Revista SAM N°1 – Año 2024

ISSN 1668-4788, N°1 (2024) p.22-31

Análisis de la microdureza en un recubrimiento de matriz metálica reforzada

Carolina García Díaz*[1]; Elena Brandaleze[1]; José L García[2]; Edgardo Benavidez[1]

(1) Departamento Metalurgia y Centro DEYTEMA - Facultad Regional San Nicolás (FRSN) - Universidad Tecnológica Nacional (UTN). Colón 332 – (2900) San Nicolás, Prov. Buenos Aires, Argentina.

(2) Sandvik Coromant R&D, Lerkrogsvägen 19, 126 80 Stockholm, Suecia.

* e-mail: cgarciadiaz@frsn.utn.edu.ar

RESUMEN

Se depositaron recubrimientos de matriz metálica (base Fe) con refuerzos de carburos cementados WC-9Co sobre sustratos de aceros al boro, empleando un tratamiento de templado inductivo. Algunas probetas fueron sometidas a un tratamiento mecánico pos deposición (TM) consistente de un granallado con esferas de acero. Las observaciones microestructurales confirman una excelente adhesión del recubrimiento al acero base y el desarrollo de granos dendríticos compuestos principalmente de Fe y W. Los granos de WC-9Co fueron parcialmente disueltos en la matriz metálica, lo que se atribuyó al calor aportado durante el proceso de consolidación y a la presencia de Cr en la matriz metálica. Se compararon los datos de desgaste abrasivo y de microdureza Vickers de las probetas con y sin tratamiento mecánico de granallado. La muestra granallada presenta mayor resistencia al desgaste abrasivo y mayor microdureza que el recubrimiento sin tratamiento mecánico. Se determina una microdureza promedio 56% mayor que la muestra sin granallar. Se destaca que, el menor módulo de Weibull registrado en las muestras con TM es indicativo de que el granallado produce un incremento en la variabilidad de datos de microdureza.

Palabras clave: Microdureza; Desgaste; Recubrimientos; Matriz metálica; Weibull.

ABSTRACT

Metal matrix coatings (Fe-base) with WC-9Co cemented carbide reinforcements were deposited on boron steel substrates using an inductive hardening treatment. Some specimens were subjected to a post-deposition mechanical treatment (TM) consisting of shot peening with steel beads. Microstructural observations confirm excellent adhesion of the coating to the base steel and the development of dendritic grains composed mainly of Fe and W. The WC-9Co grains were partially dissolved in the metal matrix, which was attributed to the heat supplied during the consolidation process and the presence of Cr in the metal matrix. Abrasive wear and Vickers microhardness data of the specimens with and without mechanical shot peening treatment were compared. The shot peened sample presents greater resistance to abrasive wear and higher microhardness than the coating without mechanical treatment. An average microhardness 56% higher than the unshot peened sample is determined. It is noted that the lower Weibull modulus recorded in the samples with TM is indicative that shot peening produces an increase in the variability of microhardness data.

Keywords: Microhardness; Wear; Coatings; Metal matrix; Weibull.

INTRODUCCIÓN

Una fracción significativa del Producto Bruto Interno (PBI) de un país se consume anualmente debido a las pérdidas originadas por la fricción y el reemplazo de piezas de maquinaria que sufren desgaste en servicio. La norma ASTM G40, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion, define la tribología como "la ciencia que estudia los fenómenos relacionados con la interacción de superficies, incluyendo la fricción, el desgaste y la lubricación". En un sistema tribológico, no solo se analizan las superficies en contacto, sino también el entorno mecánico, físico, químico, térmico, etc., conocido como tribosistema, el cual tiene una gran influencia en el comportamiento del material. La degradación superficial ocasiona el 70 % de las salidas de servicio, entre las cuales el desgaste es la mayor causa de pérdida de material, así como de disminución de propiedades mecánicas y eficiencia. El efecto de la abrasión es particularmente evidente en áreas industriales como la agricultura (rejas de arado, abresurcos, cinceles), la minería (trituración, molienda y transporte de minerales), la construcción (movimiento de tierra) y, esencialmente, en cualquier lugar donde sean manipulados polvo, tierra, roca y minerales. En este sentido, los recubrimientos de compuestos de matriz metálica reforzada (CMMR) han surgido como una solución efectiva para enfrentar los desafíos de desgaste y corrosión en estas aplicaciones industriales, donde el desgaste es la principal razón por la cual necesitan ser

reemplazadas [1].

Las aleaciones de base Fe son ampliamente utilizadas como recubrimientos debido a su disponibilidad, bajo costo y propiedades excepcionales, que incluyen elementos aleantes como B, Si, Cr, Ni, Mn, V y C que proporcionan un equilibrio único de propiedades mecánicas [2]. La presencia de partículas duras en estas aleaciones puede mejorar significativamente el rendimiento de las herramientas, ya sea a través de la formación in-situ de carburos o boruros de cromo, o mediante la adición de partículas duras a la mezcla, como los carburos metálicos (WC, NbC, TiC, SiC, VC) o cementados (WC-Co, WC-Ni, WC-Co-Ni) [3]. Cuando se incorporan partículas duras en las aleaciones de matriz metálica, se clasifica al material como "compuesto de matriz metálica reforzada" (CMMR).

En el presente trabajo, se empleó una técnica distinta para depositar y consolidar los CMMR, en lugar de recurrir a las técnicas tradicionales como la proyección o rociado térmicos y el recargue o soldadura [4]. En este caso, se optó por una técnica de bajo costo que implica la deposición a baja temperatura sobre un sustrato de acero al boro nacional, seguida de una sinterización rápida y posterior temple para lograr la consolidación de la capa. El enfoque utilizado en este estudio se basó en el diseño y la implementación de un CMMR de baja temperatura de solidus, con el objetivo de minimizar el impacto térmico en el sustrato metálico.

Además, resulta interesante reforzar a su vez la superficie de los recubrimientos, y el granallado (shot peening, en inglés) sobresale como una de las principales formas de lograr este refuerzo y así aumentar el rendimiento. Diversas investigaciones han demostrado que las tensiones causadas por los ciclos térmicos pueden ser aliviadas o incluso eliminadas mediante el granallado [5-7], y que existe un espesor específico de la capa de deformación plástica en la capa subsuperficial. La intensa deformación plástica resulta en la refinación del grano y una gran acumulación de dislocaciones, lo que a su vez reduce la velocidad de propagación de las grietas, mejora la dureza [8] y las propiedades mecánicas del compuesto de matriz metálica reforzada. De igual manera, la introducción de tensiones residuales de compresión en la superficie inferior del compuesto ayuda a reducir las tensiones de tracción, lo cual también tiene un efecto positivo en la resistencia del material [9].

En vista de la naturaleza heterogénea del recubrimiento resultante aplicado mediante calentamiento inductivo seguido de temple, los valores promedio de microdureza y desviación estándar calculados a partir de 10 a 15 indentaciones pueden no ser suficientes para comprender de manera integral el rendimiento del recubrimiento. Se necesita un promedio de población más alto para comprender las propiedades características del recubrimiento, lo que significa que cuanto mayor sea el número de puntos de datos, más preciso será el valor de microdureza representativo. Además, una gran variación en los valores de microdureza a menudo requiere un análisis estadístico riguroso de los datos para comprender y separar los datos dispersos para obtener propiedades de recubrimiento realistas [10]. En este sentido, el análisis de Weibull se ha empleado para estudiar la distribución de la dureza en recubrimientos rociados térmicamente [10,11].

El objetivo del presente trabajo es comparar un material compuesto de matriz metálica antes y después de ser sometido a un proceso de granallado (tratamiento mecánico, TM). El material compuesto fue depositado y consolidado en sustratos de acero 15B30 mediante sinterización rápida y temple posterior. Algunas probetas, después de la consolidación, fueron tratadas con granallado mecánico (TM) para su comparación con aquellas que no recibieron ningún tratamiento adicional. Se realizaron análisis de las microestructuras resultantes después de la consolidación. Se llevó a cabo un ensayo de desgaste abrasivo en una muestra patrón y en el recubrimiento antes y después del granallado, y finalmente se midió la microdureza de las fases resultantes. Además, se analizó estadísticamente la distribución de microdureza utilizando la función de distribución de Weibull basada en los datos pertenecientes a 30 indentaciones realizadas con una carga de 300g ($HV_{0.3}$) de los recubrimientos de matriz metálica reforzada con y sin tratamiento mecánico. Se evaluaron la dureza característica (H_0) y el módulo de Weibull (m) de los recubrimientos.

MATERIALES Y MÉTODOS

Mediante el análisis de la literatura y las simulaciones termodinámicas llevadas a cabo con el software FactSage 8.1, se desarrolló el compuesto de matriz metálica con una composición del 65% en peso de matriz metálica de base hierro y un 35% en peso de refuerzo de carburo cementado WC-9Co. Como aleantes se emplearon polvos de Cr y Ni, entre otros.

Para la síntesis del compuesto, se pesaron las materias primas requeridas para obtener 20 g de polvo de partida, las cuales fueron molidas en un molino de bolas convencional a 60 rpm durante 1 hora. El proceso de molienda fue llevado a cabo en vía húmeda, agregando un 10% en peso de alcohol etílico (96% en volumen). Los polvos resultantes se secaron en una estufa a 100ºC durante 2 horas para eliminar el alcohol residual.

Se procedió a la aplicación del compuesto en polvo a temperatura ambiente sobre un sustrato de acero al boro

SAE 15B30, seguido de su consolidación mediante sinterización rápida a alta temperatura y posterior temple en agua. La consolidación del recubrimiento se llevó a cabo utilizando un equipo de inducción de alta frecuencia (marca Termotrónica), a una frecuencia de 475 kHz durante un lapso de aproximadamente 50 segundos. Posteriormente, dos muestras fueron sometidas a un tratamiento mecánico de granallado durante 4 minutos, utilizando granallas esféricas de acero S460H (CyM Materiales S.A.) con una granulometría pasante tamiz N°10 y 96% retenido en tamiz N°18 (apertura de 1 mm) y dureza de 392-528 HV (40-51 HRC).

Para el análisis microestructural, se prepararon muestras cortando secciones longitudinales correspondientes al acero base y al recubrimiento. Estas muestras fueron desbastadas con papeles de SiC y pulidas con pasta de diamante de hasta 1 µm. Se empleó el reactivo metalográfico Oberhoffer durante 1 minuto para revelar la matriz metálica del recubrimiento y del acero base. La identificación de las fases presentes en el acero base y en el recubrimiento se realizó mediante observaciones en un microscopio óptico Olympus GX51 con el sistema de análisis de imagen TSview7, y por microscopía electrónica de barrido (MEB) utilizando un microscopio Sigma Zeiss equipado con una pistola de emisión de campo tipo Schottky y con detectores de electrones secundarios, retrodifundidos y para análisis de composición mediante espectrometría por dispersión de energía (EDS). Finalmente, se procedió a medir el espesor del recubrimiento utilizando el programa ImageJ.

La resistencia al desgaste abrasivo se midió realizando ensayos según norma ASTM G65 de arena seca y rueda de goma, en equipo de construcción propia del Grupo de Ingeniería de Superficies de la Facultad Regional Concepción del Uruguay (GIS-FRCU), empleando como abrasivo arena silícea de granulometría AFS 70 y aplicando 65N de carga durante 20 min (distancia recorrida 6380 m). Se evaluó la resistencia a la abrasión mediante la pérdida de masa analizando los pesos antes y después de los ensayos en una balanza analítica de 0,1 mg de resolución.

Se determinó la microdureza Vickers ($HV_{0.3}$) en la sección transversal de las muestras pulidas, tanto en el acero base como en el recubrimiento, utilizando un microdurómetro Leco LM-300AT. Se realizaron un total de 35 mediciones, 5 en el acero base y 30 en el recubrimiento, con una carga de 0,3 kg y un tiempo de permanencia de la carga de 10 s.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Microscopía óptica y electrónica

A lo largo de la probeta sin granallar se realizaron 50 mediciones del espesor del recubrimiento (figura 1), mediante microscopía óptica y software de análisis ImageJ, de las cuales se obtuvo un espesor promedio de 1285 µm, con un máximo de 1656 µm y un mínimo de 911 µm. De acuerdo con estos datos, se puede informar una capa depositada de 1,3 mm (± 30%) de espesor.

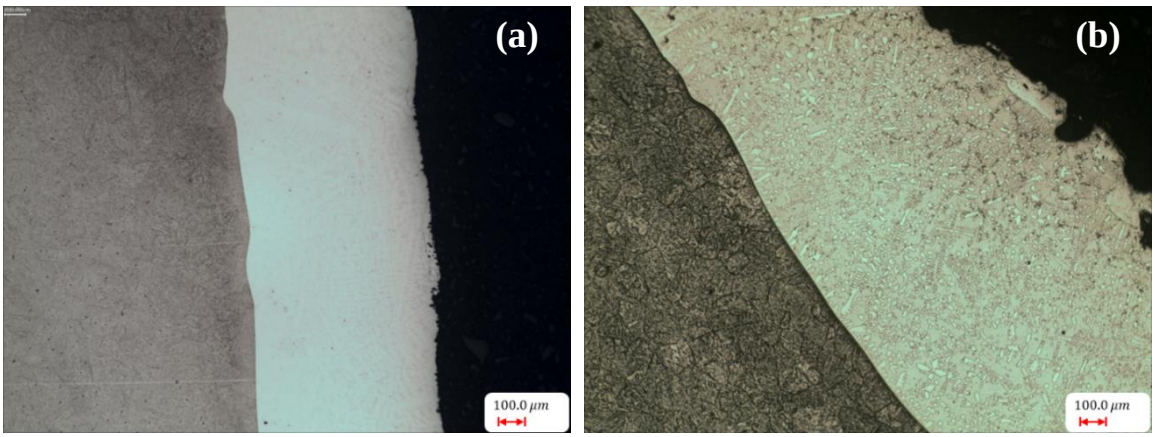


Figura 1. Microscopía óptica (a) del recubrimiento y acero base sin granallar a 100x y (b) recubrimiento y acero base granallado a 100x.

A través de microscopía óptica y electrónica de barrido (MO y MEB) se observa una excelente adhesión del recubrimiento al sustrato, y se constató que la microestructura del acero base está compuesta completamente por martensita (figura 1). Se destaca que no se observaron cambios apreciables a nivel microestructural entre las muestras granalladas y sin granallar (figura 1.a y 1.b, respectivamente).

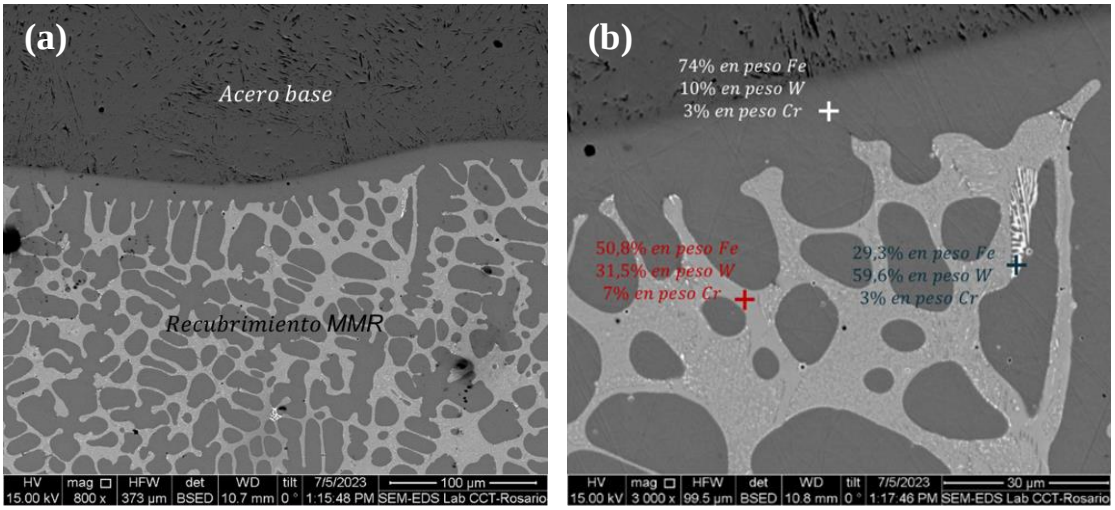


Figura 2. Microscopía electrónica del recubrimiento sin granallar (a) 800x y (b) 3000x.

Se puede observar en las figuras 1 y 2 que el recubrimiento presenta estructura dendrítica. En las imágenes se detecta, en muy baja proporción y tamaño, la fase de refuerzo WC-9Co, lo que sugiere que las partículas de refuerzo añadidas fueron, en su mayoría, solubilizadas durante el proceso de consolidación. Esto se constata mediante el análisis EDS, donde se aprecia que el W proveniente de la fase de refuerzo forma parte de las dendritas y las regiones interdentríticas. Las dendritas, de tonalidad gris oscuro en figura 2b (cruz blanca), están constituidas por Fe-W-Cr, siendo el Fe el elemento en mayor proporción (EDS en tabla 1, columna 2). Las regiones interdendríticas, de tonalidad gris claro (cruz roja en figura 2b), están compuestas principalmente, por los mismos elementos, pero el W se encuentra en mayor proporción que en las dendritas (EDS en tabla 1, columna 3). En la zona interdendrítica se pueden apreciar fases de tonalidad blanca (cruz azul en figura 2b), que son asociadas a granos de la fase de refuerzo que fueron parcialmente disueltos durante la consolidación y presentan la mayor cantidad de W detectada (EDS en tabla 1, columna 4).

Tabla 1. Análisis EDS de las fases correspondientes a la figura 2.

Elemento (% en peso)	Dendrita (gris oscuro)	Interdendrita (gris claro)	Grano disuelto (blanco)
Fe	74	51	29
W	10	31	60
Cr	3	7	3

La razón por la cual el WC fue disuelto durante el ciclo de consolidación, puede ser atribuido a dos motivos. Primero, el carburo de tungsteno es extremadamente sensible al calor, por lo tanto, debe procurarse que durante la consolidación del recubrimiento el calor aportado no sea excesivo y que el enfriamiento sea lo más rápido posible [3]. Segundo, el CMMR utilizado en el presente trabajo, tiene un gran porcentaje de Cr en la matriz metálica y, como la formación de Cr_xC_y tiene menor energía libre que el WC, por lo tanto, el Cr tiende a captar el C del WC para formar carburos de cromo, solubilizándose así el W en la matriz metálica.

Desgaste

En la figura 3 se presentan los resultados de pérdida de masa en los ensayos de desgaste abrasivo. Se destaca que el recubrimiento de matriz metálica reforzada sin granallar (CMMR sin TM) experimentó una pérdida de masa de 28 (± 5) mg, mientras que el recubrimiento tratado mecánicamente (CMMR con TM), mostró un mejor desempeño, con una pérdida de masa de 17 (± 4) mg. Ambos recubrimientos (con y sin TM) evidenciaron una mejora significativa en comparación con el sustrato de acero 15B30 templado sin recubrir, que presentó una pérdida de masa de 69 (± 2) mg. El mecanismo de desgaste en este tipo de ensayo es el de abrasión por dos cuerpos [12]. Esto se debe a que las partículas abrasivas (arena de sílice) quedan unidas o embebidas en la rueda de goma de clorobutilo (dureza 60 Shore A), sin la posibilidad de girar siendo arrastradas contra la superficie de la probeta y produciendo abrasión de dos cuerpos, según la interpretación dominante.

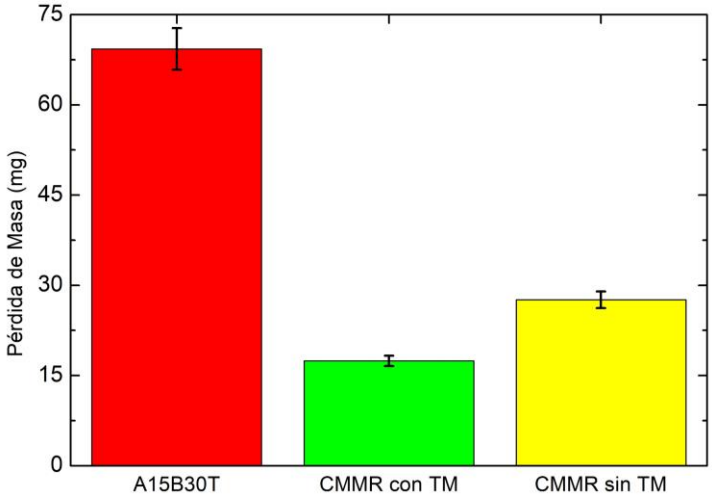
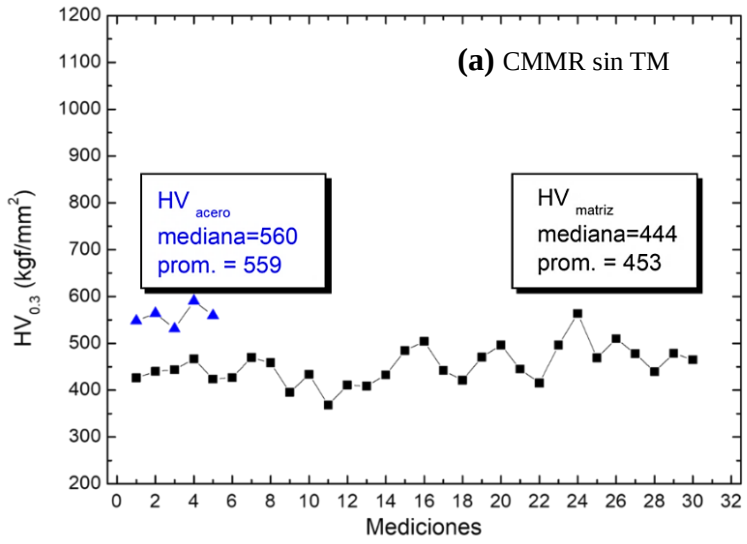


Figura 3. Pérdida de masa determinadas tras el ensayo de desgaste.

Microdureza

En la figura 4 se presentan las gráficas de los valores de microdureza $HV_{0.3}$ medidos sobre las capas y sustratos sin TM y con TM de granallado. El acero base 15B30 (templado durante la consolidación de la capa) sin granallar presenta una microdureza promedio de 559 (± 30) kgf/mm^2 la cual aumenta tras el granallado a un valor de 591 (± 15) kgf/mm^2, lo que representa un incremento del 6% en la microdureza.

El recubrimiento sin granallar tiene una microdureza promedio de 453 (± 100) kgf/mm^2, mientras que en el recubrimiento granallado es de 708 (± 220) kgf/mm^2, lo que representa un aumento del 56% en la microdureza. La variabilidad en los valores de microdureza se debe a la heterogeneidad de las fases que conforman el recubrimiento. Tal como se ha indicado previamente, a pesar de no haberse detectado alteraciones significativas en la microestructura del recubrimiento en las muestras granalladas y sin granallar, la variación apreciable de los valores sugiere un cambio en el nivel de tensiones. Mediante la aplicación del granallado se eliminan tensiones residuales de tracción, uniformando una tensión de compresión en toda la superficie. Cuando la granalla de forma esférica (como en este caso), es impulsada en un flujo de alta velocidad, impacta sobre la superficie metálica conformando en la misma un perfil superficial constituido por valles y crestas redondeadas y productos por la deformación plástica del metal durante el impacto. Dicha deformación se extiende entre los 50 y 250 micrones de profundidad. El efecto obtenido luego del granallado constituye el aplastamiento de los granos metalográficos de la superficie del metal [9]. Esto produce que los granos se ensanchen, comprimiéndose entre sí y generando tensiones de compresión paralelas a la superficie. Estas tensiones de compresión anulan tensiones residuales inducidas en procesos anteriores como, en el caso del presente trabajo, el tratamiento mecánico. Además, estos esfuerzos compresivos, se oponen a toda solicitación a la tracción a la que sea sometida la pieza en una utilización posterior o en servicio.



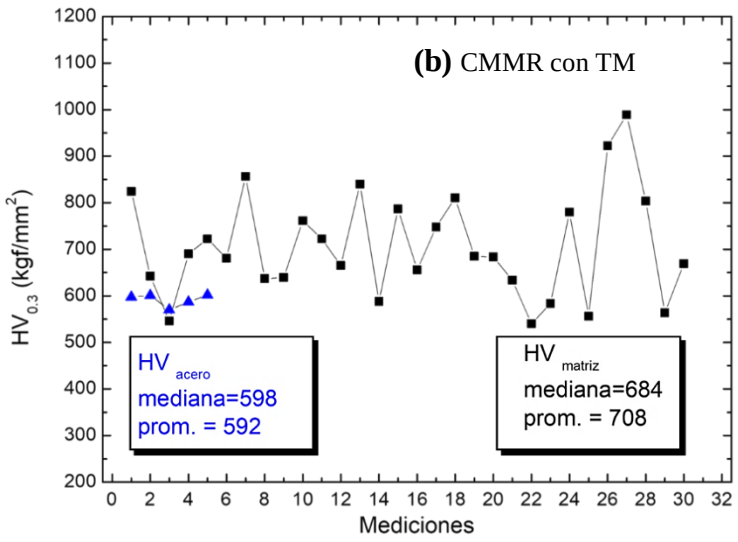


Figura 4. Microdureza del recubrimiento y del acero base (a) sin granallar, y (b) granallado.

Debido a que las determinaciones de microdureza presentan una elevada dispersión de valores, se llevó adelante un estudio de confiabilidad. Para este tipo de estudio, la distribución de Weibull ha presentado muy buenos resultados durante el análisis de la dispersión de datos en distintas microestructuras, como ser: recubrimientos de compuestos de nano/micro alúmina proyectados por plasma atmosférico [13], recubrimientos nanoestructurados WC-12Co proyectados por detonación [14] y recubrimientos cerámicos nanoestructurados NiCrAl/AT13 proyectados por plasma [15]. Basado en esto, en el presente trabajo se utilizó la distribución de Weibull aplicada a los valores de microdureza obtenidos sobre los CMMR sin TM y con TM.

La función densidad de la distribución de Weibull está dada por la ecuación (1):

$$f(H) = \frac{m}{H_0} \times \left(\frac{H}{H_0}\right)^{m-1} \times exp\left[-\left(\frac{H}{H_0}\right)^{m}\right] \quad (1)$$

Donde: H es la variable (en este caso la microdureza HV), m es el parámetro de forma (o módulo de Weibull) y H_0 es parámetro de escala (o normalizador). La función de distribución acumulada viene dada por la ecuación (2):

$$F(H) = \int f(H)dH = 1 - exp\left[-\left(\frac{H}{H_0}\right)^{m}\right] \quad (2)$$

El valor de $F(H)$ se calcula utilizando el valor de rango medio, que es la mejor opción para datos muy sesgados como se indica a continuación:

$$F(H) = (j - 0{,}3)/(n + 0.4) \quad (3)$$

Donde, "j" es el j-ésimo orden en el conjunto de datos ascendentes y "n" es el número total de puntos de datos.

Para determinar los parámetros de la distribución, se aplica logaritmo natural dos veces sobre ambos miembros de la ecuación (2). Luego, a través del ajuste lineal de la gráfica: - $ln(ln(1/F(H)))$ vs $ln(H)$, se obtienen los valores de m y H_0. Ambos parámetros se calcularon para los valores de HV de los CMMR (sin y con TM), como se muestra en la figura 5.

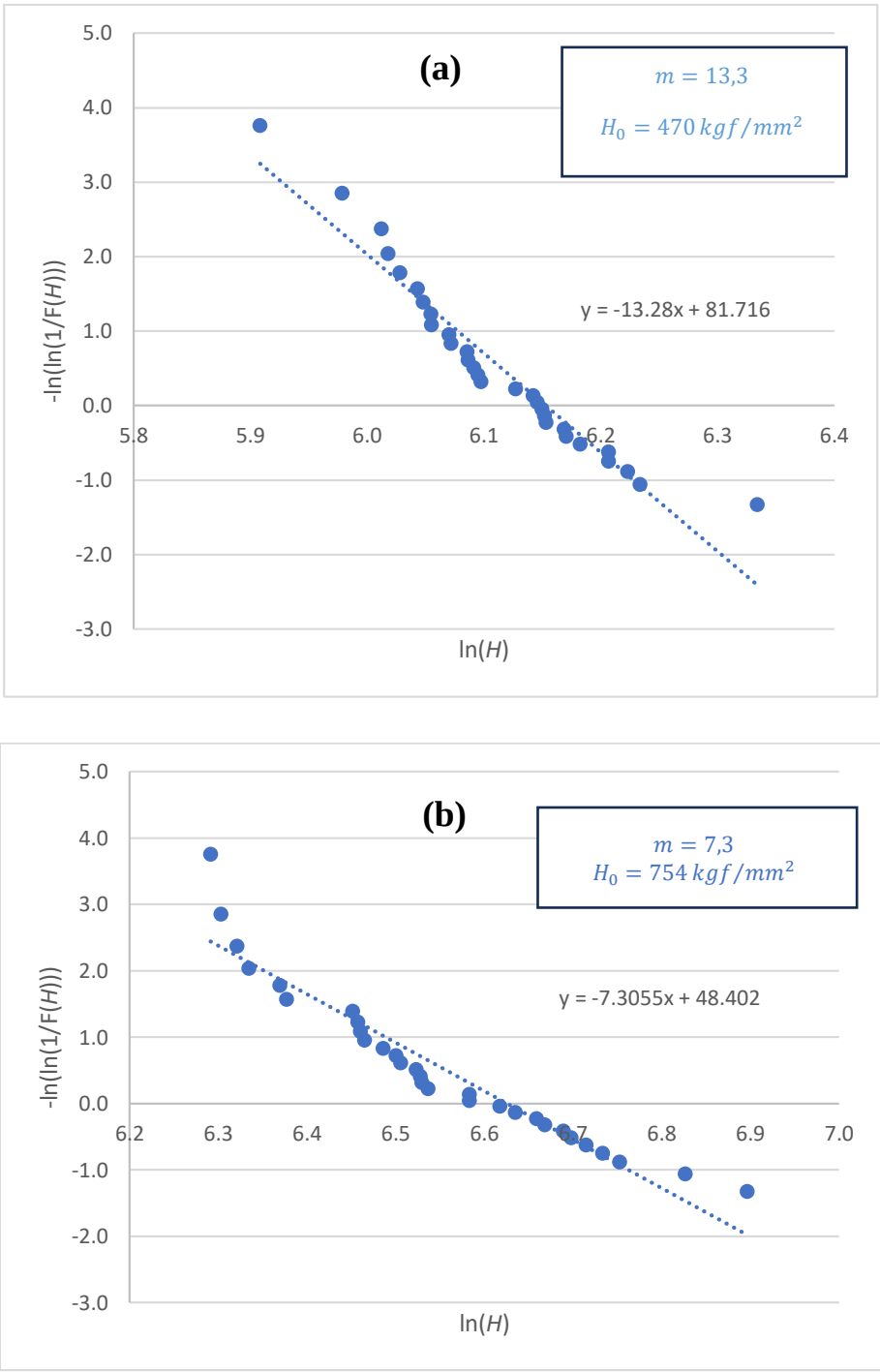


Figura 5. Parámetros de Weibull del CMMR: (a) sin TM y (b) con TM.

De acuerdo a los ajustes realizados, los parámetros de Weibull del CMMR sin TM fueron: m = 13,3 y H_0 = 470 kgf/mm^2, mientras que para el CMMR con TM fueron: m = 7,3 y H_0 = 754 kgf/mm^2. A partir de estos parámetros es posible graficar la función de distribución de probabilidad $f(H)$ y la distribución de probabilidad acumulada $F(H)$ de la microdureza en ambos recubrimientos, como se muestra en la figura 6.

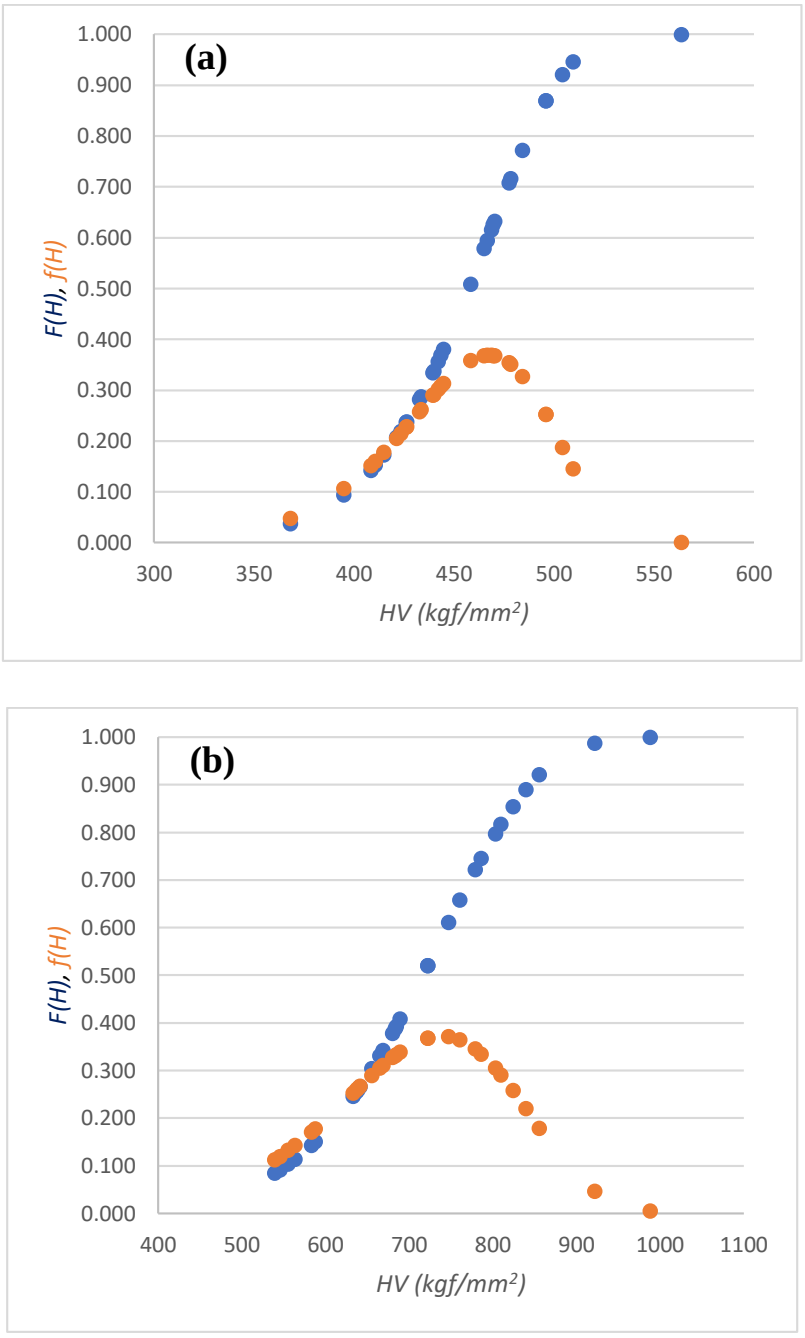


Figura 6. Funciones de distribución y acumulada del CMMR (a) sin TM y (b) con TM.

El mayor valor de H_0 en el CMMR con TM es asociado a un mayor valor de su microdureza, mientras que el menor valor de m en el mismo tipo de recubrimiento se vincula a una mayor dispersión de los valores medidos. Analizando la curva de distribución acumulada, se puede ver que, ente $F(H) = 0,3$ y $F(H) = 0,8$ se concentra la mayor probabilidad de ocurrencia de un valor. Teniendo esto en cuenta, para la muestra sin TM de granallado dicho ancho abarca la zona entre 439-484 kgf/mm^2, mientras que para la muestra granallada dicho intervalo se encuentra entre 656-803 kgf/mm^2. Este último comportamiento puede verse más claramente, si se grafican los valores de la función de distribución de los valores de microdureza $f(H)$ en función del parámetro de escala (H_0) para ambos recubrimientos, como se presenta en la figura 7. En este caso, la mayor dispersión en los valores de HV se visualiza a través de un mayor ancho de la función $F(H)$ del CMMR con TM.

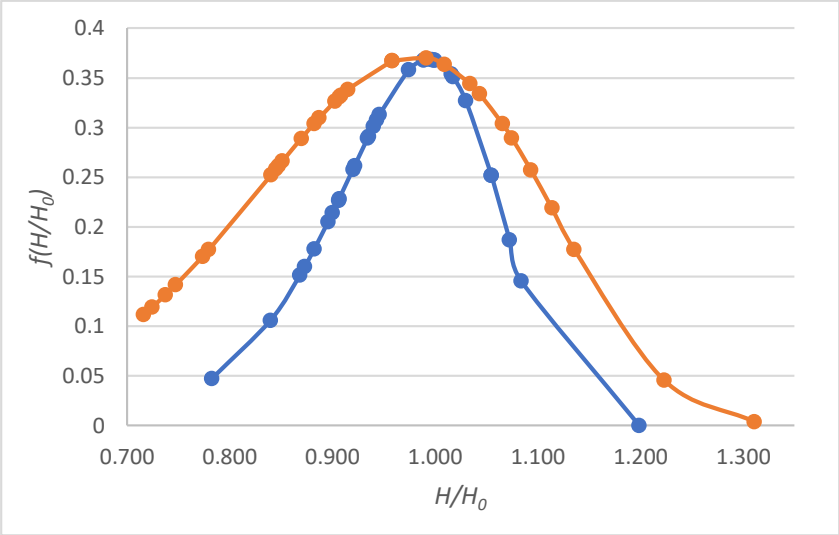


Figura 7. Función de distribución de ambos CMMR, normalizada con H_0.

La mayor dispersión de valores de microdureza en el CMMR con TM puede ser atribuido a que las diferentes fases presentes son deformadas plásticamente durante el granallado, incrementando sus valores de dureza en un grado diferente, ampliando así la distribución de valores de microdureza del recubrimiento.

Relevancia de los valores "H_0" y "m" con el rendimiento tribológico

En general, se espera que los materiales que tienen una dureza característica más alta (H_0) y un módulo de Weibull más alto (m) presenten mejores propiedades tribológicas [14]. Sin embargo, esto no es completamente cierto, como en este caso, para los recubrimientos de matriz metálica reforzada. A modo de resumen, en la tabla 2 se presentan los datos de los parámetros de la distribución de Weibull y la pérdida de masa del ensayo de desgaste para cada recubrimiento.

Tabla 2. Módulo de Weibull, dureza característica y pérdida de masa del ensayo de desgaste para ambos CMMR.

	CMMR sin TM	**CMMR con TM**
Módulo de Weibull (*adimensional*)	13,3	7,3
Dureza característica (kgf/mm^2)	470	754
Pérdida de masa (*mg*)	28 (± 5)	17 (± 4)

Se observa que, aunque el CMMR sin TM presenta una variación de datos estadísticos más baja (valor de "m" más alto) y, por lo tanto, una mayor homogeneidad microestructural, no está relacionado a un mejor rendimiento tribológico (ver tabla 2 y figura 3), dado que presentan una mayor pérdida de masa durante el ensayo de desgaste. Por lo tanto, se puede inferir, del presente estudio, que solamente valores altos de la dureza característica H_0 pueden vincularse a una mejora en las propiedades tribológicas (mayor resistencia al desgaste).

CONCLUSIONES

Se depositaron exitosamente recubrimientos de matriz metálica (base Fe) con refuerzos de carburos cementados WC-9Co sobre sustratos de aceros al boro. Se observó que la microestructura del recubrimiento está compuesta por dendritas y presenta una excelente adhesión al acero base. Los granos de WC-9Co se encuentran disueltos en la matriz metálica, lo que es atribuido al calor aportado durante el proceso de consolidación y a la presencia de Cr en la matriz metálica. No se observó una diferencia a nivel microestructural entre el recubrimiento granallado y sin granallar.

La muestra granallada presenta una menor pérdida de masa que la muestra sin tratamiento mecánico, determinando una mejora en la resistencia al desgaste abrasivo. Ambos recubrimientos evidenciaron una menor pérdida de masa que el acero base 15B30 templado sin recubrir.

La muestra granallada presenta una microdureza característica más alta que el recubrimiento sin tratamiento mecánico, con una microdureza promedio 56% mayor que la muestra sin granallar. Sin embargo, el granallado aumenta la variabilidad de datos de microdureza, así indicado por la disminución en el valor del módulo de Weibull.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Universidad Tecnológica Nacional por el financiamiento del presente trabajo y al Grupo de Ingeniería de Superficies de la Facultad Regional Concepción del Uruguay (GIS-FRCU), por las determinaciones de desgaste abrasivo.

REFERENCIAS

[1] Parvinkal S. M and Navjeet K. B.; Tribological aspects of agricultural equipment; International Research Journal of Engineering and Technology; 2, 1704-1708, 2015.

[2] Umanskyi O. P., Pareiko M. V., Storozhenko M. S., and Krasovskyy V. P.; Wetting and interfacial behavior of Fe-based self-fluxing alloy–refractory compound systems; Journal of superhard materials; 39, 2, 99–105, 2017.

[3] Mendez P. F., Barnes N., Bell K., Borle S. D., Gajapathi S. S., Guest S. D., Izadi H., Gol A. K., and Wood G; Welding processes for wear resistant overlays; Journal of Manufacturing Processes; 16, 1, 4–25, 2014.

[4] Simunovic K., Saric T., and Simunovic G.; Different approaches to the investigation and testing of the Ni-based self-fluxing alloy coatings—A review. Part 1: General facts, wear and corrosion investigations; Tribology Transactions; 57, 6, 955–979, 2014.

[5] Torres, M.; An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel; International journal of fatigue; 24, 8, 877–886, 2002.

[6] Chin K. S., Idapalapati S., and Ardi D. T.; Thermal stress relaxation in shot peened and laser peened nickel-based superalloy; Journal of Materials Science & Technology; 59, 100–106, 2020.

[7] Geng Y., Dong X., Wang K., Mei X., Tang Z., and Duan W.; Evolutions of microstructure, phase, microhardness, and residual stress of multiple laser shock peened Ni-based single crystal superalloy after short-term thermal exposure; Optics and Laser Technology; 123, 105917, 105917, 2020.

[8] Orozco-Caballero A., Jackson T., and Da Fonseca J. Q; High-resolution digital image correlation study of the strain localization during loading of a shot-peened RR1000 nickel-based superalloy; Acta Materialia; 220, 117306, 2021.

[9] Manual on Shot Peening, Surface Enhancement Committee, SAE International, 2017.

[10] Schneider J.-M., Bigerelle M., and Iost A.; Statistical analysis of the Vickers hardness; Materials Science & Engineering A; 262, 1–2, 256–263, 1999.

[11] Lin C. K., and Berndt C. C.; Statistical analysis of microhardness variations in thermal spray coatings; Journal of Materials Science; 30, 1, 111–117, 1995.

[12] Cecarelli B. A., Dommarco R. C., Martinez, R. A., and Martinez Gamba, M. R.; Abrasion and impact properties of partially chilled ductile iron; Wear; 256, 49–55, 2004.

[13] An Y., Li S., Hou G., Zhao X., Zhou H., and Chen J.; Mechanical and tribological properties of nano/micro composite alumina coatings fabricated by atmospheric plasma spraying; Ceramics International; 43, 6, 5319–5328, 2017.