

Efecto del tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento de un recubrimiento base níquel depositado por HVOF

P. Cadenas**, M. Rodríguez** y M. H. Staia***

Resumen

En el presente trabajo, se depositó un recubrimiento base níquel sobre un acero AISI 1020 por la técnica de termorrociado de alta velocidad que utiliza oxígeno como combustible (High Velocity Oxygen Fuel - HVOF) y, posteriormente, fue tratado térmicamente mediante llama oxiacetilénica. Para las condiciones evaluadas en este estudio, se encontró que el recubrimiento CTT tiene desde 1,15 veces más resistencia al desgaste, para el menor nivel de carga aplicada y mayor velocidad de deslizamiento y, hasta 50 veces más resistencia al desgaste para el mayor nivel carga aplicada y mayor velocidad de deslizamiento, comparado con el recubrimiento STT. Estos resultados se atribuyeron a una mejor distribución de las fases endurecedoras, una mejor cohesión entre partículas y un aumento en la microdureza del recubrimiento, como consecuencia del tratamiento térmico posterior. El régimen de desgaste presente en todas las muestras fue severo, ya que las tasas de desgaste fueron superiores a $1 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m}$. Se encontró la presencia de los fenómenos de adhesión, oxidación, abrasión de tres cuerpos y deterioro cíclico, compitiendo entre ellos, simultáneamente. En el recubrimiento CTT, el mecanismo de desgaste predominante fue el de adhesión y oxidación, mientras que su contraparte presentó oxidación, micro-corte y abrasión de tres cuerpos.

Palabras clave

Recubrimiento termorrociado. Colmonoy 88. Tratamiento térmico. Llama oxiacetilénica. Resistencia al desgaste.

Effect of the post heat treatment on the sliding wear resistance of a nickel base coating deposited by high velocity oxy-fuel (HVOF)

Abstract

In the present research, a nickel base coating was deposited on an AISI 1020 substrate by using high velocity oxy-fuel technique (HVOF). The coating was subsequently post heat-treated by means of an oxyacetylene flame. For the conditions evaluated in the present study, it was found that the CTT coating has 1,15 better wear resistance for the smaller level of the applied load and nearly 50 times for the highest level of the applied load when compared to the STT coatings. These results have been attributed to a better distribution of the hard phases, better cohesion between particles and an increase in hardness, as consequence of the post heat treatment process. A severe wear regime was found for all the samples since the wear rates presented values which were higher than $1 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m}$. For the CTT coatings, the wear mechanism was mainly due to the adhesion and oxidation phenomena, meanwhile for the steel counterpart mechanisms such oxidation, grooving and three body abrasion were observed.

Keywords

Thermal spray coating, Comonoy 88, heat-treatment, oxyacetylene flame, wear performance.

* Trabajo recibido el día 24 de abril de 2006 y aceptado en su forma final el día 18 de septiembre de 2006.

** Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería.

*** Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela.

1. INTRODUCCIÓN

La técnica de termorrociado de alta velocidad que utiliza oxígeno como combustible (High Velocity Oxygen Fuel - HVOF), ha permitido la obtención de recubrimientos más densos, con mayor cohesión entre partículas y mejor adheridos al sustrato, que ofrezcan una mejor resistencia al desgaste y a la corrosión.

Las altas velocidades y temperaturas de las partículas durante el proceso de deposición, así como su interacción con el flujo de gas que las transporta, son responsables por la alta calidad de estos recubrimientos^[1]. Sin embargo, a pesar de los avances tecnológicos que ha experimentado esta técnica, aún se encuentran problemas asociados con la no-fusión o la fusión parcial de partículas que ocasionan una pobre adhesión, tanto en la interfase sustrato-recubrimiento como en la interfase entre las capas o lamelas que conforman el recubrimiento desmejorándose, así, su resistencia al desgaste.

Debido a su propiedad autofundente y características especiales que brindan las aleaciones base níquel, éstas se utilizan ampliamente como material de alimentación en numerosas aplicaciones que requieren una combinación de propiedades tales como buena resistencia al desgaste y/o a la corrosión, tanto a temperatura ambiente como a elevadas temperaturas^[2 y 3].

Se ha demostrado^[4] que estas aleaciones son capaces de mejorar entre 5 y 10 veces la vida útil de piezas de maquinarias que han sufrido desgaste severo con respecto a las mismas sin la presencia del recubrimiento. Una ventaja adicional de los recubrimientos a base de aleaciones autofundentes de níquel es su respuesta a los tratamientos térmicos post-deposición, que se realizan mediante el uso de llama oxiacetilénica o en un horno eléctrico, y que permiten alcanzar una mejor distribución de las fases presentes, un menor porcentaje de partículas no fundidas y, por ende, un porcentaje menor de poros. Estas características influyen positivamente sobre la integridad del recubrimiento y sus propiedades, tales como la dureza, la resistencia al desgaste así como la resistencia a la corrosión^[5-9].

Se ha demostrado que existen numerosos factores que influyen en el comportamiento frente al desgaste de los distintos materiales. Algunos, como carga apli-

cada, velocidad de deslizamiento, rugosidad superficial y dureza, entre otros, han sido ampliamente evaluados en la literatura^[10]. Los más comunes experimentos a nivel de laboratorio, empleando tribómetros bajo la configuración bola-sobre disco^[5, 6 y 8-10] o anillo sobre disco^[11], han permitido evaluar con éxito estos factores y han contribuido a mejorar su desempeño en servicio mediante la optimización de los procesos de tratamientos térmicos o superficiales.

El objetivo de esta investigación es determinar la influencia del tratamiento térmico posterior mediante el uso de una llama oxiacetilénica sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento y sin lubricación de un recubrimiento de una aleación base níquel. La influencia de la microestructura y la microdureza sobre la resistencia al desgaste y los mecanismos de desgaste serán también evaluados.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

En el presente trabajo, los ensayos de desgaste se realizaron siguiendo la norma ASTM D2714-88, que especifica una configuración "Bloque sobre Anillo", en un tribómetro modelo FALEX N°1, tal como se observa en la figura 1. Para la fabricación de los bloques de geometría rectangular (15,7 mm x 10,2 mm x 6,35 mm) se utilizó un acero AISI 1020 el cual sirvió como material base o sustrato. Los bloques fueron recubiertos con una aleación base níquel conocida comercialmente como Colmonoy 88, cuya composición química se presenta en la tabla 1.

Los bloques, inicialmente, fueron desengrasados con un producto industrial y, posteriormente, fueron sometidos a un proceso de limpieza mecánica con chorro abrasivo, utilizando para ello partículas de alúmina con una granulometría de 320 mesh a una presión de 0,69 MPa, durante 5 min. Finalmente, se realizó una limpieza neumática para eliminar los restos de partículas que pudieran haber quedado sobre su superficie. El recubrimiento se depositó mediante una pistola modelo JP 5000, utilizando parámetros del proceso de termorrociado HVOF recomendados por el fabricante de la aleación Colmonoy 88.

A fin de comparar el efecto del tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento, se realizó, a un grupo de bloques recubier-

Tabla I. Composición química de la aleación Colmonoy 88

Table I. Chemical composition of the Colmonoy 88 alloy

Elemento	Cr	W	B	Si	Fe	C	Ni
%w	15,0	17,3	3,0	4,0	3,5	0,8	56,4

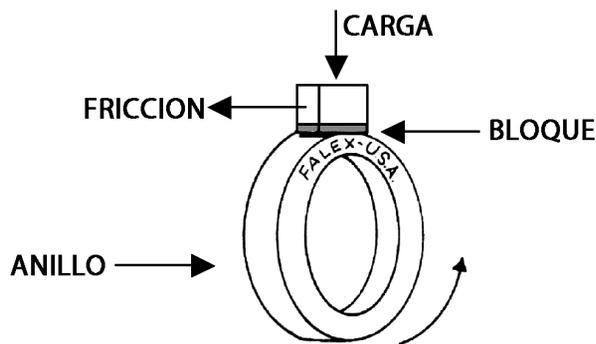


Figura 1. Configuración anillo-bloque.

Figure 1. Block on ring configuration.

tos, un tratamiento térmico superficial con llama oxia-cetilénica durante aproximadamente 3 min, hasta lograr una superficie glaseada, característica de estas aleaciones cuando son sometidas a un calentamiento a temperaturas superiores a los 980 °C.

Para la fabricación de los anillos que constituyen la contraparte (ver Fig. 1) se utilizó un acero para herramientas AISI D-2 bonificado cuya dureza es de 340 HV. Tanto los anillos, como los bloques recubiertos recibieron un acabado superficial con una rectificadora de piedra de diamante, que le impartió una rugosidad promedio uniforme en toda la superficie (R_a) de 0,20 μm .

En este trabajo, los ensayos de desgaste se realizaron empleando una carga normal (F_n) que se varió en cuatro niveles: 44,5, 89, 178 y 267 N, respectivamente. La velocidad de deslizamiento (V), también fue ensayada a cuatro niveles: 0,10, 0,20, 0,40 y 0,50 m/s, permitiendo, así, realizar un diseño de experimentos 2^4 (dos variables a cuatro niveles).

La distancia de deslizamiento (d) se mantuvo en un valor constante de 550 m (5.000 ciclos). Los ensayos se realizaron en aire, a temperatura ambiente (aprox. 26° C) y con una humedad relativa aproximadamente del 60 %. Durante los ensayos, la fuerza de fricción fue constantemente medida por el tribómetro.

Para determinar la influencia del tratamiento térmico sobre la dureza de los recubrimientos y su influencia sobre la tasa de desgaste, se realizaron ensayos de microdureza (según la Norma ASTM E 92-72 para medición de la dureza Vickers) variando las cargas desde 25 g hasta 400 g, con el objeto de determinar la dureza absoluta del recubrimiento aplicando para ello el modelo de Thomas^[12]. El equipo utilizado fue un durómetro, marca Leitz Wetzlar.

La microestructura del recubrimiento en estado como-rociado y tratado térmicamente, así como las superficies desgastadas se analizaron utilizando microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de ba-

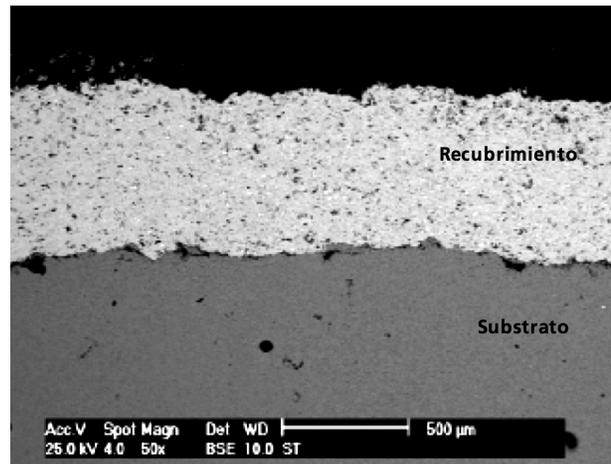


Figura 2. Micrografía de la sección transversal del recubrimiento sin tratamiento térmico.

Figure 2. Cross section photomicrograph of the untreated coated sample.

rido (MEB). Previamente, las muestras se prepararon de acuerdo con los procedimientos convencionales para tal fin.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Evaluación de la microestructura

La figura 2 corresponde a una micrografía realizada en la sección transversal del bloque recubierto sin tratamiento térmico posterior. En esta figura, se puede observar una estructura típica de un recubrimiento depositado por HVOF de aproximadamente 0,5 mm de espesor.

La figura 3 muestra un detalle del recubrimiento en estado como-rociado presentado en la figura 2, en donde se observa una estructura en forma de capas, denominada comúnmente lamelar, en la cual se aprecian algunas partículas semi-fundidas, poros, grietas interlamelares y fases de diferentes tonalidades de gris. También, se pueden notar algunas partículas de segunda fase, brillantes de morfología angular y tipo estrella. Un análisis por dispersión de rayos X (EDS) reveló que las fases grises están compuestas por níquel, como elemento mayoritario, wolframio, hierro, silicio y cromo. Cuanto mayor es el contenido de níquel, el color gris de la fase se torna más oscuro.

Las fases brillantes de morfología angular (enceñadas en un círculo rojo en la figura 3) fueron analizadas mediante EDS (ver figura 4).

El análisis reveló que están formadas por wolframio, cromo y níquel. En trabajos previos^[6 y 13], al realizarse un estudio por difracción de Rayos X, se determinó que estas fases correspondían a boruros, carburos

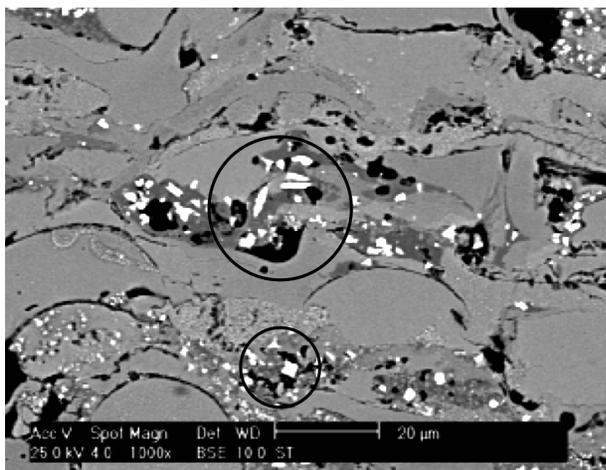


Figura 3. Detalle de la microestructura del recubrimiento sin tratamiento térmico.

Figure 3. Microstructural feature of the untreated coating.

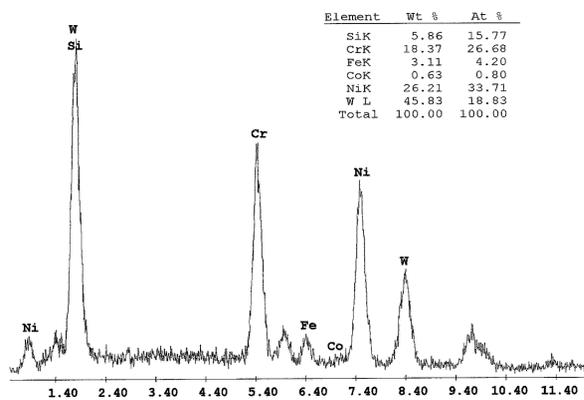


Figura 4. EDS realizado en las partículas brillantes encerradas en círculo rojo en la figura 3.

Figure 4. EDS analysis performed on the shiny particles enclosed in the red circle in figure 3.

y carbo-boruros de cromo-wolframio, respectivamente, embebidas en una matriz de níquel. Esta matriz lucía diferentes tonalidades de grises, debido a variaciones en la composición de níquel.

En la figura 5 se presenta la micrografía del recubrimiento que ha sido tratado térmicamente empleando una llama oxiacetilénica. Como consecuencia de este tratamiento, se puede observar una microestructura homogénea con una mejor distribución de fases sin la presencia de grietas y de partículas sin fundir, con una menor porosidad y, en la cual, no se distingue la estructura lamelar, observada antes del tratamiento térmico.

Los análisis de difracción de Rayos X realizados sobre estas muestras^[6] evidenciaron que el tratamiento térmico no producía cambios apreciables en la com-

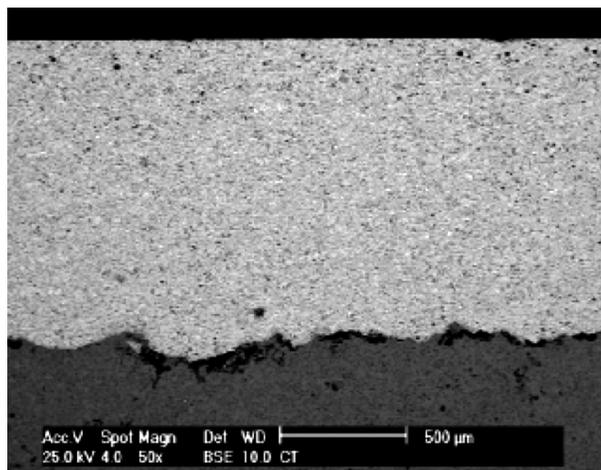


Figura 5. Vista general del recubrimiento tratado térmicamente con llama oxiacetilénica.

Figure 5. General view of the coating heat treated by using oxyacetylene flame.

posición química de las fases. Sin embargo, durante el tratamiento, algunas partículas de segunda fase desaparecían dando lugar a la formación de otras nuevas, producto del proceso de difusión que tiene lugar a alta temperatura. Una mejor distribución de las partículas de segunda fase contribuyó notablemente a un aumento en la dureza del recubrimiento y su resistencia al desgaste por deslizamiento (arreglo bola sobre disco).

3.2. Evaluación de la microdureza

En la figura 6 se representan gráficamente los resultados del ensayo de microdureza en función del inverso de la diagonal de la huella obtenida del ensayo Vickers para obtener, así, las ecuaciones que representan la variación lineal de la dureza absoluta (H_o), en concordancia con el modelo de Thomas^[12]. Se determinó que la dureza absoluta es igual a 671 kg/mm² para el recubrimiento sin tratamiento térmico (STT) y de 772 kg/mm² para el recubrimiento tratado térmicamente (CTT), indicando que para este último el tratamiento térmico produjo un incremento de 13 %.

La figura 6 muestra la dependencia de la dureza con la carga aplicada, y esta variación lineal permite determinar la pendiente, que representa el coeficiente B de la ecuación de Thomas^[12], en cada uno de los casos. La ecuación de Thomas ($HV = H_o + B/L$), se puede expresar, para cada recubrimiento, a través de las siguientes ecuaciones:

$$HV = 671 + 2,59/L \text{ (Recubrimiento STT)} \quad (1)$$

$$HV = 772 + 2,98/L \text{ (Recubrimiento CTT)} \quad (2)$$

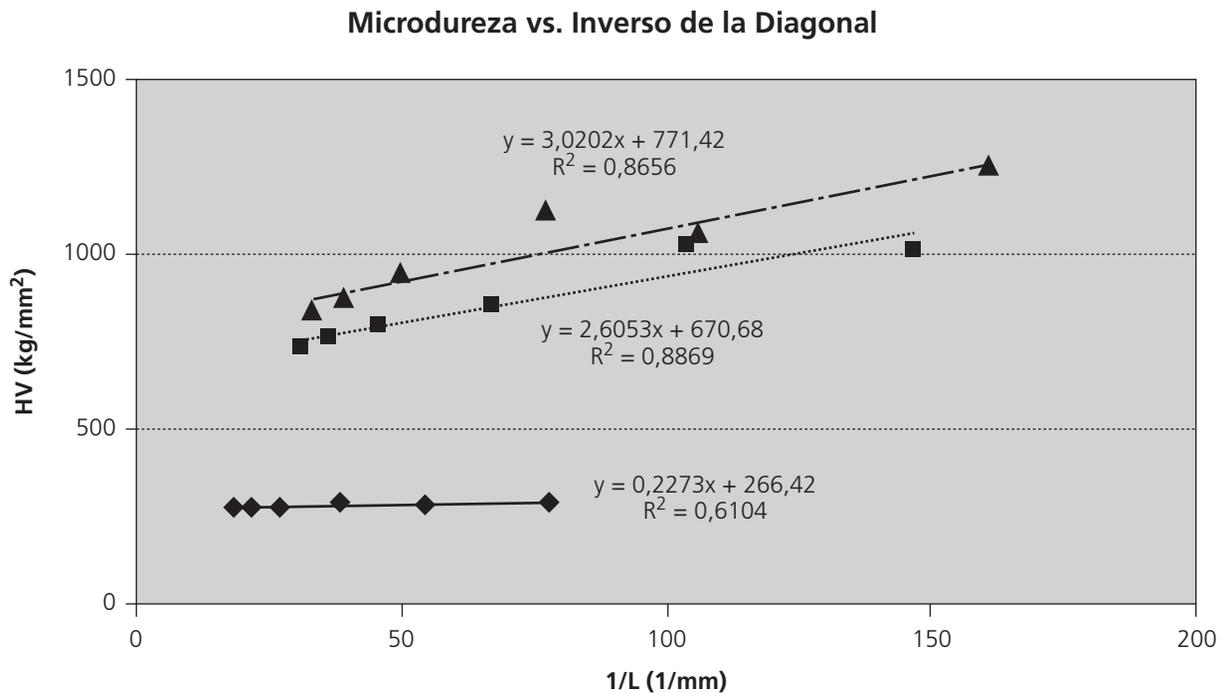


Figura 6. Gráfica de la microdureza Vickers vs. 1/L (diagonal de la huella) para bloques STT y CTT. Leyenda: ◆ Substrato, ■ STT, ▲ CTT, — Substrato, — - CTT, - - - - STT.

Figure 6. Plot of the Vickers microhardness vs. 1/L (the track diagonal) for the STT and CTT blocks.

El incremento en la microdureza del recubrimiento, como consecuencia del tratamiento térmico posterior, podría estar relacionado con varios factores. En primer lugar, con la densificación y disminución de la porosidad del recubrimiento como resultado del calentamiento, lo cual produciría una mayor cohesión entre las lamellas. En segundo lugar, la rapidez con la cual se aplica este tratamiento térmico podría inducir a un proceso de endurecimiento por precipitación y, en este caso, sería la matriz de níquel la que mejoraría su microdureza^[5]. Por último, la mejor distribución de las partículas de segunda fase contribuiría indudablemente a una mejora de la dureza del recubrimiento.

3.3. Evaluación del coeficiente de fricción

Los resultados del coeficiente de fricción, f , se obtienen al dividir la fuerza de fricción, F_s , indicada por el tribómetro entre la fuerza normal, F_n , aplicada a cada muestra de acuerdo con la ecuación (3).

$$F_s = f * F_n \quad (3)$$

En la figura 7 se muestra la dependencia del coeficiente de fricción con la distancia de deslizamiento, para el máximo nivel de carga normal ($F_n = 267$ N) y para el máximo nivel de velocidad de deslizamiento ($V = 0,5$ m/s), tanto para el recubrimiento sin trata-

miento térmico (STT), como para el tratado térmicamente (CTT). El coeficiente de fricción alcanza, para pocos metros de distancia, un valor de 0,2 para el recubrimiento STT y de 0,27 para el recubrimiento CTT. Posteriormente, se observa un incremento brusco en el valor del coeficiente de fricción que corresponde a una distancia de deslizamiento de, aproximadamente, 10 m; de 0,5 para el recubrimiento CTT y de 0,49 para el recubrimiento STT. Este comportamiento puede explicarse por la teoría de adhesión^[14], la cual establece que cuando dos superficies metálicas libres de lubricante entran en contacto tienden a adherirse entre sí, fenómeno que se origina por la presencia de electrones en exceso o por la carencia de electrones en los átomos de las superficies de los metales en la zona de contacto, lo que coincide con el segundo estado del coeficiente de fricción^[15]. Seguidamente, el valor del coeficiente de fricción disminuye alcanzando un valor de 0,41 para las dos condiciones estudiadas (CTT y STT). Este comportamiento, tal como ha sido expuesto^[10 y 16], se debe, principalmente, a la formación de una película de óxido de hierro, que actúa como una capa de lubricante sólido, disminuyendo, así, el coeficiente de fricción.

Un análisis EDS realizado sobre la fase gris oscura señalada en la figura 8 (ver círculo blanco), la cual corresponde a la superficie del bloque CTT desgastado, evidenció la presencia de oxígeno y hierro, lo que

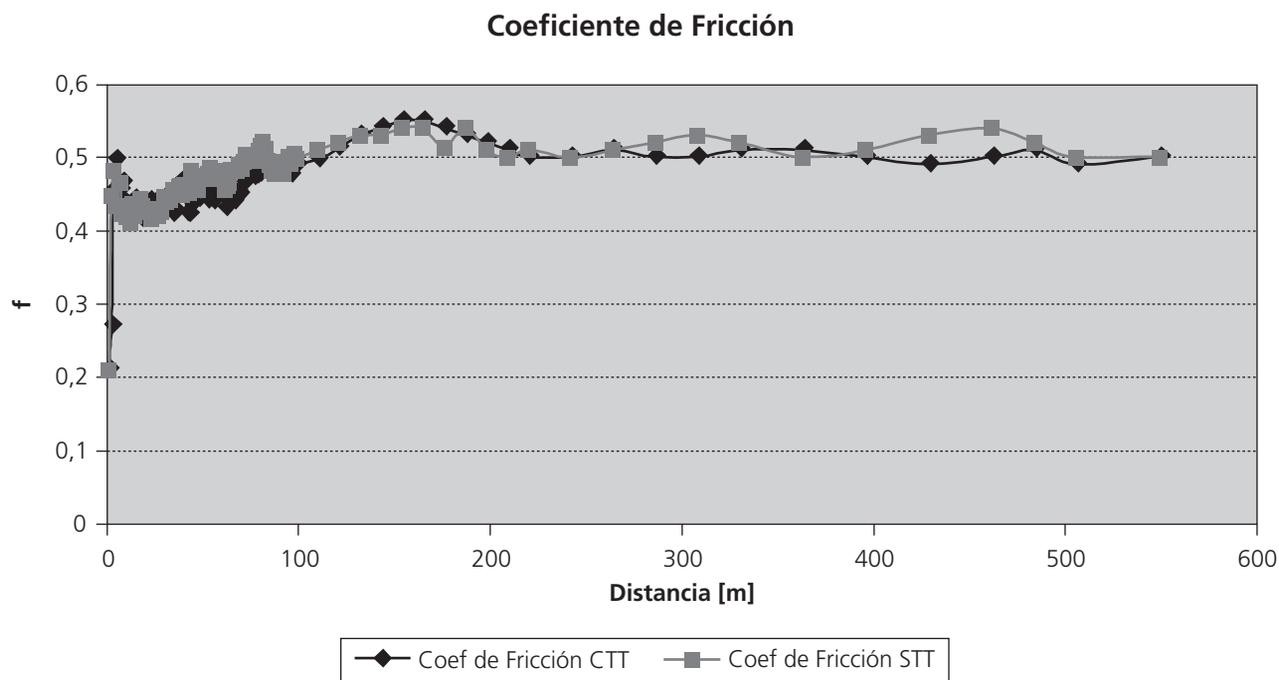


Figura 7. Gráfica coeficiente de fricción vs. distancia de deslizamiento para bloques STT y CTT.

Figure 7. Plot of the friction coefficient vs. the sliding distance for the SST and CTT blocks.

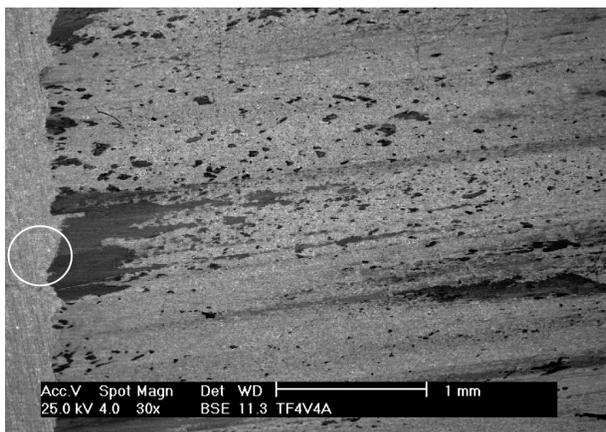


Figura 8. Micrografía de la huella de desgaste indicando la presencia de la película de óxido.

Figure 8. Photomicrograph of the wear track that shows the presence of the oxide film.

corroborar la formación de esta película de óxido. La disminución del coeficiente de fricción ha sido asociada, además, a la presencia de la película de óxido, a la disminución en la cantidad de surcos y asperezas deformadas presentes en el contacto^[7, 10, 14 y 16], como consecuencia del aumento de la temperatura en la superficie que induce una disminución en la resistencia al corte del material, facilitando, así, la ruptura de las uniones adhesivas que se produjeron al inicio del ensayo.

A una distancia de deslizamiento de aproximadamente 30 m se incrementa, nuevamente, el coeficiente de fricción y se puede observar que el coeficiente de fricción del recubrimiento STT es ligeramente mayor que el del recubrimiento CTT. Este comportamiento puede ser debido a que los recubrimientos depositados mediante la técnica de rociado térmico presentan partículas no fundidas, poco cohesionadas, que no ofrecen resistencia a los esfuerzos cortantes, trayendo como consecuencia el desprendimiento y ruptura de las mismas. La fuerza de fricción aumenta ya que estas partículas comienzan a ser deformadas. El incremento del coeficiente de fricción alcanza un máximo de 0,55, a partir del cual desciende, de nuevo, a un valor de 0,50. Este descenso se debe a que estas partículas producto del desgaste sean trituradas y deformadas hasta fragmentarse en partículas de menor tamaño. Finalmente, el coeficiente de fricción permanece estable como consecuencia de un proceso continuo cíclico de regeneración y destrucción de la capa de óxidos.

Se pudo constatar que el coeficiente de fricción se mantuvo alrededor de 0,5, para todos los ensayos, siendo independiente de la carga normal y de la velocidad de deslizamiento aplicada. Este mismo resultado se obtuvo en un trabajo^[6], en el cual se utilizó este mismo recubrimiento en estado como rociado y tratado posteriormente con llama oxiacetilénica, utilizando un tribómetro con configuración bola sobre disco. Estos resultados corroboran la independen-

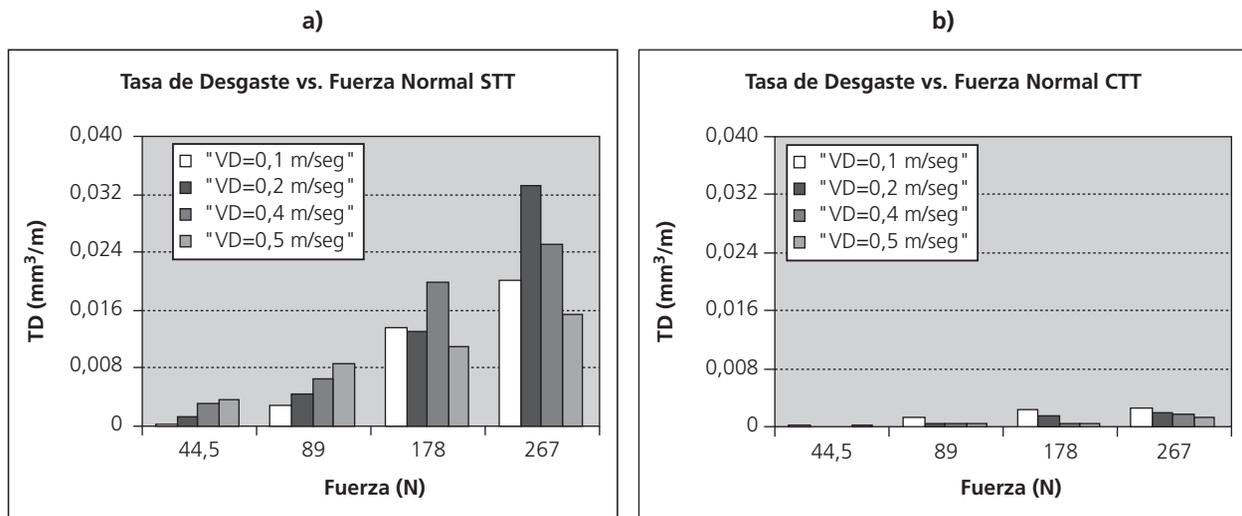


Figura 9. Tasa de desgaste vs. Fuerza normal: a) STT b) CTT.

Figure 9. Wear rate vs. normal load: a) STT b) CTT.

cia del coeficiente de fricción con el área aparente de contacto entre las superficies de fricción.

3.4. Evaluación del desgaste

Las figuras 9a y 9b contienen los resultados de la tasa de desgaste (TD) de los bloques recubiertos con el recubrimiento en estado como-rociado (STT) y con tratamiento térmico posterior (CTT), respectivamente, en función de la carga normal (Fn) para cada velocidad de deslizamiento (VD) estudiada. En estas figuras se observa que la TD aumenta con la carga normal para ambas condiciones estudiadas, lo cual coincide con lo expuesto en la literatura^[10, 12 y 17-19]. Sin embargo, no se observan transiciones en el régimen de desgaste^[20 y 21]. Para los valores de tasas de desgaste obtenidos de 1E-05 [mm³/m] el régimen de desgaste se considera severo. También, se puede observar que la tasa de desgaste para el recubrimiento STT siempre resultó mayor que para el recubrimiento CTT, notándose aún más la diferencia a medida que se aumenta el valor de la carga normal aplicada, es decir, que el recubrimiento CTT tiene, desde 1,15 veces más resistencia al desgaste para el menor nivel de carga aplicada y menor velocidad de deslizamiento (Fn= 44,5 N; V= 0,1m/s) hasta 50 veces más resistencia al desgaste para el mayor nivel carga aplicada y mayor velocidad de deslizamiento (Fn= 267N; V= 0,5 m/s).

La mejora en la resistencia al desgaste, lograda por el recubrimiento sometido al tratamiento térmico posterior, está directamente relacionada con los cambios microestructurales producidos. En un trabajo previo, en el cual se utilizó esta misma aleación^[6], se mostró que

el tratamiento térmico con llama oxiacetilénica, incrementó notablemente la dureza del recubrimiento, aumento que fue atribuido a diferentes factores, tales como una mejor distribución de las fases endurecedoras, mayor densidad y homogeneidad, menor porosidad, como también una mayor cohesión entre las partículas, lo que se traduce en una mayor resistencia a los esfuerzos cortantes producto de la fricción. Resultados similares se encontraron^[8], informándose de un incremento en el módulo de elasticidad y tenacidad de fractura del recubrimiento debido al tratamiento térmico posterior.

En el caso de recubrimiento CTT (Fig. 9b) la resistencia al desgaste disminuye con el aumento de la velocidad de deslizamiento. Se puede observar que para bajas cargas y en condición STT (Fig. 9a) la resistencia al desgaste aumenta con la velocidad de deslizamiento, exhibiendo un comportamiento inusual. Este comportamiento está relacionado con el incremento de la temperatura y el modo de desgaste de la contraparte para cada condición de ensayo. Es indudable que, a medida que se incrementa la velocidad de deslizamiento se incrementa la temperatura superficial debido a que toda la energía cinética se transforma en calor. En estas condiciones, la superficie tiene menos tiempo para transferir calor con el ambiente, lo cual trae como consecuencia un incremento de la temperatura en la superficie de contacto. Este incremento ocasiona una disminución en la resistencia cohesiva de las partículas del recubrimiento STT que, inicialmente, se caracterizó por una muy pobre cohesión y, por lo tanto, contribuye al desprendimiento con mayor facilidad de las partículas debido a la acción cíclica de la fuerza de fricción. A fin de analizar este

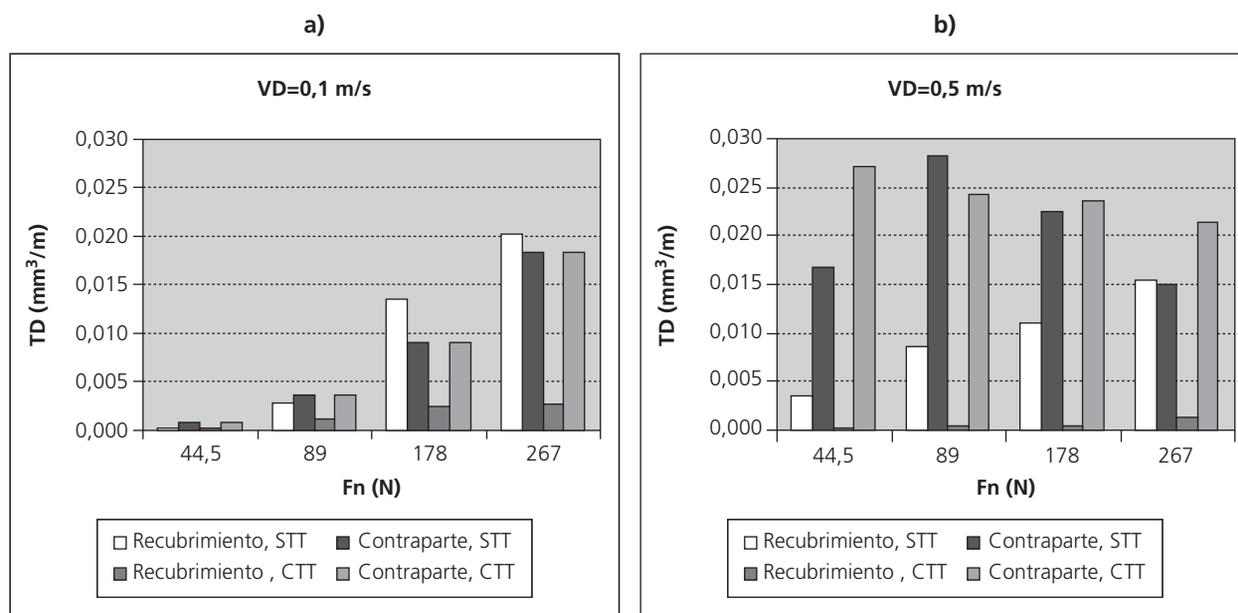


Figura 10. Tasa de desgaste vs. carga normal para los recubrimientos y sus contrapartes: a) velocidad de deslizamiento 0,1 m/s. b) velocidad de deslizamiento 0,5 m/s.

Figure 10. Wear rate vs. normal load for the coatings and their counterparts: a) Sliding speed 0,1 m/s. b) Sliding speed 0,5 m/s.

fenómeno se representarán gráficamente las TD de las contrapartes, así como también se evaluará microestructuralmente el par tribológico.

La figura 10 contiene los resultados de la TD en función de la carga normal para los recubrimientos SST y CSTT y su respectiva contraparte, ensayados a diferentes cargas y a una VD de 0,1 m/s (Fig. 10a) y 0,5 m/s (Fig. 10b), respectivamente. Se puede observar que a bajas cargas, tanto el recubrimiento SST como su contraparte sufren relativamente poco desgaste, pero la contraparte muestra una tasa de desgaste ligeramente superior.

En la Figura 10a se puede apreciar, como era de esperar y discutido previamente, que la tasa de desgaste de los triboelementos aumenta con el aumento en el valor de la carga normal aplicada para los menores niveles de velocidad de deslizamiento ($V = 0,1$ m/s). Sin embargo, para cargas mayores de $F_n = 178$ N, el recubrimiento SST se desgasta más que el anillo, debido al desprendimiento de las partículas del recubrimiento por acción de la fuerza de fricción, lo cual desgasta al recubrimiento por un mecanismo de abrasión de tres cuerpos. Un comportamiento diferente está exhibido por el recubrimiento CSTT el cual, debido al tratamiento térmico aplicado que mejora su integridad, presenta una resistencia al desgaste superior comparada con los recubrimientos en la condición SST. Para estas condiciones de ensayo, el recubrimiento CSTT se desgasta menos que su respectiva contraparte. Cabe destacar que las contrapartes se desgastaron si-

milarmen en los dos casos (SST y CSTT), lo que indica que el tratamiento térmico incrementó la resistencia al desgaste del recubrimiento, pero la contraparte no sufrió un mayor desgaste debido a esta condición.

Para los mayores niveles de velocidad de deslizamiento ($VD = 0,5$ m/s) (ver figura 10b), se encuentra que el recubrimiento SST se desgasta, prácticamente en forma lineal, en función de la carga, mientras que su contraparte tiene un comportamiento más aleatorio y se desgasta considerablemente con respecto al recubrimiento. Igualmente, ocurre con el par tribológico CSTT-anillo, con la diferencia de que el recubrimiento tratado térmicamente, prácticamente, no sufrió desgaste.

A fin de analizar estos resultados, se observó la superficie desgastada del recubrimiento SST ensayado a bajas cargas ($F_n = 44,5$ N) y bajas velocidades de deslizamiento ($VD = 0,1$ m/seg.) empleando la técnica de microscopía electrónica (MEB). La morfología de la superficie se presenta en la figura 11, donde se pueden observar la presencia de una cantidad apreciable de partículas no-fundidas, indicando que el recubrimiento se caracteriza por una mala cohesión (ver flecha indicada con letra A en figura) y, por ende, proporcionará un recubrimiento con una integridad mecánica baja, permitiendo, así, que ocurra su desprendimiento bajo carga (ver flecha indicada con letra B en figura 11a) y su posterior adhesión a la superficie del anillo.

Un análisis semicuantitativo por la técnica de espectroscopía de difracción de Rayos X (EDS) pudo co-

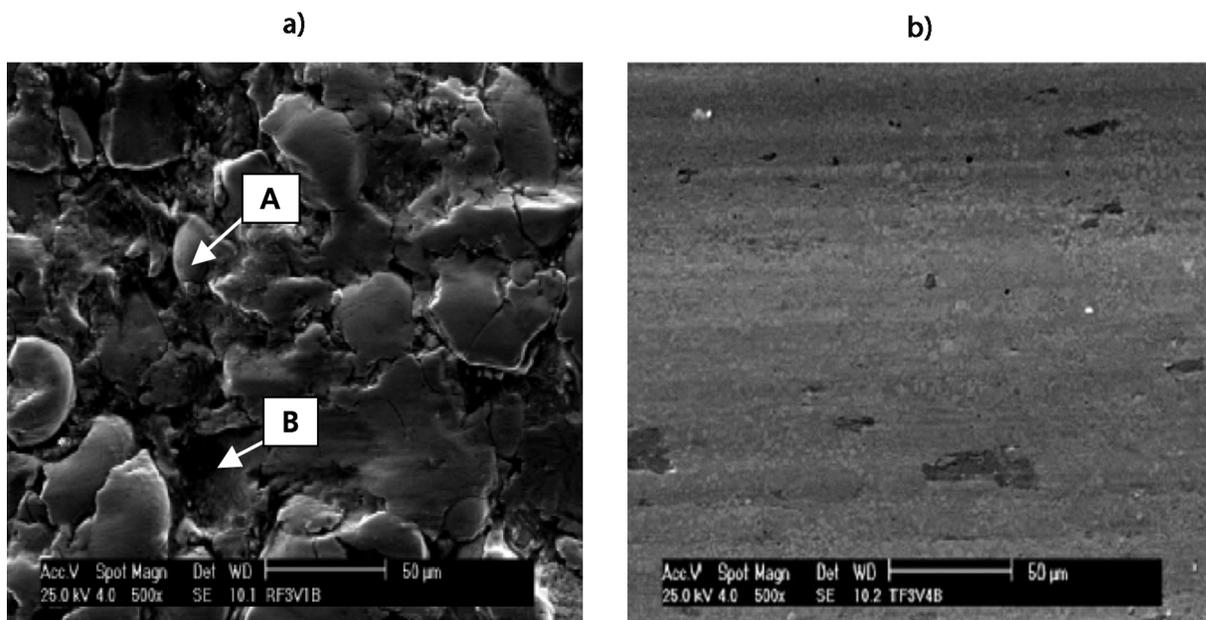


Figura 11. Micrografía indicando la morfología de la superficie desgastada de los recubrimientos: a) STT; b) CTT, ensayados a $F_n=44,5\text{ N}$ y $V=0,1\text{ m/s}$

Figure 11. Photomicrograph that shows the morphology of the wear track for: a) STT; b) CTT, tested for $F_n=44,5\text{ N}$ and $V=0,1\text{ m/s}$.

robstar la presencia tanto de elementos provenientes del anillo o contraparte sobre el recubrimiento, así como también la presencia de elementos provenientes del recubrimiento sobre el anillo, indicando que hubo una transferencia del material desde el recubrimiento hacia el anillo (ver flecha blanca en figura 12b) y viceversa (ver flecha blanca en figura 12a), esta última en menor proporción, lo cual coincide con la menor tasa de desgaste del recubrimiento STT comparado con su contraparte para estas condiciones de ensayo.

Todo esto, parece indicar que, inicialmente, a bajas cargas y bajas velocidades, tanto el recubrimiento como su respectiva contraparte sufren relativamente poco desgaste y el mecanismo de desgaste observado es un mecanismo adhesivo. Un análisis de energía dispersiva de Rayos X (EDX) realizado sobre el material indicado con flecha blanca en la figura 12a, evidenció la presencia de hierro y oxígeno indicando que las partículas adheridas son oxidadas debido a la presencia de oxígeno y al incremento de la temperatura superficial como consecuencia de la fricción. Esto, sugiere, entonces, un mecanismo de adhesión combinado con oxidación.

Tanto en la figura 12a como en la figura 12b se observan unos surcos (indicados por flechas negras en ambas figuras) los cuales indican la presencia de un mecanismo de desgaste por abrasión. Tanto las capas de óxido formadas durante el ensayo como las partículas poco cohesionadas provenientes del recubrimiento debido a un proceso cíclico de aplicación de carga, son endurecidas por deformación hasta que se

fracturan y luego se desprenden como partículas duras promoviendo, así, un proceso de abrasión de tres cuerpos en la superficie del anillo, así como en la superficie del recubrimiento aunque, en este último, en menor proporción debido a su dureza.

En la misma figura 12a se puede observar una grieta de crecimiento perpendicular a la dirección de desgaste (ver círculo negro). Esta grieta, probablemente, se inicia en una huella de desgaste, debido a la carga de contacto, y se propaga bajo el efecto de las cargas cíclicas en dirección perpendicular a la dirección de deslizamiento. El inicio y propagación de estas grietas se ven favorecidos por la fragilidad y baja tenacidad de fractura, característica de estos recubrimientos.

En la superficie desgastada del recubrimiento CTT (Fig. 13a) para la muestra ensayada a bajas cargas y bajas velocidades de deslizamiento, se evidencia una mayor homogeneidad y ausencia de partículas poco fundidas o sin fundir comparada con el recubrimiento STT. Esto, corrobora el mejor comportamiento ante el desgaste por deslizamiento que presentaron los recubrimientos CTT debido al incremento en su cohesión y dureza superficial, ambos, logrados como consecuencia del tratamiento térmico posterior. En este caso, el mecanismo de desgaste predominante en el recubrimiento es el de adhesión del material de la contraparte, lo cual puede apreciarse en la figura 13a (las flechas señalan las partículas de óxido adheridas a la superficie del bloque). El material adherido al bloque o recubrimiento, igual que en el caso anterior, se oxidará se deformará plásticamente y se endu-

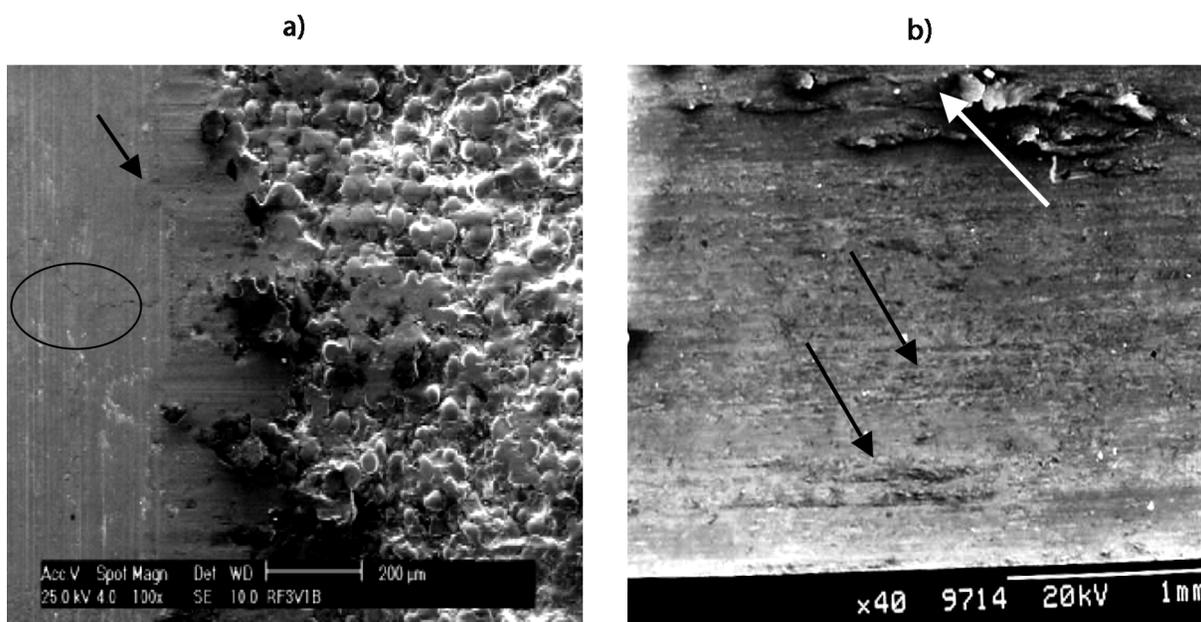


Figura 12. Superficie desgastada ensayadas con una $F_n = 44,5N$ y $V=0,1$ m/s: a) Recubrimiento STT b) Anillo contraparte.

Figure 12. Wear track surface tested for $F_n = 44,5$ N and $V = 0,1$ m/s: a) STT coating b) Ring counterpart.

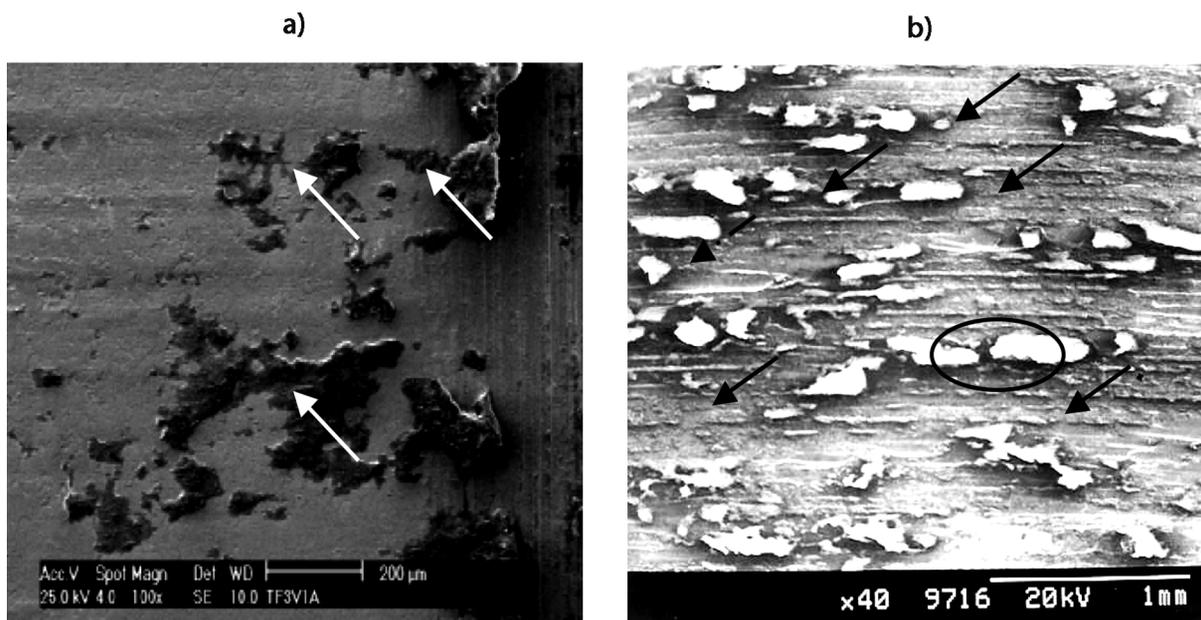


Figura 13. Superficie desgastada ensayadas con una $F_n = 44,5N$ y $V=0,1$ m/s: a) Recubrimiento CTT b) Anillo Contraparte.

Figure 13. Wear track surface tested for $F_n = 44,5$ N and $V = 0,1$ m/s: a) CTT coating b) Ring counterpart.

recerá, pero estas partículas no desgastarán considerablemente al recubrimiento tratado debido a su mayor dureza y cohesión entre partículas. El anillo, entonces, se desgastará, preferentemente, por el mecanismo de abrasión. Este fenómeno puede ser observado en la figura 13b, en la cual se nota la presencia de una gran cantidad de surcos profundos o valles y mesetas, indicadas por las flechas negras.

También, se observan partículas del recubrimiento embebidas en el anillo que fueron deformadas durante el proceso de desgaste, pero que permanecieron hasta el final del ensayo sin ser totalmente removidas (ver partículas blancas encerradas en círculo negro) formando una nueva superficie con una mayor resistencia al desgaste. La presencia de estas partículas impidió que ocurriera el desgaste del par tribológico.

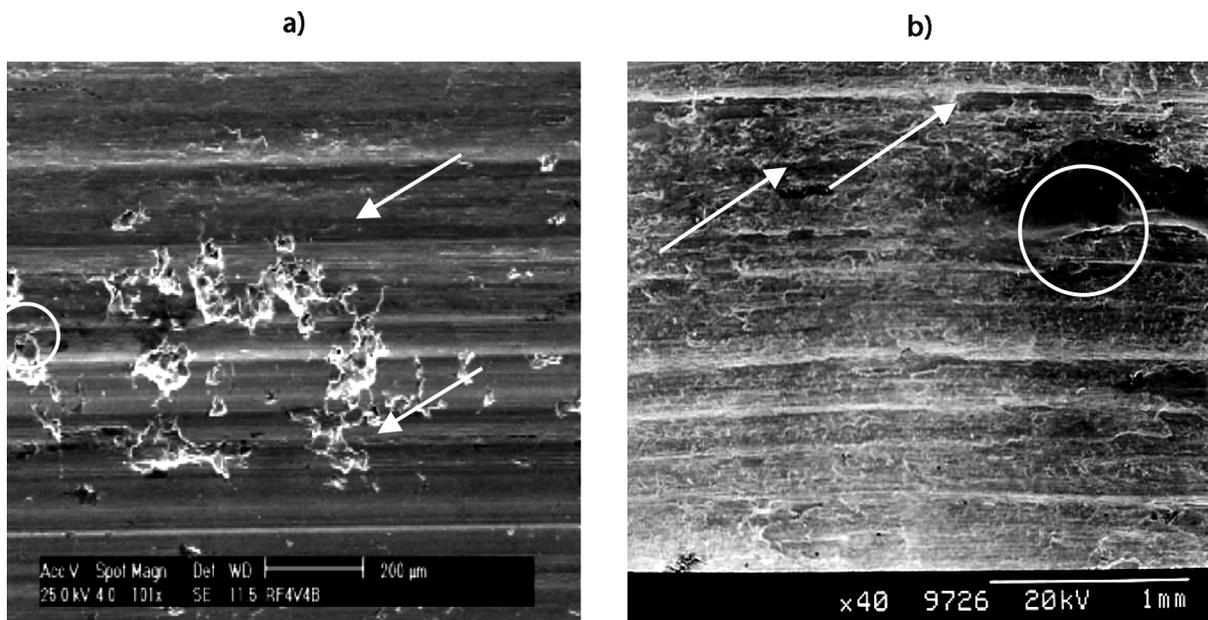


Figura 14. Superficie desgastada ensayadas con una $F_n = 267\text{ N}$ y $V=0,5\text{ m/s}$ a) Recubrimiento STT b) Anillo contraparte.

Figure 14. Wear track surface tested for $F_n = 267\text{ N}$ and $V = 0,5\text{ m/s}$: a) STT coating b) Ring counterpart.

gico por el mecanismo de abrasión de tres cuerpos. Las microgrietas encontradas en el recubrimiento STT no fueron tan evidentes como en el recubrimiento CCT tratado térmicamente, lo cual estaría relacionado con el incremento en la tenacidad y módulo de elasticidad de la matriz del recubrimiento como consecuencia del tratamiento térmico posterior^[6 y 8].

Se puede concluir, entonces, que los mecanismos de desgaste presentes en las superficies desgastadas de los recubrimientos STT y su respectiva contraparte (anillos) para los menores niveles de carga normal y menor velocidad de deslizamiento, fueron adhesivo, oxidativo, abrasivo y deterioro cíclico, compitiendo simultáneamente entre ellos. Sin embargo, en el caso del recubrimiento CTT, los mecanismos de desgaste predominantes fueron el adhesivo, oxidativo y de abrasión, este último en mucho menor grado, mientras que su contraparte sufrió principalmente desgaste adhesivo, oxidativo y predominantemente abrasivo de tres cuerpos.

Si observamos la figura 14a, correspondiente al recubrimiento STT ensayado a altas cargas y velocidades de deslizamiento relativamente elevadas, podemos apreciar que el mecanismo predominante fue el de abrasión, evidenciado por la serie de surcos, indicados con flechas blancas en la superficie del recubrimiento STT y su respectiva contraparte.

A través de análisis EDS realizado en partícula encerrada en círculo blanco en figura 14a, se detectó contaminación con hierro y oxígeno lo cual sugiere que hubo desgaste por los mecanismos de adhesión y

oxidación, pero éste último fue menos apreciable comparado con el recubrimiento ensayado a bajas cargas y bajas velocidades de deslizamiento.

Es de hacer notar que los surcos existentes en la superficie de los anillos (ver flechas blancas en figura 14b) presentan una morfología alargada y se presentan deformados debido al calor generado por la fricción. Igualmente, se observan zonas planas (indicadas con el círculo blanco en la figura 14b), las cuales aparecen deformadas plásticamente debido a que, al aplicar cargas normales relativamente altas, el esfuerzo cortante se incrementa, lo cual conlleva a una mayor deformación plástica. Además, el área de contacto también se incrementa, lo que permite una mayor interacción y adhesión entre el recubrimiento y su contraparte. La fuerza de fricción, el calor generado en la superficie de la misma y el menor tiempo para disipar el calor cuando se utilizan altas velocidades de deslizamiento, son los responsables por el ablandamiento térmico del material de los anillos.

Comparada con la superficie desgastada del recubrimiento STT, la superficie desgastada del recubrimiento CTT (Fig. 15 a) presenta una menor cantidad de surcos paralelos a la dirección de deslizamiento, indicando una menor remoción de material por un proceso de micro corte y abrasión. Es probable que los cambios microestructurales que ocurrieron durante el tratamiento térmico posterior e indujeron una mejor cohesión interlamelar, una mayor densidad y dureza del recubrimiento, sean los responsables, por la disminución de la tasa de desgaste del bloque CTT

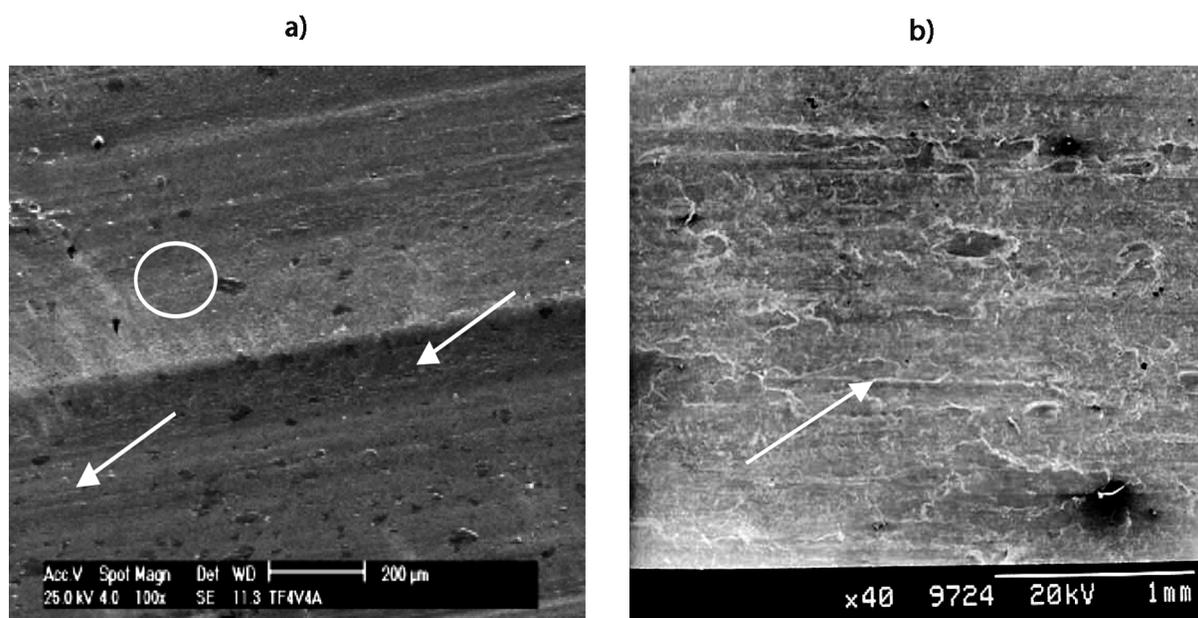


Figura 15. Superficie desgastada ensayadas con una $F_n = 267\text{ N}$ y $V=0,5\text{ m/s}$: a) Recubrimiento CTT b) Anillo contraparte

Figure 15. Wear track surface tested for $F_n= 267\text{ N}$ and $V= 0,5\text{ m/s}$: a) CTT coating b) Ring counterpart.

en, aproximadamente, un orden de magnitud comparada con el recubrimiento STT para bajas cargas y bajas velocidades de deslizamiento.

4. CONCLUSIONES

La microestructura y la resistencia al desgaste por deslizamiento de un recubrimiento base níquel, con y sin tratamiento térmico posterior, fueron evaluados a fin de investigar el efecto del tratamiento térmico mediante llama oxiacetilénica, como un mecanismo para mejorar la resistencia al desgaste. Para las condiciones evaluadas en este estudio se determinó que el recubrimiento CTT presenta 1,15 veces más resistencia al desgaste, para el menor nivel de carga aplicada y menor velocidad de deslizamiento, y hasta 50 veces más resistencia al desgaste para el mayor nivel carga aplicada y mayor velocidad de deslizamiento comparado con el recubrimiento STT. Estos resultados se atribuyeron a una mejor distribución de las fases endurecedoras, mejor cohesión entre partículas y un aumento en la dureza del recubrimiento (aproximadamente un 13 %) como consecuencia del tratamiento térmico posterior al proceso de deposición. El régimen de desgaste presente en todas las muestras fue severo, ya que las tasas de desgaste fueron superiores a $1\text{E}-05\text{ mm}^3/\text{m}$. Los mecanismos de desgaste encontrados en la superficie desgastada del recubrimiento STT y su contraparte fueron mixtos: adhesión y oxidación, abrasión de tres cuerpos y deterioro cíclico, compitiendo entre ellos simultáneamente. En el recubrimiento CTT, el mecanismo de

desgaste predominante fue el de adhesión-oxidación, mientras que su contraparte presentó oxidación, micro-corte y abrasión de tres cuerpos.

REFERENCIAS

- [1] J. MATEJICEK, S. SAMPATH, GNAEUEPHEL-HEROLD. Y H. PRASK, *Proc. ITSC 2000, Thermal Spray Conference, Montreal, Canada, 2000*, pp. 351-354.
- [2] WEI-MIN ZHAO, YONG WANG, LI-XIANG DONG, KAI -YUAN WU Y JIN XUE, *Surf. Coat. Technol.* 190 (2005) 293-298.
- [3] G. FILLION, *Welding Journal* 78, (1994) 365-368.
- [4] P. PISACKA Y P. CHRASKA, *Proc. ITSC 2000, Thermal Spray Conference, Montreal, Canada, (2000)* 449-469.
- [5] D. GUO, *Surf. Coat. Technol.* 73 (1995) 73-78.
- [6] M. RODRIGUEZ, Trabajo de Maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales, (2002), Universidad Central de Venezuela, Venezuela.
- [7] L. GIL, M. RODRÍGUEZ Y M. H. STAIA, *J. Thermal Spray Technol.* 11 (2002) 95-99.
- [8] V. STOICA, R. AHMED Y T. ITSUKAICHI, *Surf. Coat. Technol.* 199 (2005) 7-21.
- [9] E. FERNANDEZ, M. CADENAS, R. GONZALEZ, C. NAVAS, R. FERNANDEZ Y J. DAMBORENEA, *Wear* 259 (2005) 870-875.
- [10] G. CASTRO-REGAL, A. FERNANDEZ-VICENTE Y M. A. MARTINEZ, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 212-219.

- [11] G. MUÑIZ, A. CONDE, B.J. FERNÁNDEZ, R. VARELA Y J. DE DAMBORENEA, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 443-451.
- [12] A. THOMAS, *Surf. Eng.* 3 (1987) 117-122.
- [13] LINDA GIL Y M.H.STAIA, *Surf. Coat. Technol.* 120-121 (1999) 423-429.
- [14] D. TABOR, *Proc. Inst. M&E. Engr.* 181 (1966-67) 236-237.
- [15] L. SAMUELS, E. DOYLE Y E. TURLEY, *Fundamentals of Friction and Wear of Materials* (Ed. D.A. Rigney), ASM, Materials Park, OH, EE. UU., 1981, pp. 13-41
- [16] T. QUINN, D. ROWSON Y J. SULLIVAN, *Wear* 65 (1980) 1-20.
- [17] E. BORGIOLI, F. GALVANETTO, T. GALLIANO, T. BACCI, *Wear* (2005) (in press).
- [18] J. ARCHARD, *J.Appli Physics* 24 (1953) 981-988
- [19] F. BOWDEN Y D. TABOR, *The friction and lubrication of solids*, Clarendon Press, 2, Inglaterra, (2001) pp. 285-287.
- [20] J. ARCHARD, "Wear theory and mechanisms" *Wear Control Handbook*, New York, American Society of Mechanical Engineers, 1980, pp. 35-80.
- [21] N. WELSH, *Philosophical Transaction of Royal Society* 257 (1965) 31-50.
- [22] Y. WANG, I. LEI Y J. LIU, *Wear* 231 (1999) 1-37.