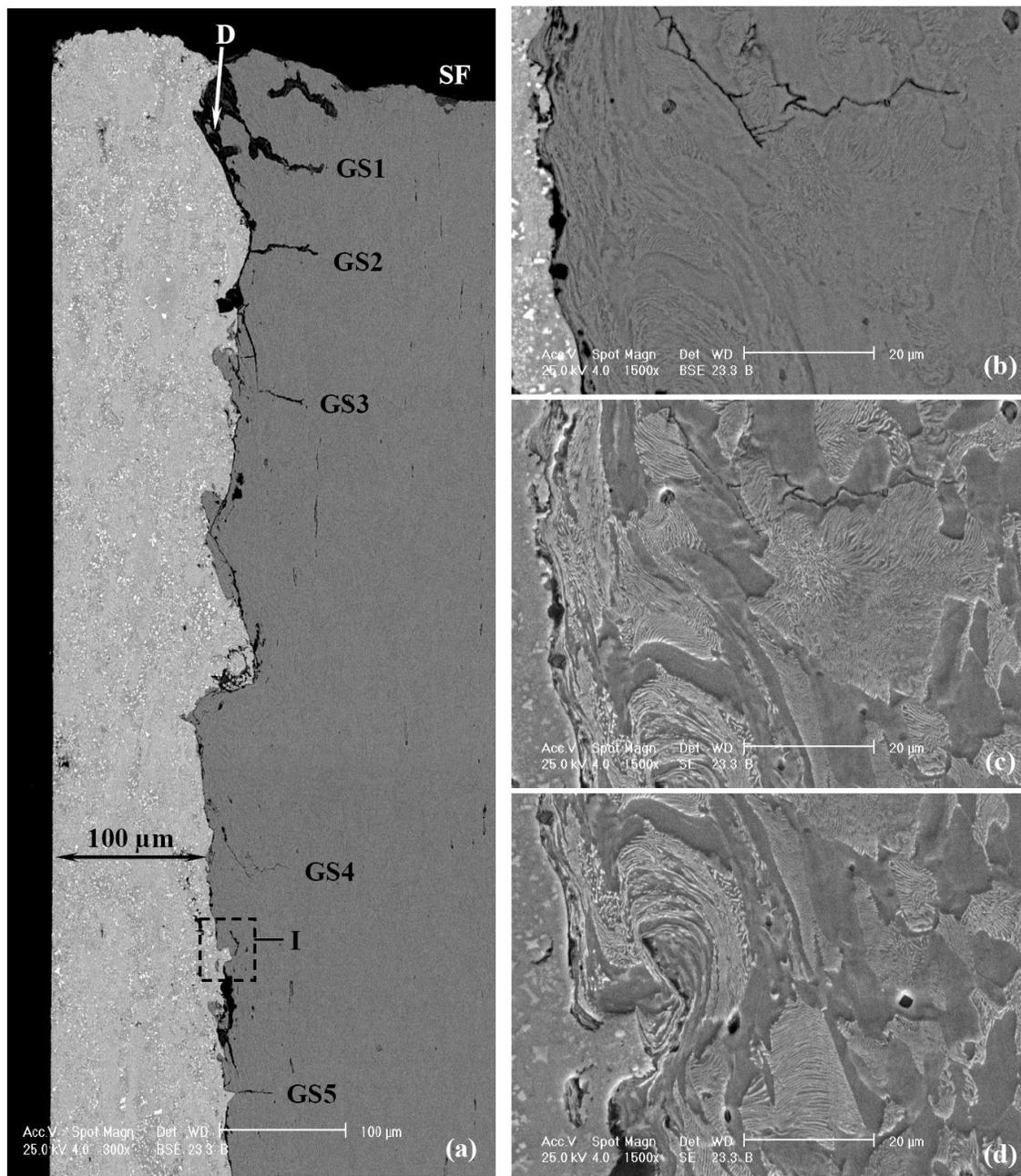


Fig. 8. (a) Vista general de un corte longitudinal correspondiente a la probeta mostrada en la Fig. 6. Existen múltiples grietas primarias en el sustrato (GS) originadas en la intercara aguda e irregular la cual presenta partículas de alúmina. También ocurre delaminación parcial del depósito (D). (b) y (c) Detalles de la intercara y la grieta identificada como (GS4) en la Figura (a). (d) Detalle de la intercara indicada como (I) en la Fig. (a), sustrato deformado en una extensión aproximada de 20 µm.

Adicionalmente, estas Figuras también muestran lo irregular y agudo de la superficie en la intercara sustrato-recubrimiento, encontrándose espacios vacíos y la presencia de partículas de alúmina que funciona como un elevador local de los esfuerzos, condicionando en estas regiones el evento de nucleación y propagación

hacia el interior del sustrato, aunque no de manera exclusiva. Las grietas observadas en el sustrato no siempre coinciden o están alineadas con aquellas grietas observadas en el recubrimiento, sin embargo las primeras presentan una apariencia ramificada (Figs. 7(c) y (d), 8(b) y (c)), lo cual sugiere que la solución salina al 3% en peso

ha sido capaz de penetrar a través del recubrimiento para así atacar al material base y asistir el proceso mismo de propagación de manera transgranular, mientras que en las segundas el avance fue tanto intra-lamelar como inter-lamelar o a través de las partículas no fundidas. En cuanto al origen y propagación de las grietas de fatiga generadas en el recubrimiento, se cree que las mismas parecieran atribuirse esencialmente a defectos superficiales (poros o partículas sin fundir) y/o regiones de cohesión interlamelar limitada (límites de lamelas entre partículas sin fundir) [20].

Por lo tanto, se sugiere que la nucleación de las grietas de fatiga en el recubrimiento se produce principalmente en su superficie externa. Dichas grietas posteriormente se propagarían a través del espesor hasta alcanzar la intercara, dando lugar a la delaminación del recubrimiento y/o pasando directamente al interior del sustrato. Este mecanismo explicaría la mejora en el desempeño a fatiga-corrosión del sistema recubierto incluso a niveles de esfuerzo alternante del orden de 420 MPa y de alguna manera indicaría que el recubrimiento es capaz de contribuir a soportar carga.

Las observaciones anteriores no solamente son soportadas mediante los diferentes estudios fractográficos ya señalados, sino que también encuentran justificación desde un punto de vista racional en las curvas de Wöhler mostradas en la Fig. 3. De esta manera, se podría argumentar que si el recubrimiento no fuese capaz de soportar parte de carga aplicada al conjunto, se produciría su agrietamiento en los primeros ciclos de carga, por lo que el esfuerzo alternante aplicado aumentaría ya que la sección transversal que soporta el momento flector establecido sería de menor magnitud. De esta forma, el ensayo de fatiga-corrosión sería equivalente al del sustrato sin recubrir.

Por último, estos indicios permitirían suponer, como se indicó inicialmente, que el proceso de fatiga-corrosión estaría gobernado por la nucleación de grietas de fatiga en el recubrimiento. Es por ello que a bajos esfuerzos

alternantes la vida a la fatiga del material recubierto es mayor que la del sustrato sin recubrir, ya que el evento de nucleación de la grieta en el recubrimiento se retarda impidiendo que la solución salina pueda actuar sobre el sustrato, mientras que al emplear esfuerzos alternantes más elevados, aunque el recubrimiento todavía es capaz de soportar carga, éste se agrieta a un menor número de ciclos y con ello se reduce el aumento en la vida a fatiga.

CONCLUSIONES

La presente investigación ha permitido evaluar el desempeño mecánico de un recubrimiento de Colmonoy 88 depositados sobre un acero SAE 1045 empleando la técnica de proyección térmica oxígeno-combustible de alta velocidad (HVOF), estableciéndose las siguientes conclusiones: El conjunto sustrato-recubrimiento sometido a los ensayos de tracción uniaxial mostró la capacidad de acompañar al sustrato en el proceso de deformación, permanecer libre de grietas aparentes y mostrar una buena adherencia al sustrato hasta alcanzar un valor aproximadamente igual a la resistencia a la fluencia del conjunto (918 MPa). La resistencia mecánica del sistema recubierto es similar al del sustrato sin recubrir. La presencia del recubrimiento de Colmonoy 88 con un espesor promedio de $\sim 100 \mu\text{m}$ genera un aumento significativo en la vida a fatiga-corrosión que varía entre 90 y 440% en el intervalo de máximos esfuerzos alternantes comprendidos entre 420 y 250 MPa respectivamente, en comparación con las muestras del material base. El estudio fractográfico llevado a cabo por MEB en conjunto con el análisis de las curvas de Wöhler sugieren que el proceso de fatiga-corrosión fue gobernado por la nucleación de las grietas de fatiga en la superficie externa del recubrimiento. El mejor comportamiento a la fatiga-corrosión del sistema recubierto con Colmonoy 88 respecto al metal base sin recubrir fue asociado fundamentalmente a las características que presenta el recubrimiento para comportarse como un elemento capaz de soportar parte de la carga aplicada, resistir el avance de

las grietas por fatiga y funcionar como una barrera efectiva en impedir el libre paso de la solución corrosiva hacia el sustrato.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación se llevó a cabo gracias al financiamiento recibido del Fondo Nacional de Ciencia, Tecnología e Innovación a través de los Proyectos UCV S1-200000642, UCV-F-2001000600 y LAB-97000644, y el Consejo de Desarrollo Científico y Humanístico de la Universidad Central de Venezuela a través de los Proyectos Nos. PI-08-00-5793-2007, PI-08-00-5790-2005 y PG-08-17-4595-2000. E.S.P.C. agradece el apoyo de FONACIT a través del proyecto FONACIT-CNRS PI-2007000923. Además, se agradece profundamente el soporte financiero del Programa de Cooperación de Postgrado (PCP) entre Francia y Venezuela (FONACIT). Finalmente, también se agradece a la empresa Plasmatec Ingenieros C.A. (Guarenas, Edo. Miranda, Venezuela) por realizar la deposición de los recubrimientos.

REFERENCIAS

- [1] Ruggiero P. y Froning M. (2006). “A winning alternative to hard chrome in deep bore applications”. *Advanced Materials & Processes*, August, 12-13.
- [2] Voorwald H.J.C., Souza R.C., Pigatin W.L., Cioffi M.O.H. (2005). “Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel”. *Surface and Coatings Technology*, 190, 155-164.
- [3] Nascimento M.P., Souza R.C., Pigatin W.L., Voorwald H.J.C. (2001). “Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel”. *International Journal of Fatigue*, 23, 607-618.
- [4] Matejcek J. y Sampath S. (2003). “In situ measurement of residual stresses and elastic moduli

in thermal sprayed coatings, Part 1: apparatus and analysis”. *Acta Materialia*, 51, 863-872.

- [5] Fauchais P., Vardelle A., Dussoubs B. (2001). “Quo vadis thermal spraying?”. *Journal of Thermal Spray Technology*, 10, 44-66.
- [6] Sampath S., Jiang X., Matejcek J., Leger A.C., Vardelle A. (1999). “Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I: Case study for partially stabilized zirconia”. *Materials Science and Engineering A*, 272, 181-188.
- [7] Herman H. y Sampath S. (1996). “Thermal sprayed coatings”. Editor: K. H. Stern, Metallurgical and ceramic protective coatings, TWI Press.
- [8] Ibrahim A. y Berndt C.C. (2007). “Fatigue and deformation of HVOF sprayed WC-Co coatings and hard chrome plating”. *Materials Science and Engineering A*, 456, 114-119.
- [9] Sartwell B., Legg K., Zimmerman J., Reynolds M., Drennan A., Gribble J., Magno J., Mason R y Kaltenhauser A. (2006) “Validation of HVOF thermal spray coatings as replacements for hard chrome plating on hydraulic/pneumatic actuators”. *Hard Chrome Alternatives Team (HCAT)*. Washington, July, 23-43.
- [10] Sartwell B.D., Natishan P.M., Singer I.L., Legg K.O., Schell J.D., Sauer J.P. (1998). “Replacement of chromium electroplating using HVOF thermal spray coating”. *Proc. of the 1998 Aerospace/ Airline Plating and Metal Finishing Forum*, San Antonio, TX, March, 97-106.
- [11] Sartwell B., Legg K. y Sauer J. (2003). “Validation of WC/Co and WC/CoCr HVOF thermal spray coatings as a replacement for hard chrome plating on aircraft landing gear”. *U.S. Hard Chrome Alternatives Team (HCAT) and Canadian Hard Chrome Alternatives Team (CHCAT)*. Washington November, 37-60.

- [12] Khaled T. (2002). “A look at hard chrome replacement”. Report # ANM-112N-01-02. Lakewood, CA, January, 1-24.
- [13] Nascimento M. P., Souza R.C., Miguel I.M., Pigatin W.L., Voorwald H.J.C. (2001). “Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel”. *Surface and Coatings Technology*, 138, 113-124.
- [14] McGrann R.T.R., Greving D. J., Shadley J. R., Rybicki E. F., Kruecke T. L., Bodger B. E. (1998). “The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminium”. *Surface and Coatings Technology*, 108-109, 59-64.
- [15] Stokes J. y Looney L. (2004). “Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits”. *Surface and Coatings Technology*, 177-178, 18-23.
- [16] Ahmed R. (2002). “Contact fatigue failure modes of HVOF coatings”. *Wear*, 253, 473-487.
- [17] ASTM A 370-02. (2002). “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products”. *Annual Book of ASTM Standards*.
- [18] ASTM E 606-04. (2004). “Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing”. *Annual Book of ASTM Standards*.
- [19] Basquin O.H. (1910). “The Exponential Law of Endurance Tests”. *Proc. ASTM*, vol. 10, Part II, pp. 625-630.
- [20] La Barbera Sosa, J. G. (2008). “Comportamiento a la fatiga del acero SAE 1045 recubierto con Colmonoy 88 depositado por termorrociado HVOF: Efecto de la Distancia de Rociado”. Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Caracas, pp. 208-210.