Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **29** (2): 135-150

DESGASTE DE RECUBRIMIENTOS WC-Co-NiCrBSi TRATADOS TÉRMICAMENTE

María de los A. Rodríguez [1], Linda Gil [2], Rafael Pérez [1], Salvador Ferrara [1]*

1: Escuela de Ingeniería Mecánica, Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela.
2: Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad Nacional Politécnica (UNEXPO), Puerto Ordaz, Venezuela.

** E-mail: m.rodriguez.ucv@gmail.com*

Recibido: 20-Feb-2008; Revisado: 12-Oct-2009; Aceptado: 22-Oct-2009
Publicado On-Line: 21-Dic-2009
Disponible en: *www.rlmm.mt.usb.ve*

Resumen

Los recubrimientos WC–Co depositados por rociado térmico son utilizados comúnmente en aplicaciones industriales en las cuales alta resistencia al desgaste es requerida. Sin embargo, los recubrimientos obtenidos por estas técnicas son susceptibles de presentar ciertos problemas como lo son: partículas no fundidas o semi-fundidas, pobre adhesión al substrato, baja cohesión entre partículas y otros defectos que pueden afectar el comportamiento del recubrimiento. Este trabajo tiene como propósito investigar el efecto del tratamiento posterior mediante el uso de una llama oxiacetilénica, sobre la resistencia al desgaste de un recubrimiento WC-Co-NiCrBSi depositado, mediante la técnica de alta velocidad oxígeno-combustible (HVOF), sobre un substrato de acero AISI 1020. La resistencia al desgaste de los recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior fue evaluada a través de ensayos de erosión, abrasión y deslizamiento con arreglo bola sobre disco. Se determinó que la resistencia a la abrasión del recubrimiento tratado térmicamente aumentó en un 67% comparado con la muestra sin tratamiento, lo cual puede ser atribuido a una menor porosidad, endurecimiento de la matriz y mejor cohesión entre las partículas, otorgadas por el tratamiento térmico. Sin embargo, la aplicación del tratamiento térmico posterior mediante llama oxiacetilénica, no mejoró significativamente la resistencia al desgaste erosivo ni la resistencia al desgaste por deslizamiento. La dureza del recubrimiento obtenida por técnicas de microindentación no sufrió una variación apreciable como consecuencia del tratamiento térmico.

Palabras Claves: *HVOF, Cermet, WC-Co-NiCrBSi, Tratamiento térmico posterior, Erosión, Abrasión, Desgaste por deslizamiento.*

Abstract

The thermal sprayed WC-Co coatings are commonly used in industrial applications in which wear resistance is needed. Nevertheless, the coatings often present certain problems like not melting or semi-molten particles, poor adhesion to the substrate, low cohesion between particles amongst each other, which could affect the behavior of the coatings. The aim of this work is to investigate the effect of the oxyacetylene flame post heat treatment on the wear resistance of a WC-Co- NiCrBSi coating thermally sprayed using a high velocity oxy-fuel (HVOF) process on an AISI 1020 steel substrate. The wear behavior of the coatings with and without post heat treatment was evaluated by erosion test, rubber wheel tests and pin-on-disk tests. It was determined that the abrasion resistance of the post heat treated coatings increased 67% compared with the sample without treatment, which could be attributed to a less porosity, matrix hardening and better cohesion between the hard particles produced by the flame post heat treatment. Nevertheless, the erosive and sliding wear resistance did not improve significantly with the application of the post heat treatment. The coating's microhardness did not change appreciatively as a consequence of post heat treatment.

Keywords*: HVOF, cermet, WC-Co-NiCrBSi, Post heat treatment, Erosion, Abrasion, Sliding wear.*

1. INTRODUCCIÓN

Los recubrimientos cerámico-metálicos conocidos comúnmente como cermets, se utilizan ampliamente en aplicaciones en las cuales se requiere buena resistencia al desgaste. Dentro de estos materiales los más utilizados son los carburos de tungsteno (WC-Co) debido a las excelentes propiedades tribológicas que estos materiales exhiben las cuales son atribuidas a su buena adhesión al substrato, buena cohesión, baja porosidad, baja tendencia a formar fases frágiles y alta dureza [1-3]. Además, la tenacidad otorgada por la matriz que puede ser de Co, CoCr, Ni o NiCrBSi, conforman sistemas que no solamente son duros sino tenaces, haciéndolos atractivos para numerosas aplicaciones industriales. Las características microestructurales que más

afectan la resistencia al desgaste de los recubrimientos tipo cermet son: el tamaño, forma, distribución, fracción volumétrica y dureza de las fases duras así como también la dureza de la matriz [4-6]. Liao *et al*. [6] reportaron que la resistencia a la abrasión de recubrimientos WC-Co estaba altamente influenciada por la cohesión entre las fases duras y la cohesión de éstas con la matriz. Por su parte, Kulu *et al*. [7] concluyeron que la porosidad juega un papel relevante en la resistencia a la erosión.

Los recubrimientos tipo cermet son generalmente depositados por técnicas de rociado térmico ya que estos procesos ofrecen un método efectivo y relativamente económico para proveer buena resistencia al desgaste sin comprometer otros atributos del componente. Uno de los procesos más adecuados para depositar estos materiales es el rociado térmico de alta velocidad oxígeno combustible (HVOF) debido a las altas velocidades y bajas temperaturas que esta técnica le otorgan a las partículas, lo cual da como resultado una menor descomposición del WC durante la deposición del recubrimiento [8-10].

Sin embargo, los recubrimientos obtenidos por rociado térmico son susceptibles de presentar ciertos problemas como lo son: partículas no fundidas o semi-fundidas, decarburización, porosidad, pobre adhesión al substrato entre otros, que pueden afectar el comportamiento del recubrimiento [11]. Una alternativa para solventar estos problemas sería modificar los parámetros de rociado, pero podría ocasionar mayor número de partículas no fundidas y baja cohesión, lo cual también podría deteriorar las propiedades del recubrimiento [8]. En buena medida estos problemas pueden ser solventados a través de diferentes tratamientos térmicos posteriores [8,12-14], los cuales son capaces de promover una mejor cohesión entre partículas y mejorar la adhesión substrato-recubrimiento, disminuir la porosidad, producir transformaciones de fase y formación de otras fases, generar esfuerzos compresivos, homogeneizar el recubrimiento, lo cual conlleva a una mejora substancial en propiedades como la dureza, resistencia al desgaste, a la fatiga, a la corrosión, entre otros [15-16]. Las aleaciones WC-Co se benefician cuando son mezcladas con aleaciones auto-fundentes NiCrBSi debido a que el níquel mejora la cohesión, el cromo las propiedades tribo-mecánicas, el boro reduce el punto de fusión lo cual produce que la aleación logre fundirse a temperaturas cercanas a los 980˚C y pueda ser tratada térmicamente y el silicio mejora las propiedades auto-fundentes [1,17].

Rodríguez *et al*. [14] en un trabajo anterior estudiaron la resistencia al desgaste y dureza de recubrimientos depositados con aleaciones base níquel y posteriormente tratados con llama oxiacetilénica, horno de atmósfera de argón y horno de vacío y concluyeron que las muestras tratadas térmicamente exhibían un mejor comportamiento frente al desgaste por deslizamiento que las no tratadas. También encontraron que la muestra tratada con llama oxiacetilénica presentó mejores resultados comparada con las muestras tratadas en horno, lo cual fue atribuido a un incremento en la dureza de la matriz y menor descomposición de las fases duras. Estos resultados también fueron reportados por Stoica *et al*. [1] quienes realizaron un estudio similar sobre recubrimientos WC–40%NiCrSiB depositados por HVOF y tratados térmicamente en horno a 850 y 1200°C reportando un incremento considerable en la resistencia al desgaste por deslizamiento y en la dureza, comparada con el recubrimiento sin tratar.

Shrestha *et al*. [18] estudiaron el efecto del tratamiento térmico posterior realizado en horno de vacío a 1050°C sobre un recubrimiento autofundente de Ni–Cr–Mo–Si–B depositado por HVOF y encontraron un incremento en la resistencia a la erosión-corrosión en las muestras tratadas, lo cual fue atribuido al posterior proceso de fusión. Los mismos resultados fueron reportados por Kim *et al*. [8] quienes evaluaron un recubrimiento WC-Co nanoestructurado con tratamiento térmico posterior en horno de atmósfera controlada a 600°C y atribuyeron los resultados obtenidos a un incremento en el volumen de carburos promovido por el tratamiento térmico posterior. Li *et al*. [16] encontraron una mejora sustancial en la dureza superficial de un recubrimiento de WC-Co depositado por rociado térmico por plasma con tratamiento posterior con láser lo cual coincide con los resultados encontrados por Mateos *et al*. [19] quienes concluyeron que el tratamiento térmico posterior con láser incrementó en un factor entre 1,5 a 8 la resistencia al desgaste, lo cual fue atribuido a una disminución de la porosidad. Contrariamente, Chen *et al*. [20] y Wu *et al*. [21] hallaron que el tratamiento térmico posterior realizado con láser disminuyó la dureza y resistencia a la abrasión de recubrimientos depositados con

WC-Co, lo cual atribuyeron a una reducción del tamaño de las partículas de los carburos y a la fractura de aquellos carburos de mayor tamaño lo cual promovió una estructura de fácil remoción de los mismos.

En la literatura revisada, escasos trabajos reportan la influencia del tratamiento térmico con llama realizado sobre estas aleaciones por lo tanto el objetivo del presente estudio es determinar la influencia del tratamiento térmico posterior realizado con llama oxiacetilénica sobre la resistencia al desgaste abrasivo, erosivo y por deslizamiento de un recubrimiento depositado con una aleación WC-Co a la cual se le ha mezclado mecánicamente con un 10% en peso de aleación NiCrBSiWFe (a fin de favorecer el tratamiento térmico) y relacionar esos resultados con la microestructura y dureza de recubrimiento antes y después del tratamiento térmico.

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

En la presente investigación se mezclaron mecánicamente durante 5 horas, 90% en peso de una aleación WC-12%Co y 10% de una aleación base níquel (NiCrBSiFeW). Las características y composición química de estos dos materiales de alimentación se presentan en las Tablas 1 y 2 respectivamente.

Tabla 1: Características de los polvos de alimentación

Polvos	*Tamaño de partícula promedio*	*Forma de la partícula*	*Proceso de Fabricación*
NiCrBSiFeW	315 mesh +15 μm	Esférica	Atomización
WC-12%Co	- 315mesh +15 μm	Esférica	Aglomeración y sinterizado

Tabla 2: Composición química de los polvos (%peso).

Polvos	*Cr*	*W*	*Si*	*B*	*C*	*Fe*	*Co*	*Ni*
NiCrBSiFeW	15	17	4	3	0,8	3,5		Bal
WC-12%Co		82,9			4,09		11,61	

Previo a la deposición del recubrimiento, la superficie del substrato (acero AISI 1020) fue sometida a un riguroso proceso de desengrase seguido de un arenado con alúmina (tamaño de partícula de 24 mesh) a una presión aproximada de 0,41 MPa, en dirección perpendicular y a una distancia entre la boquilla y la superficie de la muestra de 25 cm. Los polvos de alimentación fueron depositados utilizando una pistola JP-5000 con los parámetros recomendados por el fabricante del equipo. Posteriormente un grupo de muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico posterior con llama oxiacetilénica hasta observar un brillo superficial característico de aleaciones auto-fundentes [14], el cual fue observado a pesar del bajo contenido de aleación base níquel en la mezcla.

2.2 Ensayos

La microestructura y morfología de las fases presentes en los recubrimientos y las superficies de desgaste fueron examinadas a través de microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB) utilizando para ello un microscopio electrónico PHILIPS *XL 30*, acoplado con un espectrómetro de dispersión de energía de rayos X utilizado para el análisis semi-cuantitativo de elementos presentes en el recubrimiento (EDS). La dureza de los recubrimientos fue medida por técnicas de microindentación usando un durómetro Vickers con una carga de 300 g aplicada por 15 s. Un total de 5 indentaciones fueron realizadas sobre la sección transversal de las muestras pulidas. Tres tipos de ensayos fueron realizados para determinar la resistencia al desgaste y representar diferentes mecanismos.

El ensayo de erosión convencional se realizó bajo la norma ASTM G76 utilizando alúmina como material abrasivo con un tamaño de partícula aproximado de 50 μm. Los ángulos de incidencia seleccionados para este estudio fueron 30°, 45°, 60° y 90°. Un total de 5 muestras por condición estudiada (con y sin tratamiento térmico) fueron evaluadas. Los resultados se expresaron en función de la pérdida de masa vs. ángulo de incidencia. El factor de erosión normalizado también fue reportado.

El ensayo de abrasión se rigió por la norma ASTM G65, en el cual se utilizó como abrasivo arena de Cuarzo redondeado exigida por la American Foundry Sand Nº AFS 50-70 (300 – 212 micrómetros). Tres muestras fueron evaluadas por condición. Los resultados del ensayo fueron reportados en pérdida volumétrica. Para el ensayo de desgaste por deslizamiento (de acuerdo con la norma ASTM G99-95ª) se utilizó un tribómetro

marca CSEM, modelo 2-115, para simulación de fricción y desgaste, en la configuración bola sobre disco o "Pin on Disk" como se muestra en el esquema de la Figura 1. El comportamiento tribológico de estos recubrimientos que conforman el "disco" se estudió basándose en las pruebas de desgaste acelerado sin lubricante. El pin de acero utilizado es una esfera de acero AISI 52100 y diámetro de 6 mm. Los ensayos se realizaron bajo condiciones ambientales constantes a una temperatura de 27ºC y una humedad de 55%. La velocidad de desgaste fue de 10 cm/s a una carga constante de 5 N y a una distancia de 0,41 Km. Finalmente los resultados fueron reportados en pérdida volumétrica para el pin de acero como lo indica la norma.

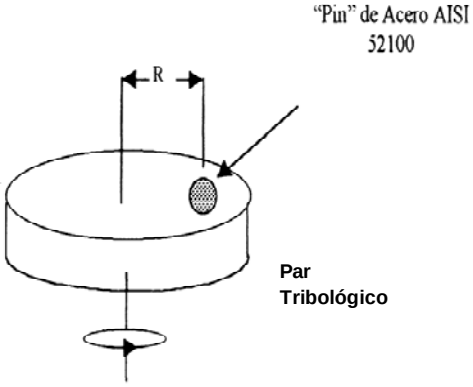


Figura 1. Esquema de la Configuración bola sobre disco

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Análisis de la Microestructura

La Figura 2a corresponde a una vista general del recubrimiento 90%WC-12%Co + 10% NiCrBSiFeW en estado como depositado a una magnificación de 150X, la cual fue tomada en la sección transversal del recubrimiento. En ésta se puede observar una estructura laminar, heterogénea y con escasa porosidad característica de recubrimientos logrados por HVOF. La porosidad observada en la interfase es debido al proceso de limpieza previo. Algunas gotas poco fundidas pueden apreciarse. Un análisis químico mediante EDX (Energía de Dispersión de Rayos X), indicado con flechas en la figura, reveló que las fases blancas pertenecían a la aleación WC-Co y las fases oscuras a la aleación base níquel. La Figura 2b nos muestra la microestructura del mismo recubrimiento con tratamiento térmico posterior, en la cual se puede apreciar un recubrimiento con menor porosidad, menor cantidad de partículas no fundidas y una distribución de fases más homogénea. Las Figuras 2c y 2d muestran los mismos recubrimientos pero a una mayor magnificación (1000X) con la finalidad de verificar el efecto del tratamiento térmico posterior sobre la microestructura del recubrimiento. En ambas micrografías se aprecian partículas angulares de diferentes morfologías y tamaños, características de los recubrimientos cerámicos WC-Co. Las fases oscuras correspondientes a la aleación base níquel se visualizan ligeramente más alargadas probablemente debido a la disolución de gotas que para el ensayo de desgaste por deslizamiento quedaron parcialmente fundidas durante el proceso de rociado.

3.2 Dureza y Rugosidad

La Tabla 3 contiene los valores de dureza promedios obtenidos en los recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior obtenidos mediante técnicas de micro indentación Vickers. En ella se puede apreciar que el tratamiento térmico produjo un incremento en la dureza del recubrimiento en 50HV. La Figura 3 contiene los valores de dureza obtenidos en los recubrimientos en estudio, en función de la distancia desde la superficie del recubrimiento hasta el substrato. De esta figura se desprende que el tratamiento térmico no produjo cambios significativos en la dureza del recubrimiento. La dureza en la superficie del recubrimiento sin tratamiento es de 1130 HV_{300} mientras que la del recubrimiento tratado alcanzó un valor de 1180 HV_{300}, lo cual indica un ligero incremento de aproximadamente del 4,23% por efecto del tratamiento térmico. Sin embargo, se puede apreciar que para el recubrimiento sin tratamiento térmico, la dureza disminuye ligeramente hasta alcanzar un valor de 1005 HV_{300} a una distancia desde la superficie de aproximadamente 480 μm para luego descender abruptamente hasta alcanzar un valor de 210 HV_{300} a una distancia de 550 μm, correspondiente a la dureza del substrato. En la muestra tratada térmicamente la tendencia de dureza se mantiene paralela a la tendencia del recubrimiento sin tratamiento hasta que a una distancia de 360 μm disminuye abruptamente a un valor de dureza de 360 HV_{300} y hasta una distancia de 450 μm, a partir de la cual el descenso en la dureza del recubrimiento

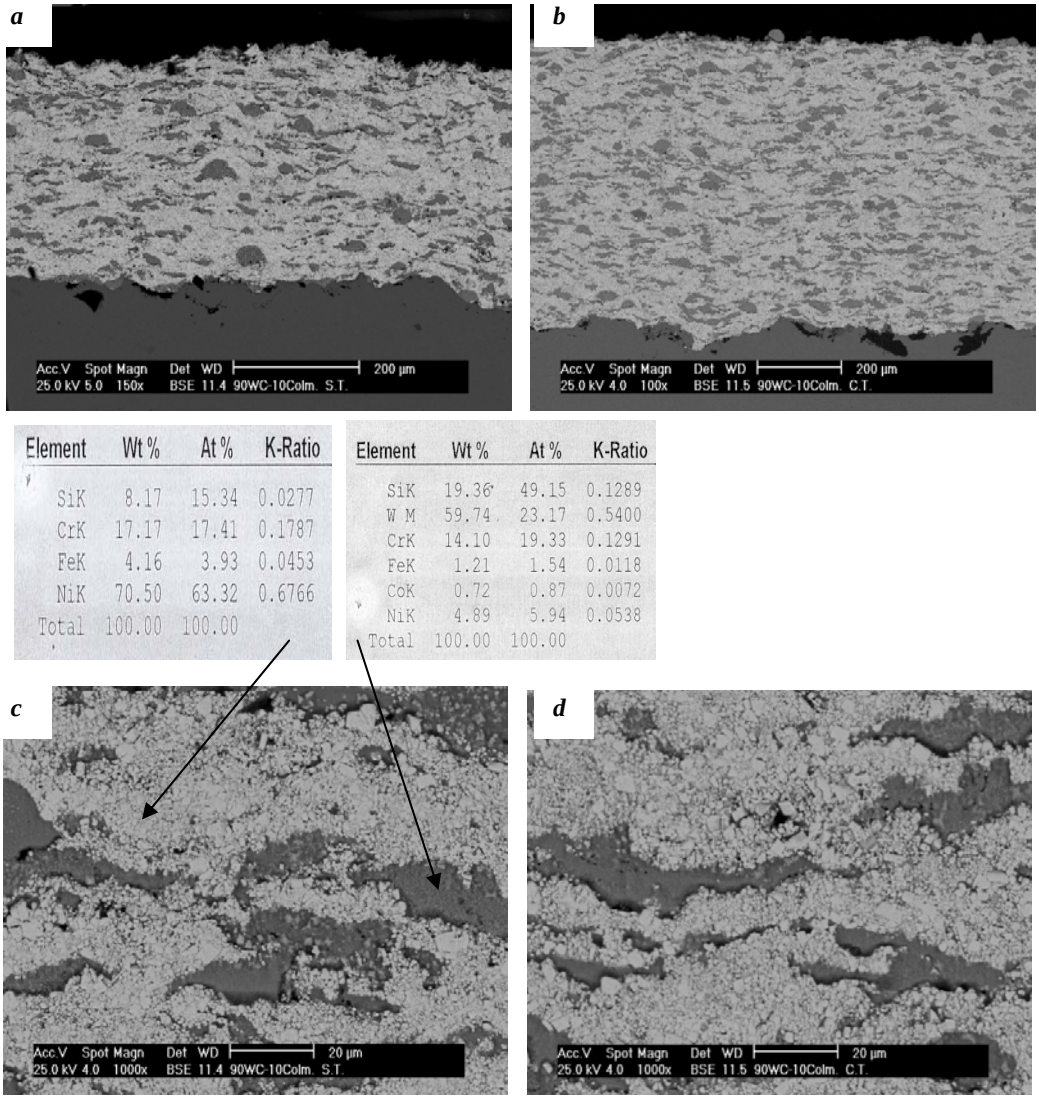


Figura 2. Micrografía del recubrimiento: (*a*) Como rociado (150X), (*b*) Tratado térmicamente (100 X), (*c*) Como rociado (100X), y (*d*) Tratado térmicamente (1000 X).

Tabla 3: Dureza y Rugosidad

Muestra	*HV (300)*	*Desv. Prom.*	*Ra µm*	*Desv. Prom.*
Sin Trat.	1130	40	3,197	0,96
Con Trat.	1180	40	2,064	0,64

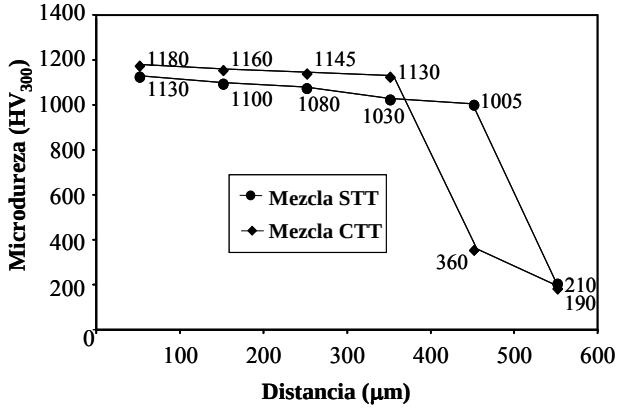


Figura 3. Variación de los valores de dureza por microindentación en función de la distancia para el recubrimiento sin tratamiento térmico (STT●) y con tratamiento térmico (CTT ♦)

con tratamiento térmico posterior es menos pronunciado hasta alcanzar un valor de 190 HV_{300} correspondiente al substrato. Estos resultados indican que el tratamiento térmico produjo una zona de difusión de aproximadamente 100 μm. Por otra parte, es importante resaltar que la dureza del substrato no disminuyó sensiblemente, lo cual indica que el tratamiento térmico no tuvo incidencia sobre las propiedades del substrato, lo cual representa una ventaja con respecto a otros tratamientos térmicos que tienden a modificar las características del mismo.

La rugosidad superficial del recubrimiento sin tratamiento térmico alcanzó un valor (Ra) de 3,20 micrómetros mientras que la tratada térmicamente disminuyó a 2,04 μm (ver Tabla 3), lo cual indica una mejora en la rugosidad superficial de aproximadamente un 37% por efecto del tratamiento térmico. Esto pareciera indicar que el tratamiento térmico logró cierto grado de densificación del recubrimiento, obteniéndose finalmente una superficie con un mejor acabado.

3.3 Desgaste

3.3.1 Resultados del Ensayo de Erosión

La Figura 4 muestra una gráfica de los resultados de la Tasa de Erosión (R.E.) para ambas condiciones estudiadas (sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico posterior) y estos resultados fueron comparados con el acero base. El comportamiento dúctil del acero (disminución de la tasa de erosión a medida que aumenta el ángulo de incidencia) y frágil de los recubrimientos cerámicos (incremento de la tasa de erosión a medida que aumenta el ángulo de incidencia) también es evidenciado en esta gráfica.

Se puede apreciar en la Figura 4 que para todos los ángulos estudiados los recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior, tuvieron un comportamiento similar frente al desgaste erosivo, pero considerablemente mejor comparado con el acero base. Los resultados indican que para un ángulo de 30° el tratamiento térmico mejoró la resistencia a la erosión en un 13,28% con respecto al recubrimiento sin tratar, mientras que para un ángulo de 90° el incremento fue de sólo 4%. Con respecto al substrato, para el ángulo de 30° los recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior se comportaron 3,88 y 3,36 veces mejor respectivamente. Para ángulos de 90° el recubrimiento tratado fue 2,15 veces más resistente que el substrato y sin tratamiento 2,06 veces.

Los resultados obtenidos en este estudio están en concordancia con otros investigadores, los cuales han reportado que los tratamientos térmicos realizados sobre recubrimientos, incrementan la resistencia a la erosión [22,23].

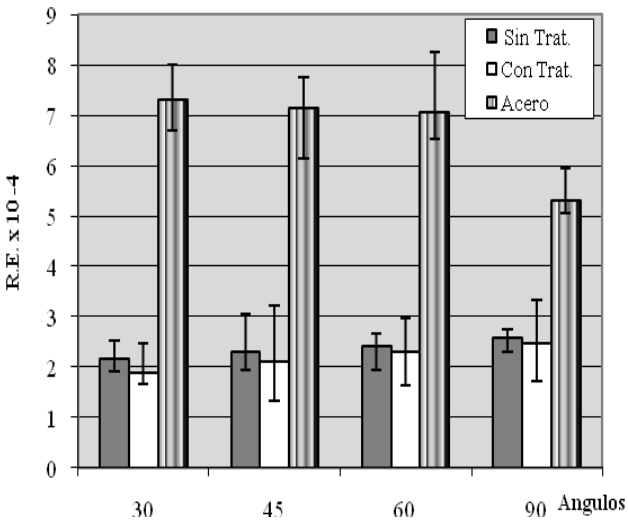


Figura 4. Tasa de Erosión (R.E.) vs. Ángulo de incidencia

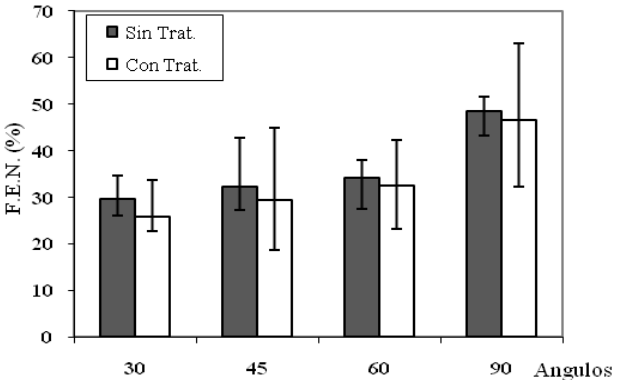


Figura 5. Factor de Erosión Normalizado (F.E.N.) para cada recubrimiento con respecto al acero base.

El factor de erosión normalizado (F.E.N.) también fue calculado y se presenta en la Figura 5 en la cual se aprecia que para bajos ángulos de incidencia el recubrimiento tratado térmicamente se comporta un 74% mejor que el acero base mientras que el recubrimiento Sin Tratamiento se comporta un 70% mejor. Para ángulos superiores a 60º, el recubrimiento Sin Tratamiento, se comporta un 52% mejor y tratado térmicamente un 54% mejor que el acero. A fin de relacionar los resultados hallados en el ensayo de erosión con las superficies de desgaste

y poder determinar los posibles mecanismos que produjeron la degradación superficial, se evaluaron aquellas muestras que experimentaron las menores y mayores tasas de erosión que correspondieron a los ángulos de incidencia de 30º y 90°, respectivamente.

La Figura 6*a* corresponde a la muestra Sin Tratamiento ensayada a un ángulo de 30º, en la cual se presentan zonas con evidencia de microarado y microcorte de la matriz (ver flecha de color negro en Figura 6*a*) producto del impacto sucesivo de las partículas abrasivas que inciden con un cierto ángulo de inclinación sobre un substrato dúctil. Cuando este mecanismo se presenta aquellas partículas que no se encuentran bien cohesionadas con la matriz y/o que no lograron fundirse (como la mostrada en la Figura 6*a* en recuadro blanco) quedan expuestas y son fácilmente removidas por acción del agente erosivo (ver círculos negros en Figura 6*a*.

De las evidencias encontradas se desprende que el mecanismo de microarado y microcorte y posterior remoción de partículas que quedaron sin soporte, serían los mecanismos predominantes en las muestras sin tratamiento, ensayadas a bajos ángulos de impacto. La fractura de partículas y su posterior desprendimiento pareciera ser un mecanismo de menor importancia. Una vez realizado el tratamiento térmico (Figura 6*b*) la superficie de desgaste del recubrimiento muestra una textura suavizada con respecto a la muestra sin tratamiento térmico que había sido ensayada a un ángulo de inclinación de30º (Figura 6*a*) lo cual podría ser un indicativo de que el tratamiento térmico indujo a una densificación del recubrimiento. La menor proporción de poros o huecos presentes en este recubrimiento comparado con el recubrimiento sin tratar, podría evidenciar que las fases duras están mejor cohesionadas con la matriz lo cual ha impedido que sean desprendidas por efecto erosivo.

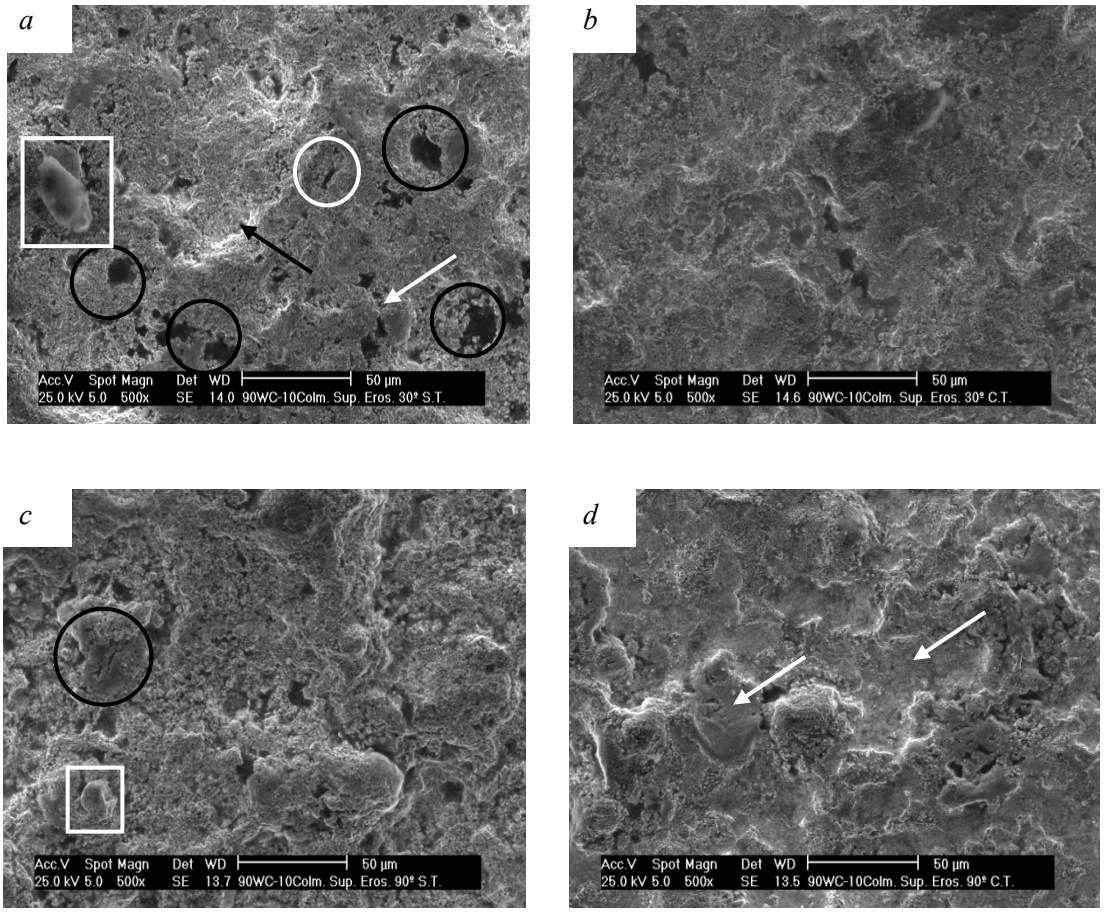


Figura 6. Superficies de desgaste por erosión de las muestras (*a*) Sin Trat. ángulo 30º, (*b*) Con Trat. ángulo 30º, (*c*) Sin Trat. Ángulo 90º, y (*d*) Con Trat. Ángulo 90º.

Kulu *at al.* [7] ya habían reportado que el nivel de porosidad jugaba un papel importante en la resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet.

Probablemente el tratamiento térmico también ha producido un ligero endurecimiento de la matriz debido al gradiente térmico, lo cual incide en la dureza del recubrimiento, pero no lo suficiente para que haya una pérdida de tenacidad apreciable, ya que se observan en esta figura algunas zonas con evidencias de microarado, pero en menor proporción comparada con la muestra sin tratar. Lo expuesto anteriormente justificaría la mejor resistencia al desgaste erosivo de esta condición compradas con las muestras sin tratar, lo cual estaría relacionado con una menor pérdida de material y desprendimiento de partículas que quedaron sin sustento de la matriz. Esto indicaría que el tratamiento térmico permitió modificar aquellos defectos inherentes al proceso de rociado.

Para ángulos mayores el mecanismo de desgaste va variando de microarado, microcorte y microfractura debido a que las partículas comienzan a incidir normalmente sobre la superficie del recubrimiento y producen la fractura de las mismas y su posterior desprendimiento. Existen evidencias de deformación plástica de la matriz y posterior endurecimiento por deformación (Figura 6*c*) en la superficie de desgaste de la muestra ensayada a 90º Sin Tratamiento. En esta muestra, la resistencia al desgaste es menor igual comparada con la muestra ensayada a 30º sin tratamiento térmico posterior y esto es probablemente debido a que el impacto sucesivo de las partículas abrasivas que han incidido perpendicularmente sobre la superficie fracturan las partículas de WC y éstas son posteriormente desprendidas. Igualmente en esta condición la presencia de gotas o partículas semi fundidas (ver recuadro en la Figura 6*c*) facilita la pérdida de material ya que son de fácil remoción. Estos resultados están en concordancia con lo encontrado por Gee *et al*. [24].

Encerrado en el círculo negro en Figura 6*c*, se observa una zona en la cual se aprecia que la matriz ha sufrido deformación plástica y probablemente endurecimiento por deformación. A medida que el ensayo continúa y las partículas erosivas siguen impactando perpendicularmente sobre la matriz endurecida por deformación, ésta sigue fracturándose hasta llegar a la remoción de material y dejando sin soporte las partículas cohesionadas a la matriz. Estos dos mecanismos serían los responsables por la menor resistencia al desgaste que presentó la muestra sin tratamiento ensayada a un ángulo de incidencia de 90º. Estos resultados están en concordancia con lo reportado por Gee *et al*. [24] quienes en un estudio similar, reportaron que el desgaste erosivo en recubrimientos tipo cermet, ocurría por los mecanismos de remoción, seguido por deformación de matriz y posterior endurecimiento de la matriz, fractura y fragmentación de partículas individuales de WC y finalmente remoción de estas partículas.

Para la muestra tratada térmicamente y ensayada a 90º la superficie desgastada (Figura 6*d*) muestra evidencia de que la matriz ha sufrido deformación plástica debido al choque perpendicular de las partículas. Esto puede ser atribuido al efecto del tratamiento térmico, que si bien es cierto aumentó ligeramente la dureza de la matriz, probablemente logró mejorar su tenacidad lo cual conlleva a una mayor absorción de la energía producida por el impacto. Esto significa que hay menor remoción de material pero sigue actuando el mecanismo de fractura y fragmentación de partículas individuales.

En líneas generales se podría concluir que la tasa de erosión depende principalmente de la tenacidad de la matriz y disminución de los defectos inherentes al proceso de deposición, lo cual incide en los mecanismos de remoción de material. Estos factores han sido modificados debido al efecto del tratamiento térmico y de allí que la muestra tratada presentó un mejor comportamiento frente a la erosión comparada con la muestra sin tratar. Dado que para ángulos de incidencias perpendiculares a la superficie, el mecanismo predominante es la remoción de la matriz y fractura y desprendimiento tanto de las partículas individuales, el tratamiento térmico es menos efectivo para estos ángulos y por este motivo la tasa de desgaste es mayor para esta condición.

3.3.2 Resultados del Ensayo de Abrasión

La Figura 7 contiene la pérdida de volumen obtenida mediante el ensayo de abrasión para los recubrimientos Sin Tratamiento y Con Tratamiento y se compara con los resultados obtenidos (Ferrara y Pérez, 2001) en un recubrimiento de 100% WC-12%Co (sin mezclar). Se puede observar que la muestra tratada térmicamente es casi tres veces más resistente a la abrasión que la muestra en estado como rociada y 1,2 veces más resistente que el recubrimiento sin mezclar en estado como rociado.

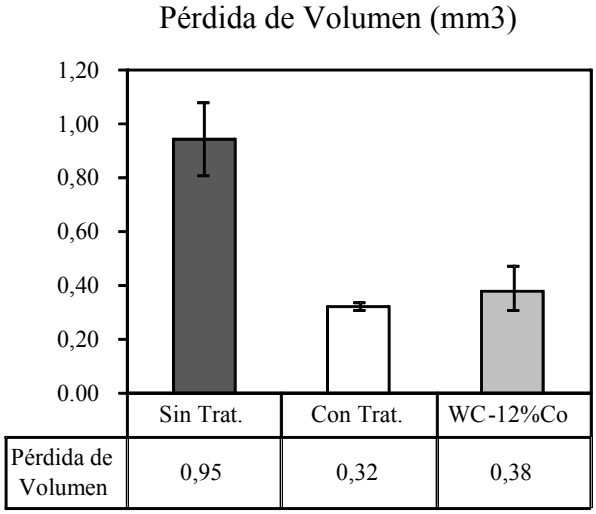


Figura 7. Pérdida de volumen en mm^3 para los recubrimientos en estudio.

Estos resultados nos conducen a pensar que el tratamiento térmico no sólo mejoró la resistencia a la abrasión del recubrimiento en estado como rociado sino que presentó una mejor resistencia a la abrasión comparado con el recubrimiento 100% WC-12%Co. El tratamiento térmico con llama oxiacetilénica es un procedimiento industrial que puede ser aplicado en los talleres de rociado y no requiere mano de obra altamente calificada lo cual resulta ventajoso comparado con otros tratamientos térmicos posteriores.

La Figura 8 contiene las superficies de desgaste obtenidas del ensayo de abrasión para las condiciones con y sin tratamiento térmico. En la Figura 8*a*, correspondiente a la muestra sin tratamiento térmico, se aprecia una superficie rugosa con algunas evidencias de huecos (ver círculos en Figura 8*a*) producto de la remoción de partículas que nos se encontraban bien adheridas a la matriz. A una mayor magnificación (Figura 8*b*) se observa que el mecanismo de desgaste predominante fue la remoción selectiva de la matriz (ver círculo blanco en Figura 8*b*) permitiendo así que las fases duras queden expuestas y sean posteriormente removidas por efecto del agente abrasivo, resultados similares fueron encontrados por Murthy *et al.* [4] y Chen *et al.* [20]. La Figura 8*c* presenta la superficie desgastada de la muestra con tratamiento térmico en la cual se observan los surcos característicos en la dirección de deslizamiento producidos por las partículas abrasivas. Esto indica que el recubrimiento tratado ha sido más resistente que el recubrimiento sin tratar al efecto abrasivo y por lo tanto presenta una menor tasa de desgaste. A una mayor magnificación, la superficie de desgaste de la muestra tratada térmicamente se presenta en la Figura 8*d*. Allí se pueden observar los surcos producidos por el agente abrasivo y zonas en los cuales se han desprendido partículas de segunda fase. La tasa de desgaste en este caso es menor debido a que las partículas de segunda fase se encuentran mejor cohesionadas y la matriz sufrió endurecimiento debido al tratamiento térmico lo cual disminuye la tendencia a ser desgastada y dejar en relieve a las partículas de segunda fase, mecanismo predominante en el recubrimiento sin tratamiento térmico.

El ensayo de desgaste por deslizamiento se realizó mediante el arreglo bola sobre disco (pin on disk) y los resultados obtenidos se presentan en la Figura 9, en la cual se pueden apreciar los valores que alcanza el coeficiente de fricción, para cada condición estudiada, a medida que el pin recorre la distancia predeterminada.

3.3.3 Resultados del Ensayo de Desgaste por Deslizamiento

En los primeros metros de deslizamiento, las superficies hacen contacto en los picos, deformándolos y produciendo un aumento en el área de contacto entre ellas; esto es conocido como "running-in" o estado transitorio el cual se caracteriza por cambios muy significativos del coeficiente de fricción. Este comportamiento fue explicado por Tabor [25] quien desarrolló la teoría de adhesión la cual establece que cuando dos superficies metálicas libres de lubricante entran en contacto tienden a adherirse entre sí. En esta Figura se evidencia que el coeficiente de fricción en el estado transitorio de la muestra no tratada, llega a alcanzar valores cercanos a los 0,75 en los primeros 10 metros a partir del cual el coeficiente de fricción comienza a disminuir.

En el caso de la muestra con tratamiento térmico posterior, el coeficiente fricción alcanzó un valor significativamente menor (0,62) para la misma distancia, comparado con la muestra sin tratar, lo cual puede ser atribuido al efecto del tratamiento térmico el cual produjo una disminución de aproximadamente 37% en la rugosidad superficial.

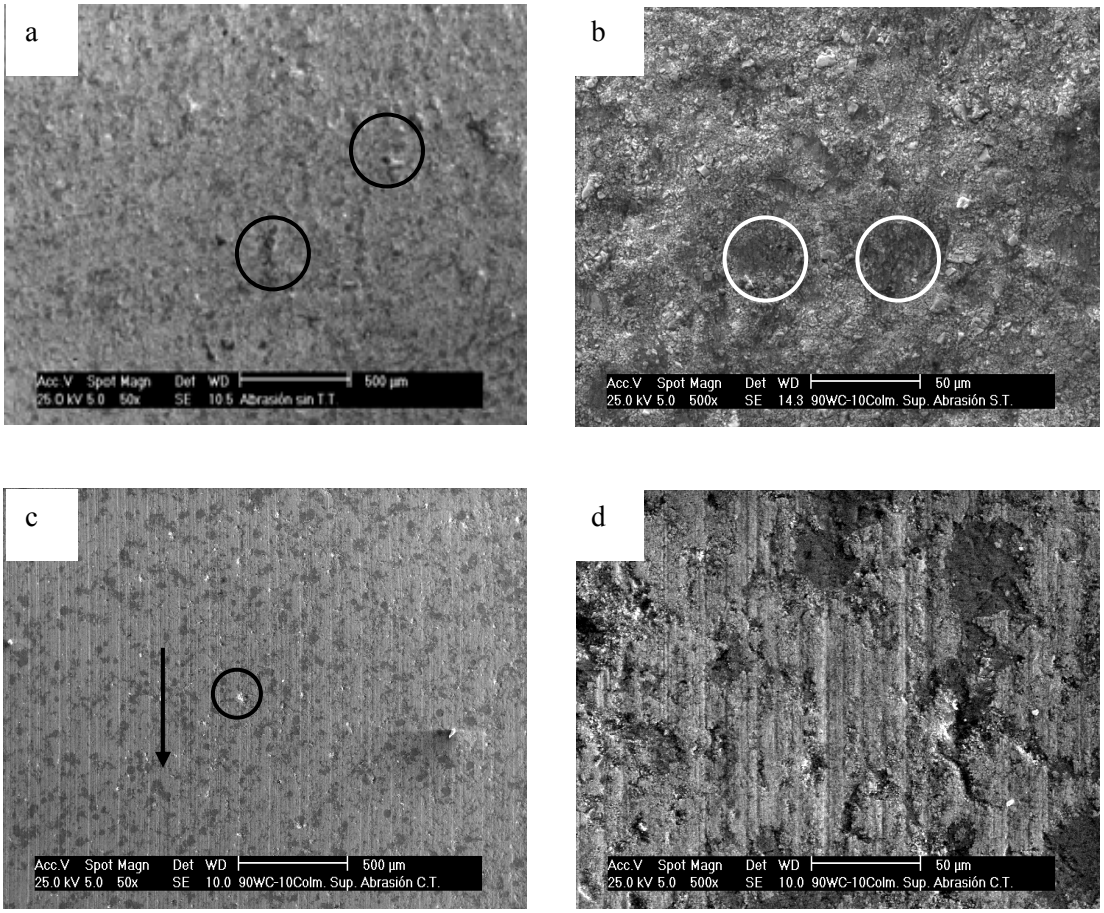


Figura 8. Superficies de desgaste por abrasión de las muestras a) Sin Trat. 50X b) Con Trat. 50X c) Sin Trat. 500X d) Con Trat. 500X.

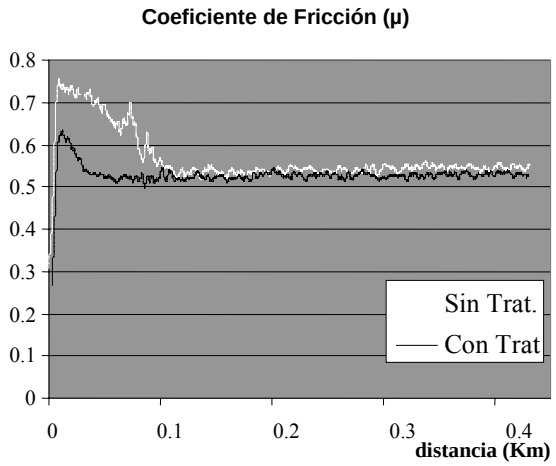


Figura 9. Coeficiente de fricción de muestras Sin Tratamiento y Con Tratamiento.

Posteriormente, a una distancia de aproximadamente 80 metros el coeficiente de fricción, para la condición no tratada, asciende a un valor de aproximadamente 0,71 en la zona de tendencia a disminuir y luego cae a un valor de 0,58. Este mismo fenómeno se repite a una distancia de aproximadamente 90 metros en la cual el coeficiente asciende a un valor de 0,63 y desciende posteriormente a 0,53. Esto puede ser atribuido a la presencia en el recubrimiento de partículas no fundidas que se encuentran poco cohesionadas con la matriz, las cuales no ofrecen resistencia a los esfuerzos cortantes, lo cual ocasiona el desprendimiento y ruptura de las mismas. Este fenómeno trae como consecuencia un aumento en la rugosidad y por ende un aumento en la fuerza de fricción requerida para deformar y triturar los picos formados. En la muestra tratada térmicamente no se presenta este comportamiento ya que el tratamiento térmico probablemente indujo a una mayor densificación del recubrimiento y a lograr una mayor cohesión entre lamelas y entre partículas de segunda fase y por ese motivo el coeficiente de fricción disminuye paulatinamente en la zona comprendida entre los 10 y 50 metros, distancia a partir de la cual comienza a estabilizarse.

A partir de los 100 m se observa que el coeficiente de fricción se estabiliza para la condición no tratada, llegando a alcanzar un valor aproximado de 0,52. Este fenómeno ha sido reportado por Quinn [25] quien atribuye este comportamiento al desgaste del pin, fenómeno que genera partículas comúnmente denominadas "debris" las cuales se oxidan y forman una película de óxido de hierro la cual actúa como una capa de lubricante sólido, induciendo de esta manera al descenso del coeficiente de fricción. A medida que continúa el ensayo, el coeficiente de fricción permanece constante y las superficies siguen desplazándose entre sí de forma cíclica, lo cual trae como consecuencia que las partículas, producto del desgaste, sean trituradas y deformadas hasta fragmentarse en partículas de menor tamaño.

Posteriormente, las mesetas (formada debido a las adhesiones) son eventualmente desplazadas sobre su superficie de fractura debido a la fuerza de fricción, convirtiéndose en nuevas partículas de desgaste, lo que hace que el coeficiente de fricción no siga su descenso**.**

Los coeficientes de fricción correspondientes a las muestras Sin Tratamiento y Con Tratamiento, fueron 0,57 y 0,53 respectivamente, lo cual implica que el tratamiento térmico disminuyó el coeficiente de fricción en aproximadamente un 8%.

Las imágenes generadas por el perfilómetro correspondientes a las superficies de las muestras en estudio, sometidas al ensayo de desgaste por deslizamiento se muestran en las Figuras 10 y 11. La imagen situada en la parte superior izquierda de la Figura 10 corresponde a la huella topográfica dejada por el pin de acero sobre el recubrimiento sin tratamiento térmico, en la cual se observa que existen zonas de adhesión con alturas superiores a los 3 µm, lo que significa que el material del pin se desgastó y se adhirió al recubrimiento.

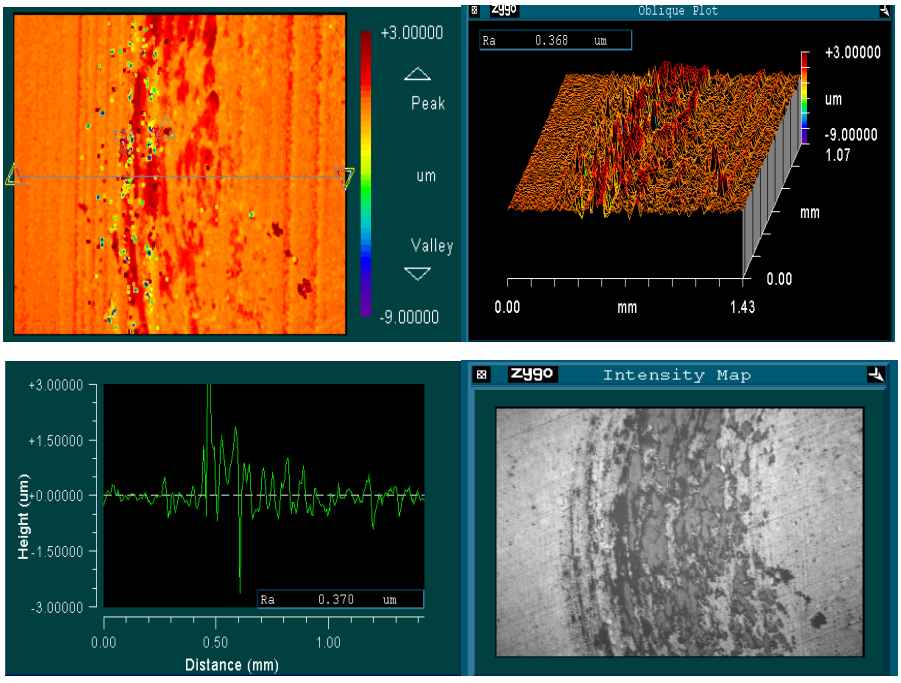


Figura 10. Morfología y perfilometría de la muestra Sin Tratamiento

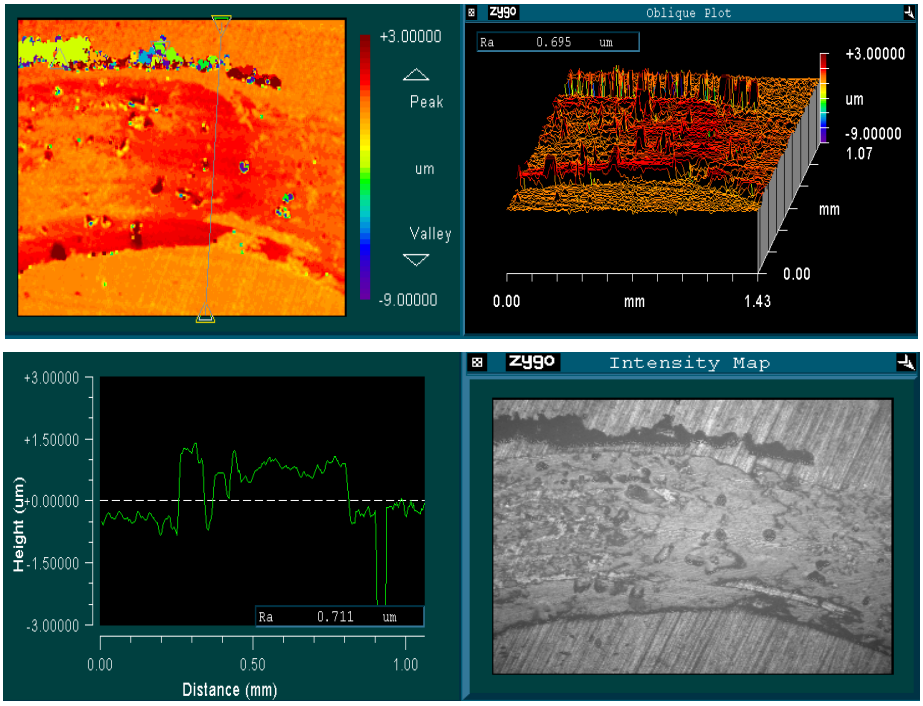


Figura 11. Morfología y perfilometría de la muestras Con Tratamiento.

Un análisis EDX realizado sobre esta zona (ver Figura 12*e*) indicó la presencia de hierro, lo cual corrobora la deposición del material del pin sobre el recubrimiento. En la Figura 10 (lado izquierdo superior de la figura) también se aprecian algunas zonas muy puntuales que presentan depresiones o valles de cierta profundidad.

La imagen situada en la parte superior derecha de la Figura 11 permite visualizar en tres dimensiones lo anteriormente expuesto, los puntos amarillos observados en la imagen anterior, ahora lucen como líneas que indican mayor profundidad. Estos surcos de abrasión pudieron haber sido ocasionados por partículas de carburo que no se encontraban bien cohesionadas y que al desprenderse quedaron atrapadas entre el pin de acero y el recubrimiento produciendo el mecanismo de abrasión de tres cuerpos. Resultados similares fueron reportados por Guilemany *et al*. [3]. El perfil de rugosidad se observa en la imagen colocada en la parte inferior izquierda en la cual se aprecia la dimensión de los surcos de abrasión. Lo anteriormente expuesto indica que los mecanismos de desgaste predominantes para la muestra en estado como rociada son la adhesión y abrasión de tres cuerpos.

En la parte superior derecha de la Figura 11 correspondiente a la muestra tratada térmicamente, se puede apreciar una mayor cantidad de material adherido proveniente del pin, comparado con el observado en el recubrimiento sin tratar, lo cual es corroborado con el perfil topográfico mostrado en la parte inferior izquierda en esta misma Figura. Lo anteriormente expuesto indica que en la muestra tratada térmicamente el mecanismo de desgaste predominante es probablemente de tipo adhesivo. En esta área de la Figura también se aprecia una zona oscura en la cual se alojan las partículas de acero liberadas durante la abrasión del pin de acero llamadas comúnmente "debris". Estos debris se oxidan, se fracturan y quedan atrapados entre el pin y el recubrimiento produciendo surcos más profundos, los cuales se evidencian en el perfil de rugosidad en la parte inferior izquierda de la Figura 11. La Figura 12 también muestra imágenes obtenidas por microscopia electrónica de barrido, en modo de electrones secundarios, de la superficie desgastada de las muestras Sin Tratamiento y Con Tratamiento una vez realizado el ensayo de desgaste por deslizamiento. Se puede observar en la Figura 12*a* (muestra sin Tratamiento) la presencia de material adherido al recubrimiento indicando que el pin de acero se desgastó y se adhirió al recubrimiento. En la Figura 12*b* correspondiente al recubrimiento Con Tratamiento, se observa una mayor cantidad de material adherido y se podría concluir que para ambos recubrimientos se presentó

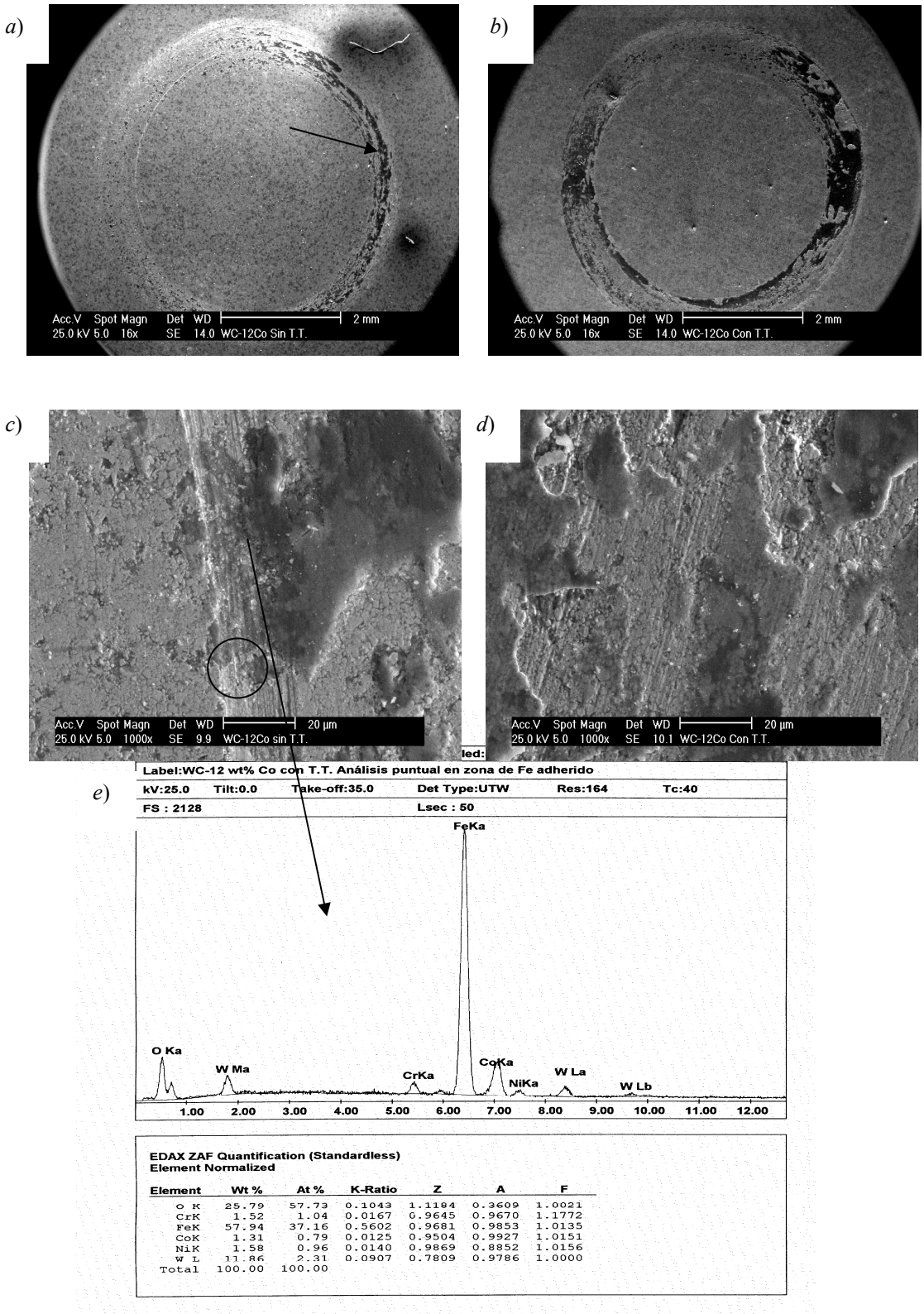


Figura 12. Huellas de desgaste en recubrimiento: (*a*) Sin Trat. a 16X, (*b*) Con Trat. a 16X, (*c*) Sin Trat. a 1000X, (*d*) Con Trat. a 1000X, y (*e*) EDX realizado en zona indicada con la flecha en Figura 12*c*.

el mecanismo de desgaste de tipo adhesivo. En la Figura 12*c*, correspondiente a un detalle del recubrimiento Sin Tratamiento, se puede apreciar que hubo adhesión de material del pin lo cual fue corroborado con un ensayo EDX y presentado en la Figura 12*e* en la cual el oxígeno y el hierro forman los elementos mayoritarios. También se observa en esta Figura la presencia de surcos que indican que hubo abrasión y desprendimiento de partículas (ver circulo negro en la micrografía). Este mecanismo no es tan evidente en la muestra tratada térmicamente la cual se presenta en la Figura 12*d*, en la cual también se pueden apreciar las fases oscuras de material adherido (oxido de hierro) proveniente del pin. En ambas micrografías (Figuras 12*c* y 12*d*) se observan algunas partículas brillantes depositadas sobre la fase oscura de óxido de hierro y esto es probablemente debido a que las partículas menos adheridas del recubrimiento son desprendidas y adheridas al pin de acero y durante el ensayo éstas se adhieren a la capa de óxido, esto explica la presencia de otros elementos en el EDX realizado sobre la capa de óxido en la cual se evidencia la presencia de W, Ni, Co y Cr. De toda la evidencia encontrada se puede concluir que el mecanismo de desgaste presente en la condición como rociada seria de tipo adhesivo y abrasivo de tres cuerpos, mientras que en la condición tratada térmicamente el que predomina es de tipo adhesivo. La superficie de los pines de acero después de realizado el ensayo, tanto para las muestras Sin Tratamiento, como para las Con Tratamiento, se presentan en las Figuras 13*a* y 13*c*, respectivamente. Se puede apreciar en estas figuras que las huellas presentaron una geometría bien definida de forma circular característica de la deformación del pin de acero. La constante de desgaste promedio fue de aproximadamente 1,24 x 10^{-5} $mm^3/N.m$ para ambas condiciones (Con Tratamiento y Sin Tratamiento). Esta similitud obedece a que ambos recubrimientos desgastaron el pin de acero y este material se adhirió a la superficie del recubrimiento o quedó acumulado en la superficie del pin. La diferencia se establece en el mecanismo de desgaste del recubrimiento. Para la condición no tratada, la presencia de partículas no fundidas o poco cohesionadas produjeron desgaste abrasivo del recubrimiento, sin embargo el tratamiento térmico promovió la cohesión de las fases duras y la densificación del recubrimiento resultando así que el mecanismo de desgaste abrasivo de tres cuerpos no fuera tan evidente en la condición tratada. Estos resultados están en concordancia con los encontrados por Zhao et al. [26] quienes aseveran que la tenacidad y la microestructura están íntimamente relacionados con la resistencia al desgaste por deslizamiento.

4. CONCLUSIONES

El objetivo del presente estudio fue determinar la influencia del tratamiento térmico posterior, realizado con llama oxiacetilénica, sobre la resistencia al desgaste de recubrimientos WC-Co mezclados con una aleación base níquel (NiCrBSi) autofundente. Bajo las condiciones de ensayo realizadas en este estudio se encontró que el tratamiento térmico no mejoro sustantivamente la resistencia al desgaste por erosión y sólo se reportó un ligero aumento del 13,28% para un ángulo de incidencia de 30˚ como consecuencia del tratamiento térmico posterior. El efecto del tratamiento térmico con llama oxiacetilénica es mucho más significativo en el incremento de la resistencia a la abrasión ya que el recubrimiento tratado térmicamente se comportó tres veces mejor que el recubrimiento sin tratar. El mecanismo de desgaste predominante observado en la condición no tratada fue el desgaste de la matriz por arado lo cual dejaba sin sustento las fases duras, produciéndose el desprendimiento de las mismas, en segundo lugar el desprendimiento de partículas poco cohesionadas y poco fundidas, mecanismos que fueron disminuidos debido a la densificación y endurecimiento de la matriz como consecuencia del tratamiento térmico.

El tratamiento térmico también disminuyó el coeficiente de fricción en aproximadamente un 8% lo cual fue atribuido a una disminución de la rugosidad. El mecanismo de desgaste observado en el ensayo de desgaste por deslizamiento para la condición no tratada fue adhesión y abrasión de dos y de tres cuerpos mientras que el mecanismo predominante en la condición tratada fue adhesión. La constante de desgaste promedio fue de aproximadamente $1{,}24*10^{-5}$ $mm^3/N*$ para las condiciones de este ensayo siendo el pin de acero el que más se desgastó. Finalmente la dureza del recubrimiento sufrió un ligero incremento del 4% mientras que la rugosidad disminuyó en un 37% por efecto del tratamiento térmico con llama oxiacetilénica.

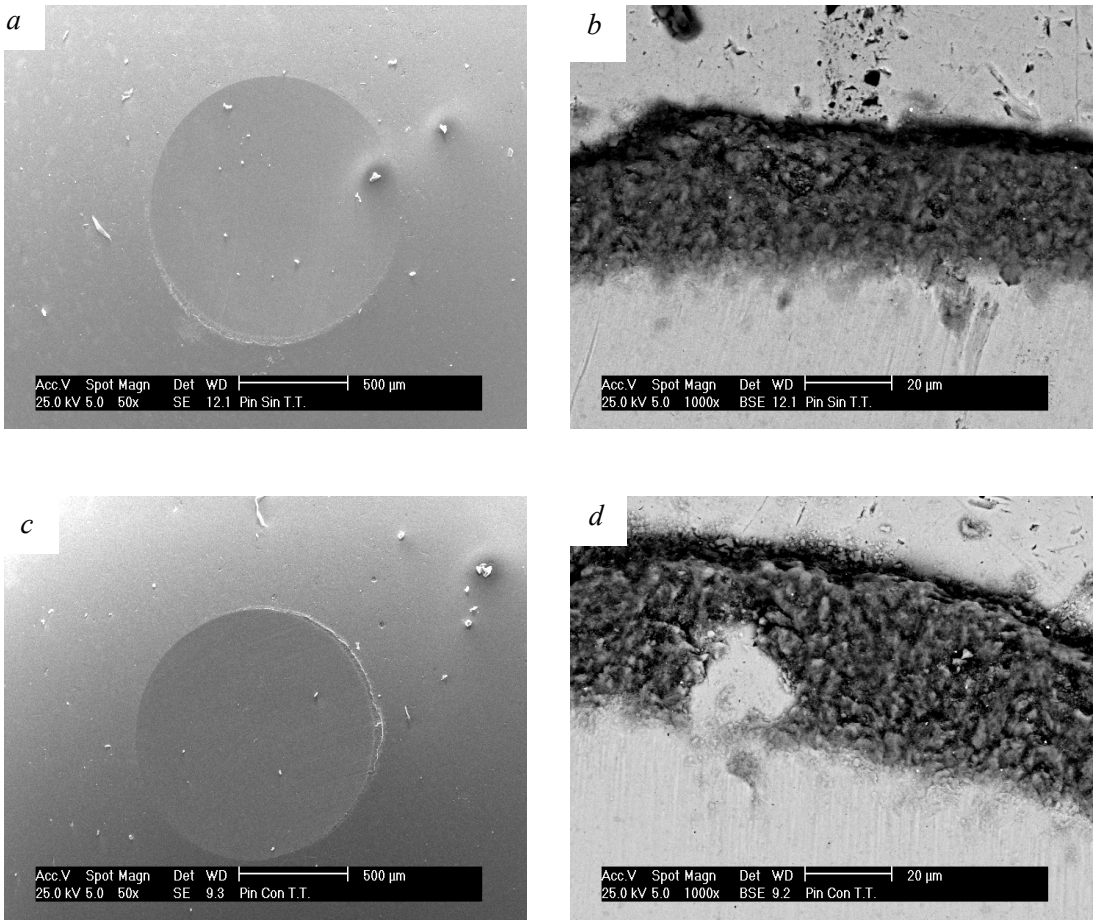


Figura 13. Huellas de desgaste del pin de acero producida por el par tribológico: Pin de acero de la condición Sin Trat. (*a*) a50X y (*b*) 1000X; Pin de acero de la condición Con Trat. a (*c*) 50X, y (*d*) 1000X.

4. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa PLASMATEC INGENIEROS C.A., por la realización de los recubrimientos evaluados en el presente trabajo.

5. REFERENCIAS

[1] Stoica V, Ahmeda R, Itsukaichib T, Tobe S, *Wear* 2004; **257** (11): 1103-1124.

[2] Zhu Y-C, Yukimura K, Ding C-X, Zhang P-Y, Thin Solid Films. 2001; **388** (1-2): 277-282.

[3] Guilemany JM, Miguel JM, Vizcaino S, Climent F, *Surf. Coat. Technol*. 2001; **140** (2): 141-146.

[4] Murthy JKN, Venkataraman B, *Surf. Coat. Technol*. 2006; **200** (8): 2642-2652.

[5] Hejwowski T, Szewczyk S, Weroński A, *J. Mater. Sci. Technol.* 2000; **106** (1-3): 54-57.

[6] Van Acker K, Vanhoyweghen D, Persoons R, Vangrunderbeek J, *Wear* 2005; **258** (1-4): 194-202.

[7] Kulu P, Hussainova I, Veinthal R, *Wear* 2005; **258** (1-4): 488-496.

[8] Kim JH, Baik KH, Seong BG, Hwang SY, *Mater. Sci. Eng. A* 2007; **449-451**: 876-879.

[9] Yang Q, Senda T, Ohmori A, *Wear* 2003; **254** (1-2): 23-34.

[10] Kear BH, Skandan G, Sadangi RK, *Scr. Mater.* 2001; **44** (8-9): 1703–1707.

[11] Shipway PH, Howell L, *Wear* 2005; **258** (1-4): 303-312.

[12] Bolelli G, Cannillo V, Lusvarghi L, Montorsi M, Pighetti F, Barletta M, *Wear* 2007; **263** (7-

12): 1397-1416.

[13] Kessler O, *Surf. Coat. Technol*. 2006; **201** (7): 4046-4051.

[14] Rodríguez M, Staia M, Gil L, Arenas F, Scagni A, *Surf. Eng*. 2000; **16** (5): 415-420.

[15] Park SY, Kim MC, Park CG, *Mater. Sci. Eng. A* 2007; **449-451**: 894-897.

[16] Li CJ, Ohmori A, Harada Y, *J. Therm. Spray Technol.* 1995; **1** (5): 69-73

[17] Lu S-P, Kwon O-Y, *Surf. Coat. Technol*. 2002; **153** (1): 40–48

[18] Shrestha S, Hodgkiess T, Neville A, *Wear* 2005; **259** (1-6): 208–218.

[19] Mateos J, Cuetos JM, Fernández E, Vijande R, *Wear* 2000; **239** (2): 274–281.

[20] Chen H, Xu C, Zhou Q, Hutchings IM, Shipway PH, Liu J, *Wear* 2005; **258** (1-4): 333-338.

[21] Wu P, Du HM, Chen XL, Li ZQ, Bai HL, Jiang EY, *Wear* 2004; **257** (1-2): 142-147

[22] Rodríguez MA, Staia M, Gil L, *Surf. Eng*. 2002; **18** (5): 358-362.

[23] Guo DZ, Li FL, Wang JY, Sun JS, *Surf. Coat. Technol*. 1995; **73** (1-2): 73-78.

[24] Barber J, Mellor BG, Wood R, *Wear* 2005; **259** (1-6): 125-134.

[25] Cadenas P, Rodríguez M**,** Staia M, *Revista de Metalurgia* 2007; **43** (1): 50-62.

[26] Zhao X-Q, Zhou H-D*,* Chen J-M, *Mater. Sci. Eng. A* 2006; **431** (1-2): 290-297.