

RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET DEPOSITADOS POR HVOF CON TRATAMIENTO TÉRMICO POSTERIOR

MARÍA RODRÍGUEZ, IVÁN MORENO Y CAROLINA BILBAO

Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela,
Apartado Postal 48222. Los Chaguaramos. Caracas, Venezuela. e-mail: m_rodriguez@cantv.net

Recibido: abril de 2007

Recibido en forma final revisado: noviembre de 2007

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo fue estudiar la influencia de la composición química y el tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet (cerámico-metálico) depositados por el Proceso de Rociado Térmico de Alta Velocidad Oxígeno-Combustible (HVOF). Para tal fin se escogió una aleación NiCrBSiWFe y se mezcló mecánicamente con polvos de WC-12%Co para conformar tres recubrimientos con las siguientes proporciones: 100% de aleación NiCrBSiWFe (100NiCr), 50%NiCrBSi + 50% WC-12%Co (50-50) y finalmente 70% WC-12%Co + 30%NiCrBSi (70-30). Los polvos de alimentación fueron depositados sobre un sustrato de acero AISI 1020 utilizando para ello una pistola JP-5000. Posteriormente los recubrimientos se trataron térmicamente con una llama oxiacetilénica. La evaluación de la resistencia al desgaste se logró mediante el ensayo de abrasión de acuerdo con la norma ASTM G65-A, B y C. La microestructura y composición química de los recubrimientos así como también las superficies de desgaste fueron evaluadas mediante Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y por Espectroscopía de Rayos X por Dispersión de Energía (EDX). Las investigaciones mostraron que la resistencia al desgaste se ve incrementada con el aumento de partículas de WC-Co en la mezcla, sin embargo el aumento más significativo es debido al tratamiento térmico posterior lo cual fue atribuido al endurecimiento por precipitación de la matriz de níquel y a la mayor cohesión y mejor distribución de las partículas de segunda fase.

Palabras clave: HVOF, Recubrimientos Cerámico-Metálicos, Tratamiento Térmico Posterior, Abrasión.

WEAR RESISTANCE OF CERMET COATINGS DEPOSITED BY HVOF POST HEAT TREATED

ABSTRACT

The aim of the present work was to study the influence of chemical composition and post heat treatment on the wear resistance of cermet (ceramic - metallic) coatings deposited by the process of High Velocity Oxy-Fuel (HVOF). For such purpose, a NiCrBSiWFe alloy was chosen which was mixed mechanically with WC-12%Co powders to form three coatings with the following proportions: 100 % of alloy NiCrBSiWFe (100NiCr), 50%NiCrBSi + 50 % WC-12%Co (50-50) and 70 % WC-12%Co + 30%NiCrBSi (70-30). The feeder powders were deposited on an AISI 1020 steel substrate by using a JP-5000 gun. An oxyacetylene flame was used to perform the post heat treatment. The evaluation of the resistance to wear for these coatings was achieved by means of the test ASTM G65-A, B y C. The microstructure and chemical composition of the coatings as well as the wear surfaces were evaluated by means of Optical Microscopy (MO) and Electronics Microscopy (MEB) coupled with an EDAX DX4 energy dispersive X-Ray spectrometer (EDS). The study showed that the resistance to abrasion wear increased with the increase of WC-Co particles in the mixture WC-Co-NiCrBSiWFe; nevertheless, the more significant increase is due to the post heat treatment which was attributed to the precipitation hardening of the nickel matrix and to the better cohesion and better distribution of the second phase particles in the coating.

Keywords: HVOF, Coating, Cermet, Post Heat Treatment, Abrasion.

INTRODUCCIÓN

Recubrimientos tipo cermet (cerámico-metálico), obtenidos por técnicas de alta velocidad, son ampliamente utilizados en numerosas aplicaciones debido a que poseen buenas propiedades mecánicas, tribológicas y buena resistencia a la corrosión, tanto a temperatura ambiente como a altas temperaturas (Yang *et al.* 2006). Además poseen excelente adherencia al sustrato, buena cohesión, baja porosidad y baja tendencia a formar fases frágiles, como W_2C y/o Co_3W_3C (Yang, 2006; Guilemany, 2001). Las partículas duras de WC en el recubrimiento le otorgan una alta dureza y elevada resistencia al desgaste mientras que la matriz de enlace (Co, Ni, CoCr, NiCr) suple la tenacidad necesaria (Celik, 2005; Barber, 2005; Laul, 2000). Dentro de las matrices más utilizadas, como enlazantes de las partículas de carburo de tungsteno, se encuentran el Cobalto, aleaciones cobalto-níquel, el Níquel o aleaciones base níquel, como la NiCrBSiFe.

Dentro de los materiales utilizados como matrices, las aleaciones auto-fundentes base Níquel combinan un número de propiedades especiales otorgadas por sus constituyentes tales como: el níquel, el cual brinda excelente mojabilidad promoviendo una buena cohesión; el cromo, que mejora la resistencia a la corrosión así como también las propiedades tribo-mecánicas; el boro reduce los puntos de fusión y contribuye a la formación de fases duras; el silicio otorga características auto-fundente y el hierro modifica las tasas de difusión (González *et al.* 2006; Grigorescu *et al.* 1995). La sinergia de estos elementos mejora la resistencia al desgaste de estos recubrimientos (Rodríguez, 2002; Stoica *et al.* 2005; Li, 2003).

El comportamiento de estos recubrimientos frente al desgaste está influenciado por diversos factores tales como: el tamaño de las partículas de carburo, la fracción volumétrica, la composición química de las fases y su distribución, entre otros (Kim, 2006; Wu, 2004). Sin embargo, el efecto combinado de las características dadas por las partículas de segunda fase y la tenacidad de la matriz es el factor determinante en el comportamiento frente al desgaste de estos recubrimientos.

Aunque las técnicas de rociado térmico, especialmente las de alta velocidad oxígeno-combustible han evolucionado considerablemente en los últimos años, problemas relacionados con partículas no fundidas o parcialmente fundidas así como también grietas, aún siguen presentándose y ocasionando deficiencias en la cohesión interlamelar, lo cual influye en el comportamiento del recubrimiento frente al desgaste. Una forma de mejorar estos inconvenientes ha sido a través de tratamientos térmicos posteriores (Khameneh, 2006; Kim, 2006; Stoica, 2005; Chen,

2005; Rodríguez, 2002). Numerosas investigaciones han establecido que los cambios microestructurales asociados con la aplicación de tratamientos térmicos posteriores, mejoran significativamente la resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet.

A fin de expandir el campo de aplicaciones logradas con rociado térmico, es necesario desarrollar nuevos tipos de polvos, ya sea mezclados mecánicamente o por otros procedimientos. El efecto de agregar partículas de WC-Co a las aleaciones base níquel autofundentes no ha sido suficientemente investigado, por esta razón se seleccionaron dos porcentajes de una aleación WC-Co y se mezclaron mecánicamente con una aleación base níquel comercialmente disponible. El propósito del presente trabajo es evaluar el efecto de la composición química y del tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste abrasivo y la dureza de varias aleaciones NiCrBSiFe-WC-Co y relacionar estos resultados con la microestructura.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las tablas 1 y 2 contienen las características de los polvos de alimentación y la composición química de los mismos. Con estos materiales se fabricaron tres recubrimientos.

Tabla 1. Características de los polvos de alimentación.

Polvos	Tamaño de partícula	Forma de partícula	Proceso de Fabricación
NiCrBSiFeW	-315 mesh +15 μ m	esférica	Atomización
WC-12%Co	-315 mesh +15 μ m	esférica	Aglomeración y sinterizado

Tabla 2. Composición química de los polvos (% wt).

Polvos	Cr	W	Si	B	C	Fe	Co	Ni
NiCrBSiFeW	15	17	4	3	0.8	3.5		Bal
WC-Co		82.9			4.09		11.61	

El recubrimiento logrado con 100% de aleación NiCrBSiWFe será identificado como 100NiCr. Los otros dos recubrimientos se lograron mezclando mecánicamente las aleaciones NiCrBSiWFe y WC-12%Co durante cinco horas. El segundo recubrimiento estará compuesto por 50% NiCrBSiWFe y 50% (WC-12%Co) y el tercer recubrimiento por 30% NiCrBSiWFe y 70% (WC-12%Co) y serán identificados como 50-50 70-30, respectivamente. Como sustrato se utilizó un acero AISI 1020 del cual se fabricaron muestras con

las dimensiones recomendadas en las normas de los ensayos a realizar. Previo a la deposición del recubrimiento, la superficie de las muestras fue sometida a la metodología industrial de limpieza que incluyó desengrase, decapado mecánico para generar una rugosidad superficial adecuada y eliminar restos de óxidos que pudiesen impedir una buena adhesión del recubrimiento. Posteriormente se eliminaron restos de abrasivo y se precalentaron para eliminar la humedad superficial. Los recubrimientos fueron depositados industrialmente mediante una pistola JP-5000 utilizando los parámetros contenidos en la tabla 3. El tratamiento térmico posterior se realizó utilizando una llama oxiacetilénica aplicada sobre la superficie de las muestras hasta observar un brillo superficial característico de aleaciones auto-fundentes.

Tabla 3. Parámetros de rociado para cada aleación.

Parámetros	Mezclas		
	100NiCr	50-50	70-30
T° precalent. substrato (°C)	83	83	83
Distancia de rociado (cms)	40.64	40.64	40.64
Presión de oxígeno (MPa)	350	350	350
Flujo de oxígeno (l/min.)	0.86	0.86	0.86
Presión de Kerosén (MPa)	0.32	0.34	0.34
Presión cámara combustión (cms)	0.75	0.75	0.75
Velocidad de alimentación (rpm)	385	385	385

Las muestras fueron cortadas y preparadas siguiendo los procedimientos estándar de preparación metalográfica. La microestructura y morfología de las fases presentes en los recubrimientos fueron examinadas a través de Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) utilizando para ello un microscopio electrónico marca Philips, modelo XL 30, acoplado a un Espectrómetro de Rayos X por dispersión de energía (EDX) para obtener el análisis semicuantitativo de elementos presentes en el recubrimiento. Las superficies de desgaste también fueron analizadas a través de MEB. La dureza de los recubrimientos por microindentación fue medida a través de 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. Para la medición de la rugosidad se utilizó un rugosímetro marca Mitutoyo SJ-201 reportando el promedio de seis mediciones en términos de Ra.

El ensayo de abrasión se rigió por la norma ASTM G65 utilizando tiempos de 5, 10 y 30 minutos, respectivamente. El tipo de abrasivo utilizado para el ensayo fue una arena de

cuarzo redondeado exigida por la American Foundry Sand N° AFS 50-70 (300 – 212 micrómetros), en concordancia con lo estipulado en la norma. Los resultados del ensayo fueron reportados en pérdida volumétrica.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis de la microestructura

La figura 1a corresponde a una vista general del recubrimiento a una magnificación de 100X, la cual fue tomada en la sección transversal del recubrimiento logrado con la aleación 100NiCr en estado como depositado. En ésta se puede observar una estructura laminar, heterogénea y con escasa porosidad. La figura 1b corresponde al mismo recubrimiento observado a una magnificación de 1000X en la cual se observa, con mayor claridad, la estructura laminar característica de los recubrimientos producidos por rociado térmico. Algunas gotas parcialmente fundidas se encuentran presentes. En esta misma micrografía se pueden observar diferentes fases de diferentes morfologías, las cuales fueron identificadas en un trabajo previo (Rodríguez, 2002). Sin embargo, la fase oscura identificada con la letra «A» no había sido observada previamente por lo cual se le realizó un análisis químico puntual (figura 1e) indicando éste que se trataba de una fase compuesta por níquel como elemento mayoritario, cromo, hierro silicio y probablemente boro, con ausencia de W y de allí su color gris oscuro.

La figura 1c nos muestra la microestructura del mismo recubrimiento tratado térmicamente con llama oxiacetilénica. Como puede observarse en esta imagen, el tratamiento térmico produjo una distribución más homogénea de las fases presentes, comparada con la microestructura observada en la figura 1a. Una micrografía realizada en la interfase de este recubrimiento presentada en la figura 1d, evidencia que el tratamiento térmico ha producido un proceso de difusión, lo cual fue corroborado con los resultados obtenidos a través de EDX, los cuales indicaron un alto porcentaje en peso del elemento Fe (80%) proveniente del substrato y Si (16.27 % en peso) proveniente del recubrimiento. Rodríguez (2002) reportó a través del ensayo de difracción de rayos X (DRX), la presencia de la fase Fe_8Si_2C en la zona de la interfase, lo cual fue atribuido al proceso de difusión. De acuerdo a los resultados obtenidos en el EDX reportado en la figura 1d, en porcentajes atómicos (Fe 80.75%, Si 16.27%), pareciera indicar que se trata de esta fase. El EDX también reportó la presencia de aluminio en la zona de la interfase, lo cual puede ser debido a partículas de alúmina que quedaron incrustadas en esta zona durante el proceso de limpieza del substrato.

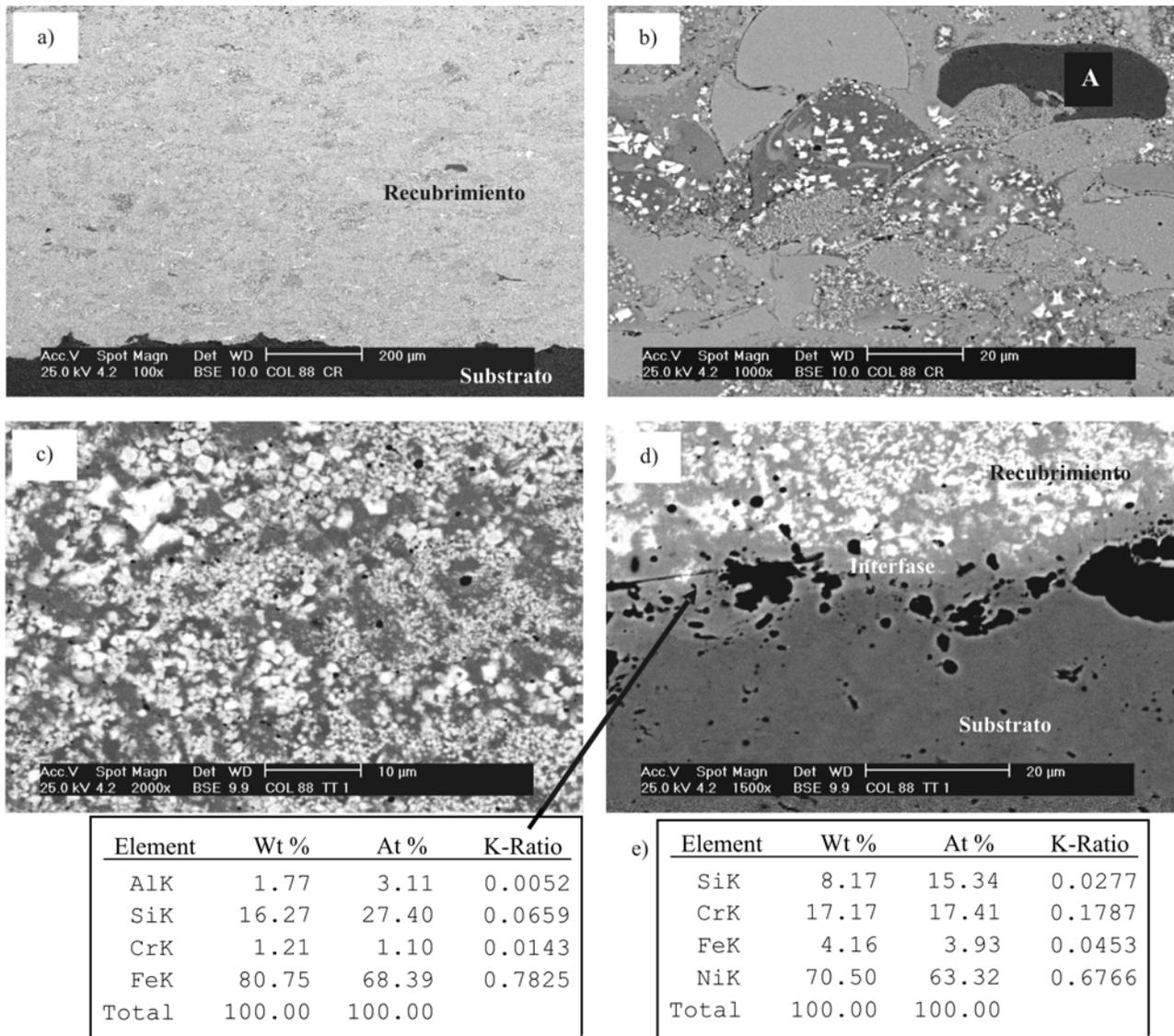


Figura 1. Micrografías MEB del recubrimiento 100%NiCrBSiWFe.

- a) 100X, b) 1000X, c) Micrografía del mismo recubrimiento con tratamiento térmico posterior a 2000X, d) Detalle del recubrimiento tratado térmicamente en la interfase a 1500X y EDX realizado en la zona indicada por la flecha, e) EDX realizado en fase A indicada en figura 1b.

Las figuras 2a y 2c corresponden al recubrimiento logrado con la mezcla identificada como 50-50 en estado «como rociado» y con tratamiento térmico posterior, respectivamente. Las diferencias entre estas dos microestructuras a esta magnificación no son muy evidentes, si acaso se observa un menor número de gotas semi fundidas. En ambas estructuras las fases blancas provienen de la aleación WC-12%Co y las grises corresponden a la aleación NiCr. También se aprecia en estas micrografías partículas angulares de diferentes morfologías y tamaños, características de los recubrimientos de WC-Co. Las fases oscuras correspondientes a la aleación base níquel se visualizan ligeramente más alargadas en el recubrimiento tratado térmicamente, esto es probablemente debido a la disolución de gotas que quedaron parcialmente fundidas durante el proceso de rociado

térmico. La figura 2b corresponde a la misma muestra sin tratamiento térmico posterior en la zona de la interfase, la cual se observa bien delimitada y adherida al recubrimiento.

La figura 2d corresponde a la zona de la interfase en la muestra tratada térmicamente, a diferencia de la figura 1d que presenta una interfase en la cual se evidencia una zona de difusión (en este caso se nota una interfase más delimitada y la presencia de compuestos brillantes probablemente carburos en la zona del sustrato). Pareciera que los patrones de difusión se han invertido con respecto a la muestra depositada con 100% aleación NiCrBSiWFe tratada térmicamente. Esto probablemente se deba a la menor cantidad de Fe (elemento que promueve la difusión) en este recubrimiento, comparado con el recubrimiento depositado

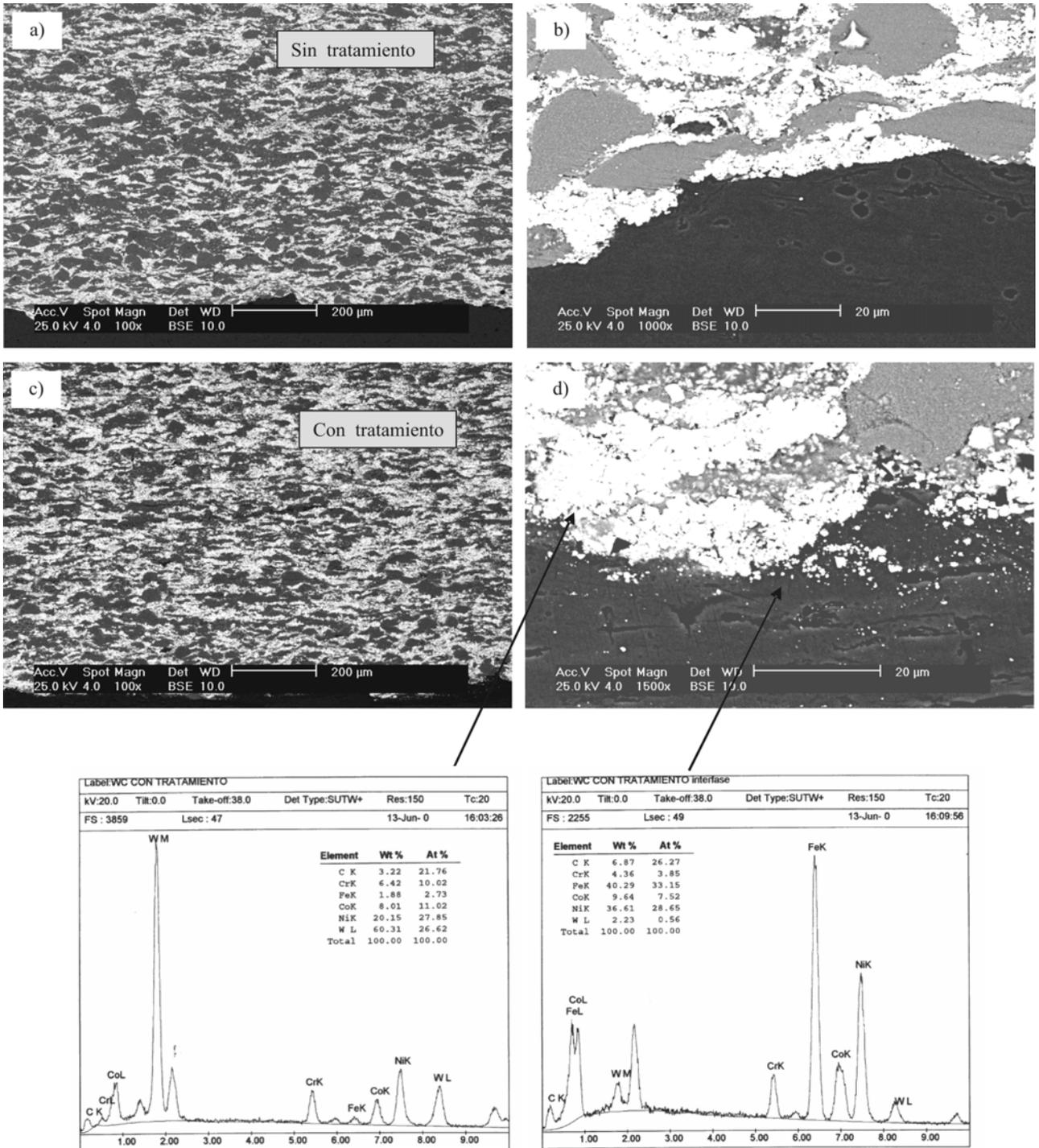
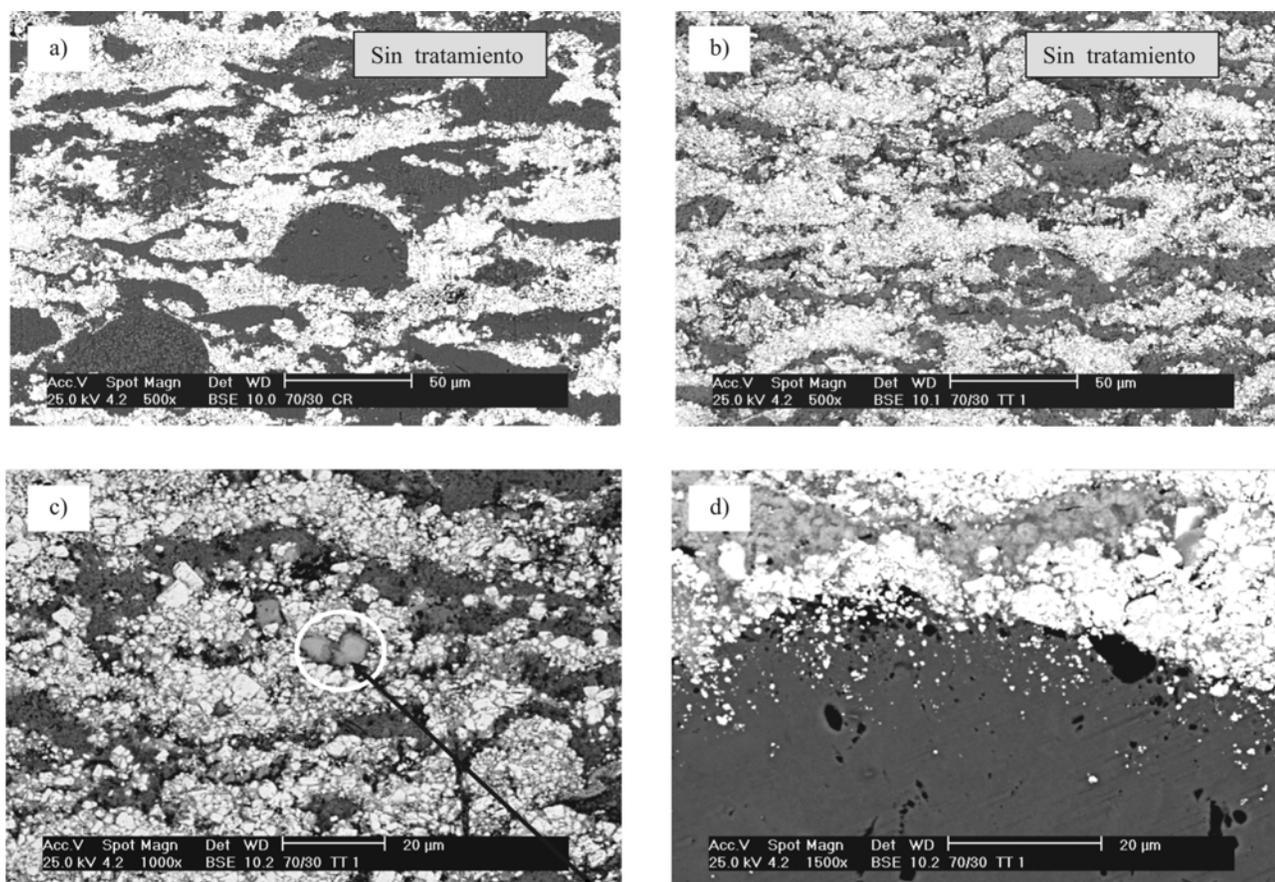


Figura 2. Micrografías MEB del recubrimiento depositado con la mezcla 50- 50.
a) En estado como rociado a 100 X. b) Como rociado en la zona de la interfase a 1000X.
c) Recubrimiento con Tratamiento Térmico Posterior (TTP) a 100X.
d) Zona de la interfase a 1500X y EDX en las zonas indicadas.

con la aleación 100NiCr. En este caso las fases brillantes, previamente identificadas como carburos y boruros son las que difunden hacia el sustrato.

La micrografía presentada en la figura 3a corresponde a la muestra depositada con la mezcla 70-30 (en ella se puede

observar algunas gotas de la aleación base níquel parcialmente fundidas). En líneas generales se puede decir que se encuentran bien cohesionadas con las partículas de WC-Co. La figura 3b muestra una microestructura del mismo recubrimiento con Tratamiento Térmico Posterior (TTP), la cual comparada con la figura 3a, evidencia que el tratamiento



Element	Wt %	At %	K-Ratio
SiK	19.36	49.15	0.1289
W M	59.74	23.17	0.5400
CrK	14.10	19.33	0.1291
FeK	1.21	1.54	0.0118
CoK	0.72	0.87	0.0072
NiK	4.89	5.94	0.0538
Total	100.00	100.00	

Figura 3. Micrografías MEB del recubrimiento depositado con la mezcla 70-30 en estado como rociado a) 100 X. b) 500X. c) Con (TTP) a 1000X mostrando EDX en fase gris clara y d) Zona de la interfase a 1500X.

térmico ha producido cambios en la morfología de las gotas y una mejor distribución de las fases presentes. En la figura 3c, correspondiente al mismo recubrimiento pero a una mayor magnificación, se observó la presencia de partículas grises (encerradas en el círculo) de aproximadamente 12 μm de longitud, no identificadas previamente, por lo que se le realizó un análisis químico puntual (EDX) indicando que la misma está compuesta (en porcentajes atómicos) por 49.15% de silicio, 23.17% tungsteno y 19.33% de cromo, lo cual probablemente evidencie la presencia de un siliciuro de cromo-tungsteno. La formación de siliciuros de cromo-tungsteno ($Cr_xW_ySi_z$), como consecuencia del tratamiento térmico, ha sido reportado previamente (Rodríguez, 2002)

en un estudio realizado sobre un recubrimiento depositado con la misma aleación NiCrBSiWFe y posteriormente tratado con llama. En la micrografía correspondiente a la muestra 70-30 tratada térmicamente en la zona de la interfase (figura 3d) se puede apreciar al igual que en la micrografía presentada en la figura 2c, la presencia de partículas blancas en la zona de la interfase, esto es atribuido al proceso de difusión producido durante el tratamiento térmico.

Rugosidad y Dureza

En la figura 4 se puede observar los distintos valores de rugosidad superficial obtenidos para cada recubrimiento en

estudio, en la cual se evidencia que el recubrimiento obtenido con la aleación matriz 100% NiCr, en estado como rociado, presentó el mayor valor de Ra siendo éste de 4,2 μ m. El tratamiento térmico logró disminuir este valor en un 85%, esto puede ser atribuido a que la matriz de Níquel al ser calentada casi hasta su punto de fusión homogeneiza las fases presentes ocasionando una suavización de la superficie. En aquellas aleaciones con menor contenido de matriz de níquel este efecto se produce en menor grado e inclusive, casi imperceptible como en el recubrimiento 50-50.

La figura 5 presenta los resultados obtenidos del ensayo de microindentación Vickers. Como puede observarse en esta figura el mayor valor de dureza corresponde al recubrimiento obtenido con la aleación base níquel tratada térmicamente con llama oxiacetilénica, el cual resultó ser un 35% mayor que el mismo recubrimiento sin tratamiento. El aumento de la dureza, como consecuencia del tratamiento térmico con llama oxiacetilénica, es atribuido (Rodríguez, 2002) a un incremento de la dureza de la matriz de níquel debido al endurecimiento por precipitación y en menor grado a una mejor distribución de las fases endurecedoras. Similarmente, la dureza obtenida por el recubrimiento 50-50 con TTP es un 22% mayor que el mismo recubrimiento en estado como rociado y finalmente observamos que en el caso de la mezcla 70-30 el aumento debido al tratamiento térmico fue sólo de un 1%. Estos resultados eran esperados debido a que el efecto del tratamiento térmico se produce sobre la matriz de níquel y esta aleación presenta la menor proporción de la aleación base níquel. Es evidente que la adición de las partículas de WC-12%Co aumenta la dureza (HV_{300}) del recubrimiento base níquel de forma tal que para la mezcla 50-50 el aumento alcanza casi un 5% y para la mezcla 70-30 llega a ser un 27%, sin embargo el tratamiento térmico es más efectivo sobre esta propiedad que la adición de partículas endurecedoras a la aleación base níquel.

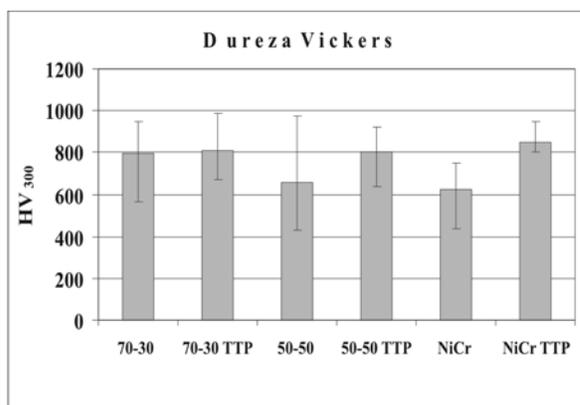


Figura 4. Resultados de la rugosidad superficial para cada recubrimiento estudiado.

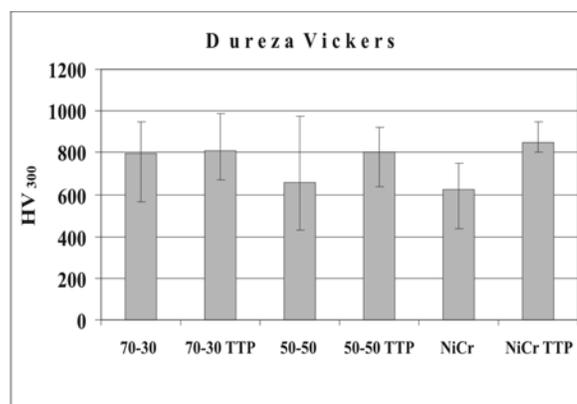


Figura 5. Resultados del ensayo de microindentación Vickers.

Resistencia al desgaste por abrasión

En la figura 6 se graficaron los resultados del ensayo de abrasión para todas las condiciones y tiempos de ensayo. Como lo indica la norma, los resultados se expresan en función de las pérdidas de volumen producidas durante el ensayo. En esta figura se puede apreciar que el aumento de la resistencia a la abrasión es inversamente proporcional al tiempo de ensayo para todas las condiciones estudiadas, es decir, a mayor tiempo de ensayo mayor desgaste. El mayor valor de pérdida volumétrica lo presentó el recubrimiento depositado con la aleación base níquel. La adición de las partículas de WC-Co a la aleación base níquel indudablemente mejoró su resistencia a la abrasión. La aleación 50-50 perdió 1,2 menos volumen que la 100NiCr para la condición más desfavorable (30 min. de ensayo) y la aleación 70-30 se comportó 2,65 veces mejor que la aleación 100NiCr bajo las mismas condiciones.

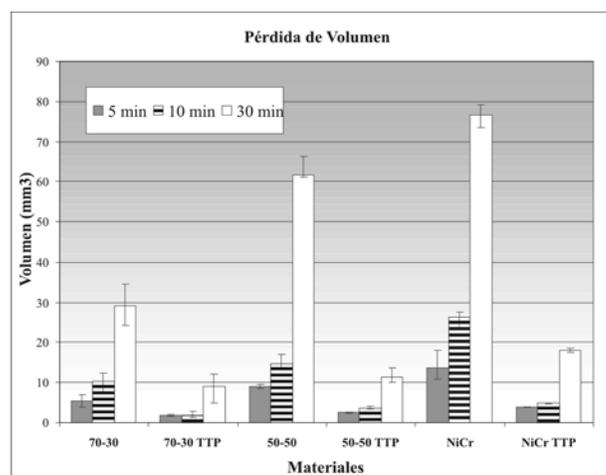


Figura 6. Resultados del ensayo de abrasión.

También se desprende de esta figura que el tratamiento térmico mejoró considerablemente la resistencia a la abrasión en todos los recubrimiento estudiados. El recubrimiento

100NiCr tratado térmicamente resistió 4,27 más que el no tratado, el recubrimiento 50-50 5,16 veces y el 70-30 3,62 veces. Una vez más el tratamiento térmico no tiene tanta influencia sobre las propiedades del recubrimiento 70-30. Se puede decir, desde el punto de vista de resistencia al desgaste abrasivo, que el tratamiento térmico tuvo más efecto sobre el recubrimiento 50-50. Además, el recubrimiento depositado con la aleación 70-30 con TTP es solamente 1,2 veces más resistente que el recubrimiento 50-50 con TTP, lo cual sería una ventaja desde el punto de vista económico ya que se obtienen resultados similares con una aleación más económica.

A fin de relacionar estos resultados con los mecanismos de desgaste predominante en estos recubrimientos se realizaron micrografías sobre las superficies desgastadas. La figura 7a corresponde a una micrografía realizada sobre la superficie desgastada durante el ensayo de 30 min. (la condición más desfavorable) del recubrimiento depositado con la aleación 100NiCr. En ella se aprecia claramente el típico mecanismo de desgaste por arado de la matriz, que comienza a desgastarse debido a su menor dureza, dejando en relieve las islas de partículas de segunda fase, las cuales son removidas posteriormente por el efecto de la abrasión. En la medida que el ensayo continúa este mecanismo se repitió.

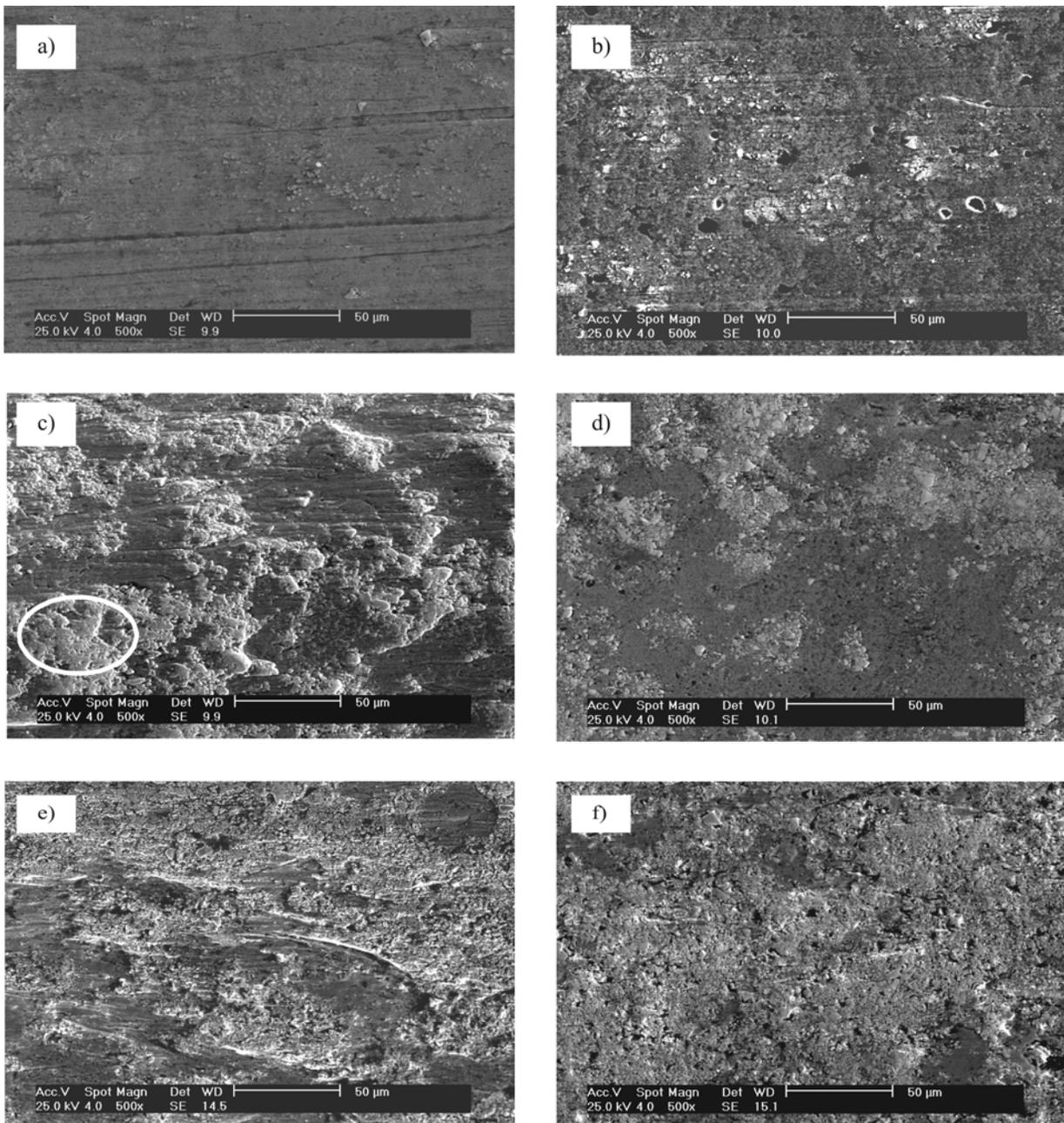


Figura 7. Micrografías MEB en electrones secundarios de la superficie desgastada de las muestras:

a) muestra 100NiCr sin TTP. b) 100NiCr con TTP c) 50-50 sin TTP d) 50-50 con TTP e) 70-30 sin TTP f) 70-30 con TTP.

En esta figura también se aprecian surcos paralelos al movimiento de la arena probablemente producidos por partículas de segunda fase que se han desprendido debido al desgaste de la matriz que las mantenía cohesionadas con ella, permitiendo que estas partículas se queden atrapadas en la interfase de deslizamiento y produzcan abrasión de tres cuerpos (Bourithis *et al.* 2005). También se observan algunos huecos producidos por el desprendimiento de partículas que no se encontraban bien cohesionadas. Sin embargo, se puede decir que la remoción de material por arado es el mecanismo predominante.

La figura 7b corresponde al mismo recubrimiento tratado térmicamente con llama. En ella se aprecian, aunque en menor proporción, los mismos surcos producidos por la acción cortante de la arena, observado en la superficie desgastada de este recubrimiento sin tratamiento térmico. Esto es probablemente debido a que el tratamiento térmico ha producido tres efectos significativos. El primero de ellos es que la matriz ha sido endurecida por precipitación lo cual la hace más resistente al desgaste por abrasión, el segundo efecto sería la disminución de la rugosidad superficial y finalmente el tercer efecto es que se logra una mejor distribución y cohesión de las partículas de segunda fase. En esta micrografía también se observan algunos surcos a lo largo de los cuales se encuentran presentes partículas brillantes o fases duras (ver círculo blanco en la figura 7b), así como también numerosos huecos. Esto puede ser atribuido a que durante el proceso de abrasión las partículas erodantes tratan de desgastar los carburos y boruros presentes, pero sin éxito ya que estos son más duros que la arena y están mejor cohesionados con la matriz como consecuencia del tratamiento térmico, lográndose sólo redondear sus bordes.

En el caso de la muestra 50-50 (figura 7c) se observan surcos profundos en la matriz, mientras que las zonas blancas (de carburos) se aprecian en relieve y redondeados sus bordes, incluso presentándose en algunas zonas muy alisadas, como la observada en el círculo blanco de la figura 7c. Esto ocurre debido al desgaste paulatino en la matriz mientras que las zonas correspondientes a los carburos no son tan fácilmente desgastadas, lo cual deja las fases duras rodeando la matriz y en relieve. Esto probablemente se deba al mismo efecto explicado en el caso anterior en el cual la formación de surcos en la matriz iba dejando las partículas de carburo en relieve pero en este caso al haber mayor cantidad de fases duras aglomeradas y cohesionadas con el cobalto (enlazante de las partículas de WC) y la aleación de níquel, impidió su desprendimiento y por lo tanto sólo fueron desbastadas. Por ese motivo no se observaron huecos como en el caso anterior.

En la figura 7d, correspondiente al recubrimiento 50-50 con TTP, se puede observar que las zonas blancas se encuentran poco desbastadas y con menor pérdida de su morfología angular, característica de los carburos de tungsteno, mientras que la matriz se aprecia ligeramente en bajo relieve pero con pocos vestigios de abrasión (surcos) si se comparan con el recubrimiento logrado con esta misma aleación sin tratamiento térmico (figura 7c) y más aún con la aleación 100NiCr tratada térmicamente. Esto es debido a la mayor fracción volumétrica de las partículas de carburo presentes en este recubrimiento, las cuales actúan como barreras impidiendo que el proceso de desgaste se desarrolle continuamente como en el caso del recubrimiento NiCr con TTP. En este caso también se observan huecos aunque en menor proporción, cuyo mecanismo de formación se explicó anteriormente. Es de hacer notar que el efecto del tratamiento térmico sobre estas aleaciones es determinante ya que al endurecerse la matriz, se evita que ésta se desgaste y que las partículas de segunda fase queden en relieve, evitando la remoción de las mismas y que por lo tanto se produzca el mecanismo de abrasión por tres cuerpos.

La figura 7e muestra la superficie desgastada del recubrimiento logrado con la mezcla 70-30. En este caso se aprecia que la matriz de aleación base níquel presenta los mismos surcos producto de la abrasión con la misma tendencia a dejar en relieve las partículas de carburos, los cuales se aprecian menos desgastados que en el caso anterior. Esto es debido a que al haber menos zonas de matriz blanda la profundidad de los surcos es menor y las partículas están menos expuestas al efecto erodante de la arena. En el caso del recubrimiento 70-30 con TTP (figura 8 f) se aprecia que ha habido un menor desgaste ya que las agrupaciones de fases blancas presentan partículas menos deformadas. Por otro lado, las fases oscuras correspondientes a la aleación base níquel se encuentran en menor proporción debido a la difusión promovida por el tratamiento térmico y por lo tanto se observan colonias más grandes de partículas de segunda fase. También se notan algunas cavidades probablemente producidas por algunas partículas de carburo que se han desprendido.

Es de hacer notar que el tratamiento térmico mejoró la dureza del recubrimiento 100NiCr y del logrado con la mezcla 50-50, pero no tuvo un efecto significativo en el depósito 70-30, debido indudablemente al bajo porcentaje de aleación base níquel que presenta este recubrimiento. Sin embargo, el comportamiento frente al desgaste del recubrimiento 50-50 fue 1,63 veces mejor que el de la aleación 100% NiCr, los cuales presentan durezas muy similares. Ha sido reportado por varios autores (Bourithis *et al.* 2005) que la dureza es un parámetro crucial que siempre debería ser considerado pero existen otros factores como las características

microestructurales, fragilidad, tamaño de las partículas, entre otros, que pueden cambiar el comportamiento al desgaste de los recubrimientos.

Se podría decir entonces, que la mayor fracción volumétrica de partículas de carburo, es la responsable por la resistencia al desgaste y no la dureza del recubrimiento. Sin embargo, esto tampoco es completamente cierto porque la resistencia al desgaste del recubrimiento 70-30 en estado como rociado es 2,1 veces mayor que el recubrimiento 50-50 también en estado como rociado, pero ambos recubrimientos después del tratamiento térmico tienen una resistencia al desgaste similar, a pesar de la mayor fracción volumétrica de carburos que posee el recubrimiento 70-30. Es decir, para que la presencia de las partículas de WC sea efectiva éstas deben estar en principio bien cohesionadas entre ellas mismas pero además también deben estar bien cohesionadas con la matriz, lo cual se logra con el tratamiento térmico posterior.

CONCLUSIONES

La microestructura, propiedades mecánicas y resistencia a la abrasión de recubrimientos NiCrBSiWFe-WC-Co, depositados por rociado térmico en estado como rociado y con tratamiento térmico posterior, fueron evaluadas a fin de investigar el efecto de la composición química y del tratamiento térmico posterior sobre la resistencia al desgaste de estos recubrimientos. Las investigaciones mostraron que la resistencia al desgaste se ve incrementada con el aumento de partículas de WC-Co en la mezcla WC-Co-NiCrBSiWFe pero el aumento más significativo es debido al tratamiento térmico posterior, lo cual fue atribuido al endurecimiento por precipitación de la matriz de níquel y a la mayor cohesión y mejor distribución de las partículas en el recubrimiento. Se pudo determinar que la dureza del recubrimiento no es un factor determinante en la resistencia al desgaste por abrasión.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece a la empresa Plasmatec Ingenieros C.A., por la realización de los recubrimientos utilizados en el presente trabajo.

REFERENCIAS

- BARBER, J., MELLORN, B. G. & WOOD, R. (2005). The development of sub-surface damage during high energy solid particle erosion of a thermally sprayed WC-Co-Cr coating. *Wear* 259; pp.125-134.
- BOURITHIS, L. & PAPANIMITRIOU, G. (2005). Three body abrasion wear of low carbon steel modified surfaces». *Wear*, 258; pp. 1775-1786.
- CELIK, E., CULHA, O., UYULGAN, B., AK AZEM, N., OZDEMIR, I. & TURKURK, A. (2005). Assessment of microstructural and mechanical properties of HVOF sprayed WC-based cermets coatings for a roller cylinder. *Surf. Coat. Technol*, 200; pp. 4320-4328.
- CHEN, H., XU, C., QU, J., HUTCHINGS, I. M., SHIPWAY, P. H. AND LIU, J. (2005). Microscale abrasive wear behavior of HVOF sprayed and laser remelted conventional and nanostructured WC-Co coatings. *Wear* 258; pp. 333-338.
- GONZÁLEZ, R., CADENAS, M., FERNÁNDEZ, R., CORTIZO, J. L. Y RODRÍGUEZ, E. (2007). Wear behavior of flame sprayed NiCrBSi coating remelting by flame or by laser. *Wear*, 262; pp. 301-307.
- GRIGORESCU, I.C. , DI RAUSO, C., DRIRA-HALOUANI, R., LAVELLE, B., DI GIAMPAOLO, R. & LIRA, J. (1995). *Surf. Coat. Technol*, 76-77; pp. 494-501.
- GULEMANY, J.M., MIGUEL, J. M., VIZCAINO, S. AND CLIMENT, F. (2001). Role of three-body abrasion wear in the sliding wear behavior of WC-Co coatings obtained by thermal spraying. *Surf. Coat. Technol*, 140; pp.141-146.
- KHAMENEH, SH., HEYDARZADEH, M., HOKAMOTO, K. & EUMURA, M. (2006). Effect of heat treatment on wear behaviour of HVOF thermally sprayed WC-Co coatings. *Wear*, 260; pp.1203-1208.
- KIM, J. H., BAIK, K. H., SEONG, B. G. & HWANG, S. Y. (2006). Effects of post-spraying heat treatment on wear resistance of WC-Co nanocomposite coatings» *Materials Science and Engineering A*. (Article in press. doi:10.1016/j.msea.2006.02.320.).
- LAUL, K. & DORFMAN, M. (2000). New Chromium Carbide Nickel-Chrome Materials for High Temperature Wear Applications. In Proc. of 1st International Thermal Spray Conference Ed. C.C. Berndt, ASM International, Montreal, Canada, 561-566.
- LI, Q., SONG, G. M., ZHANG, Y. Z., LEI, T. C. AND CHEN, W. Z. (2003). Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Nickel bases alloy coating with the addition of SiC. *Wear*, 254; pp. 222-229.
- RODRIGUEZ, M. A., KLISANS, J., BAVARESCO, L., SCAGNI, A., ARENAS, F. (2001). Wear resistance oh HVOF Sparyed carbide coatings. In Proc. Thermal Spay 2001: New Surface for a New Millennium ASM International, ISBN:0871707373,2001, p. 106.

- RODRIGUEZ, M., STAIA, M., GIL, L., F. ARENAS, F. & SCAGNI, A. (2000). Effect of heat treatment on properties of nickel hard surface alloy deposited by HVOF. *Surface Engineering*, 16 (5); pp. 415-420.
- RODRIGUEZ, M.A., M. STAIA, M. AND GIL, L. (2002). Microstructural changes of a nickel based HVOF coating post heat treated. *Surface Engineering*, 18 (5); pp. 358-362.
- STOICA, V., AHMED, R. & ITSUKAICHI, T. (2005). Influence of heat treatment on the sliding wear of thermal spray cermet coating. *Surf. Coat. Technology* 199; pp. 7-21.
- YANG, Q., SENDA, T. & HIROSE, A. (2006). Sliding Behavior of WC-12%Co coatings at elevated temperatures. *Surf. Coat. Technol*, 200; pp. 4208-4212.
- WU, P., DU, H. M., CHEN, X. L., LI, Z. Q., BAI, H. L. AND JIANG, E. Y. (2004). Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings. *Wear*, 257; pp. 142-147.