

WEAR BEHAVIOR AND METALLOGRAPHIC CHARACTERISTICS OF HARD COATING IN CARBON STEEL APPLICATIONS: A REVIEW

COMPORTAMIENTO DE DESGASTE Y CARACTERÍSTICAS METALGRÁFICAS DEL REVESTIMIENTO DURO EN APLICACIONES DE ACERO AL CARBONO: UNA REVISIÓN

Víctor Pachacama Nasimba¹ Carlos Ulcuango Moreno² Abrahan Jorque Rea³ Freddy Quinchimbla Pisuña⁴

¹*Instituto Superior Tecnológico Ciudad de Valencia, Quevedo, Ecuador
E-mail: victorpachacama@itscv.edu.ec*

²*Instituto Superior Tecnológico Ciudad de Valencia, Quevedo, Ecuador
E-mail: carlosulcuango@itscv.edu.ec*

³*Instituto Superior Universitario Central Técnico, Quito, Ecuador
E-mail: ajorque@istct.edu.ec*

⁴*Universidad Técnica de Cotopaxi, Latacunga, Ecuador
E-mail: freddy.quinchimbla@utc.edu.ec*

RESUMEN

La aplicación de revestimientos duros ayuda a reducir la abrasión, el desgaste y la dureza son las propiedades más importantes de los materiales, ya que están expuestos a un contacto directo y continuo, para aumentar la vida útil de los materiales base dedicados a herramientas u aplicaciones industriales se aplica varios procesos de protección. Se prefiere el acero con bajo contenido de carbono como capa base y el revestimiento duro a base de varios metales o compuesto de metales para aumentar la resistencia al desgaste y la erosión de estos componentes. Se proponen varias variables para la optimización de la técnica de revestimiento. Se utiliza polvo para crear un revestimiento de superficie dura sobre el material base, también la técnica de soldadura utilizada para hacer el revestimiento de la superficie del polvo sobre el metal base o solo la aplicación de la soldadura del metal de aporte, en la actualidad en el orden de las

nanopartículas. También discutimos en detalle los desarrollos actuales en la combinación de los recubrimientos desde la resistencia al desgaste de los revestimientos, comportamiento de dureza y comportamiento metalográfico desde las aplicaciones industriales estudiadas los últimos años. Al considerar los métodos tradicionales y modernos de revestimiento, se concluye que estos últimos ayudan a robustecer las aplicaciones donde la resistencia al desgaste es crítica.

Palabras clave -- Revestimiento, Acero, Comportamiento al desgaste, Comportamiento a la dureza, Comportamiento metalúrgico.

ABSTRACT

The application of hard coatings helps reduce abrasion, wear and hardness are the most important properties of materials, as they are exposed to direct and continuous contact, to increase the useful life of base materials

dedicated to tools or applications Industrial uses various protection processes. Low carbon steel is preferred as the base coat and multi metal or metal composite hard coating to increase the wear and erosion resistance of these components. Several variables are proposed for optimization of the coating technique. Powder is used to create a hard surface coating on the base material, also the welding technique used to make the powder surface coating on the base metal or just the application of filler metal welding, currently in the order of the nanoparticles. We also discuss in detail the current developments in the combination of coatings from the wear resistance of coatings, hardness behavior and metallographic behavior from the industrial applications studied in recent years. When considering traditional and modern coating methods, it is concluded that the latter help to strengthen applications where wear resistance is critical.

Keywords: --Hardfacing, Steel, Wear behavior, Hardness behavior, Metallurgical behavior.

1. INTRODUCCIÓN.

Las tecnologías de revestimiento se desarrollan en la industria mundial en paralelo con las tecnologías de soldadura, generalmente como modificaciones de estas tecnologías (Espín et al., 2019). Con el fin de aumentar la durabilidad de las piezas de máquinas y dispositivos y, al mismo tiempo, ahorrar costes y, hasta cierto punto, proteger el medio ambiente, las tecnologías de producción y regeneración (reparación) de superficies se utilizan cada vez más. La industria mundial impone requisitos cada vez más altos con respecto a los parámetros operativos de las piezas de

maquinaria y equipos, al tiempo que espera los mayores efectos técnicos y económicos posibles. Por lo tanto, los diseñadores y tecnólogos involucrados en el diseño y fabricación de maquinaria y equipos modernos deben tener en cuenta las cuestiones de durabilidad operativa y economía (Klimpel, 2020). El cumplimiento de estas condiciones requiere el uso de métodos modernos de diseño asistido por computadora y un conocimiento profundo de la ingeniería de materiales (Pérez et al., 2020). El desarrollo muy dinámico de la ingeniería de materiales en los últimos años, incluidas las tecnologías de soldadura y metalurgia (Pachacama et al., 2020), en particular las tecnologías láser, garantiza que los diseñadores de piezas de maquinaria y equipos modernos tengan cada vez mejores materiales, como en el caso de materiales nanoestructurados o nanotubos y grafeno (Guamán et al., 2019).

Antes de la restauración de superficies desgastadas, es pertinente el estudio del mecanismo de desgaste subyacente. Los mecanismos o modos de desgaste incluyen: abrasión como el tipo de desgaste dominante en las maquinarias de movimiento de tierras (construcción), procesamiento de minerales, también desgaste de las superficies por el roce, el pulido u otros tipos de fricción; erosión; adherencia superficial como el desgaste de las superficies por el roce, el pulido u otros tipos de fricción.; fatiga superficial; impacto surge del golpe de un objeto contra otro como también deforma o raja las superficies metálicas y corrosión (Prabanjan et al., 2020).

Los cambios en la topografía de la superficie de una pieza debido al desgaste se pueden regenerar utilizando técnicas de ingeniería de superficies que tienen como objetivo alterar la microestructura y la composición de la región cercana a la superficie del componente sin afectar el material base para lograr las propiedades superficiales deseadas, mejorando así su función y vida útil (Okechukwu et al., 2018).

Con el fin de garantizar condiciones tecnológicas y económicas óptimas para los procesos de revestimiento, se debe esforzarse por garantizar simultáneamente una alta eficiencia de revestimiento, así como la menor proporción posible de metal base en la soldadura del relleno. La solución es el uso de técnicas especiales de revestimiento que permiten un ajuste preciso y sinérgico de la eficiencia y la calidad del revestimiento (Choudhary et al., 2019). Casi todos los metales y aleaciones, así como los híbridos y los materiales cerámicos, se pueden utilizar como materiales adicionales en los procesos de revestimiento como se muestra en la tabla 1. Para de comenzar el proceso de recubrimiento con las propiedades operativas requeridas, se debe determinar con precisión el tipo de material base, su composición química y estado estructural (Hernández Martínez & Suárez, 2019).

Tabla 1
Materiales básicos típicos utilizados para capas depositadas en partes de trabajo de máquinas y equipos mediante soldadura tecnología de revestimiento y revestimiento duro (Klimpel, 2020).

Materiales	Típicos tipos de materiales	Propiedades funcionales típicas
Metales y aleaciones	Aceros, aleaciones de níquel, aleaciones de cobalto, aleaciones de aluminio, aleaciones de cobre, zinc, plomo, níquel, cobalto,	alta resistencia, resistencia al impacto, dureza, resistencia al desgaste abrasivo y adhesivo, corrosión, resistencia,

	titanio, tungsteno, molibdeno, tantalio, vanadio.	resistencia al calor y resistencia a la fluencia
Cerámico	Carburos W, Cr, Ti, Mo, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Si, B, nitruros Ti, V, Zr, Si, Nb, Hf, Ta, W, Cr, Mo, Ti, Zr, siliciuros Mo, W, óxidos Al, Cr, Ti, Zr, Si o mezclas de estos.	alta resistencia al desgaste abrasivo, corrosión, alta dureza, resistencia al calor, resistencia a la fluencia, aislamiento eléctrico y térmico
Híbridos	Carburos, boruros, siliciuros y óxidos en la matriz de metales puros (Ni, Co, Al, Cu, Ti) o aleaciones, p. Ej. Cr-Ni, Fe-Cr-NiB-Si.	alta resistencia al desgaste abrasivo, cargas dinámicas, choque térmico, resistencia al calor, resistencia a la fluencia, resistencia a la corrosión, baja conductividad y expansión térmica
Plásticos	Copolímeros de polietileno, polivinilo, polipropileno, poliéster, nailon.	alta resistencia a la corrosión, muy buena electricidad y aislamiento térmico.

Fuente: El Autor

El revestimiento duro se puede aplicar mediante varios procesos de soldadura. La selección del proceso de soldadura más adecuado para un trabajo determinado dependerá de una serie de factores como: naturaleza del trabajo a revestir, función del componente, composición del metal base, tamaño y forma del componente, accesibilidad del equipo de soldadura, estado de reparación de componentes desgastados, número de elementos iguales o similares que se van a revestir, etc. Hay varios procesos para el revestimiento duro. Se pueden agrupar de las siguientes formas (Pradeep et al., 2010): Revestimiento duro por soldadura por arco;

Revestimiento duro mediante soldadura con gas;
Revestimiento duro por combinación de arco y gas;
Revestimiento láser.

2. RESISTENCIA AL DESGASTE DE LOS REVESTIMIENTOS

Los resultados experimentales se utilizaron para aumentar la vida útil características en comparación con el ruso estándar análogos en un factor de 2-5 y mejoran la agricultura parámetros en un 15-30%. Las herramientas de trabajo se fabrican con aceros de alta resistencia (σ_B no menos de 1600 MPa) del tipo 25KhGTyU_R, 30KhGSA, 27KhGR y otros más fuertes. El endurecimiento de las herramientas de trabajo se realiza mediante la tecnología especialmente desarrollada de plasma-polvo endurecimiento del arco en aire comprimido. La capa de endurecimiento consiste en aleaciones duras que contienen hierro-carbono-cromo y boro con adiciones de carburo de tungsteno fundido (Kaszuba, 2020).

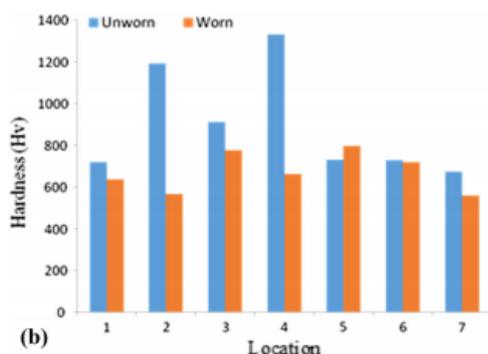
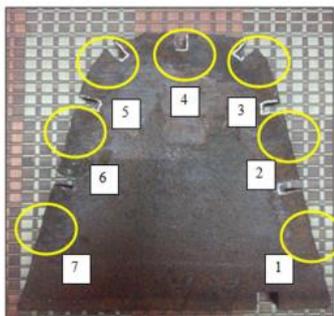


Figura 1. Comparación de dureza de muestras desgastadas y no gastadas: b) revestimiento.

Fuente: Nagentrau et al., 2017

Investigaciones principalmente en el suelo de medio-franco y pesado composición mecánica arcillosa con la dureza de 2,5–3,7 MPa a una profundidad de 20 cm. Los resultados muestran que el servicio vida y resistencia al desgaste de los componentes producidos de los nuevos materiales de alta calidad por el propuesto la tecnología no es inferior a la mejor cara dura extranjera análogos y son 1,5-2 veces más altos que los componentes importados no endurecidos. En cuanto a la Criterio de "calidad-precio", los componentes experimentales producidos y endurecidos utilizando los nuevos métodos son 1.8-2.2 veces más ventajoso que el importado componente y hasta 2,3 veces mejor que los componentes rusos (Sidorov et al., 2016).

Las pruebas de dureza Vickers, con el probador a 50 kgf en las muestras para diferentes ubicaciones usadas en cuchillas (gastadas) y nuevas (sin usar). La figura 1 muestra la dureza del recubrimiento es casi constante para ambas muestras gastadas y sin gastar; excepto de la muestra sin gastar de las ubicaciones 2 y 4 con una ligera variación en el valor de dureza. La razón de la variación en el valor de dureza es por la concentración de esfuerzos dados por la forma de la cuchilla. La media la dureza registrada para el sustrato fue de 225 HV y 786 HV fue registrado para el recubrimiento de las muestras de las cuchillas desgastadas y sin usar respectivamente (Nagenta_u et al., 2017).

Se examinó el efecto de las aleaciones de revestimiento duro en el grado de desgaste y las características de desgaste en las palas de acero EN45A con cuatro electrodos de revestimiento, donde los índices de resistencia al desgaste (WRI) de los revestimientos duros de 3Cr, 8Cr, 10Cr y 18Cr se encontraron en 1,48, 1,85, 2,51 y 5,22, respectivamente, según lo indicado por los resultados de las pruebas de campo (Singh Kang et al., 2017).

Se observó una mejora sustancial en la resistencia al desgaste proporcionadas según la figura 2. Logrando valores micro dureza de hasta 895 Hv., para 18Cr y su mejor comportamiento en esta aleación.

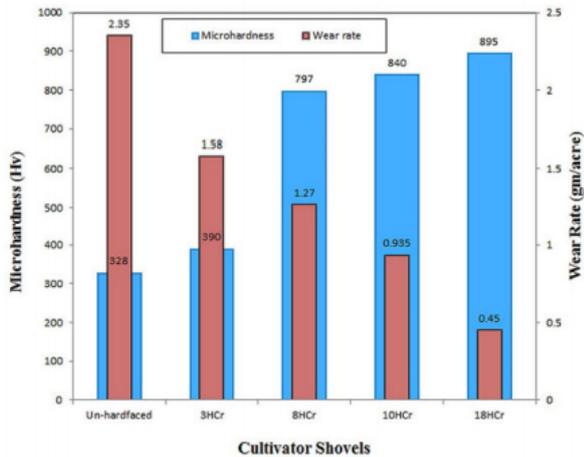


Figura 2. Relación entre tasa de desgaste y dureza de palas en prueba de campo.
Fuente: Singh Kang et al., 2017

En suelo franco arenoso con una reja de arado de once dientes. Las pruebas de campo se realizaron en dos condiciones de campo diferentes, a saber, T1 (0 a 3% de humedad) y T2 (14 a 17% de humedad) a diferentes niveles de humedad en el suelo, para examinar el efecto de la humedad. De los resultados es evidente que la reja de arado superpuesta SZ que tiene mayor dureza superficial experimentó una tasa de desgaste más baja seguida por ZK y del sustrato de acero, lo que podría deberse a una mayor fracción de superficie de carburos M7C3 y la estructura compleja de carburo del material superpuesto.

Los índices de resistencia al desgaste (WRI) de las rejas de arado de acero superpuestas SZ y ZK con respecto al sustrato metálico se muestran en la Figura 3. El WRI del acero superpuesto SZ y ZK para las condiciones de prueba T1 es de 1,85 y 1,48, respectivamente, mientras que el WRI para las condiciones de prueba T2 es de 1,9 y 1,54, respectivamente (Singh et al., 2021).

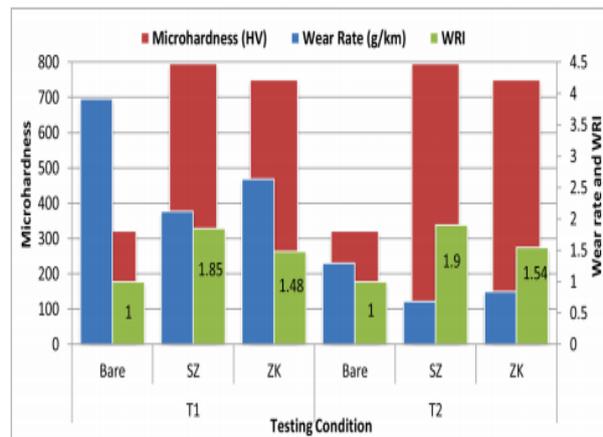


Figura 3. Los índices de resistencia al desgaste (WRI) de las rejas de arado de acero superpuestas bare, SZ y ZK.
Fuente: Singh et al., 2021

En la Figura 4 se muestran los resultados de la verificación de las pruebas de probetas fabricadas con acero 65G. Se ha establecido que, en un tiempo de funcionamiento de $\tau = 40$ h, la resistencia a la abrasión de la muestra tras el tratamiento térmico (curva 1) y la muestra tras el tratamiento térmico y el endurecimiento adicional por deposición de TiC por chispa eléctrica (curva 3) es casi lo mismo y equivale a 0,56 y 0,595 g, respectivamente.

El carácter y la magnitud del desgaste G de la muestra tras el tratamiento térmico y con láser (curva 2) son fundamentalmente diferentes. Las ondulaciones de la curva de desgaste de la muestra anterior coinciden principalmente con las evoluciones de las curvas 1 y 3. Sin embargo, después de operar durante $\tau \geq 30$ h, el desgaste de la muestra endurecida con láser se retrasa considerablemente en comparación con las cifras correspondientes de los ejemplares anteriores. En un tiempo de funcionamiento de $\tau = 40$ h, el desgaste de la muestra endurecida con láser (curva 2) disminuye entre 1,7 y 1,9 veces en comparación con las cifras correspondientes para las muestras sometidas a tratamiento térmico estándar (curvas 1 y 3). El desgaste del acero no sometido a el endurecimiento por láser aumenta progresivamente al operar durante $\tau \geq 36$ h.

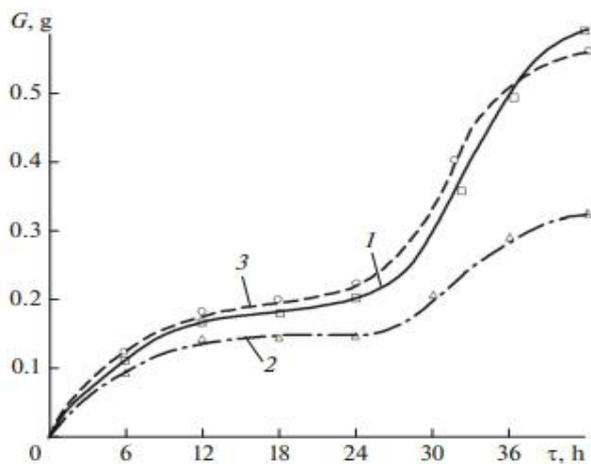


Figura 4. Desgaste de las probetas de referencia en función del tiempo de funcionamiento τ : (1) tratamiento térmico; (2) tratamiento térmico + revestimiento láser; y (3) tratamiento térmico + endurecimiento con TiC.
Fuente: Novikov et al., 2018

Las pruebas comparativas muestran que no todo endurecimiento adicional que sigue al tratamiento térmico estándar produce el efecto deseado aplicado a las condiciones de funcionamiento de las máquinas de labranza.

En particular, la deposición catódica de titanio resistente al desgaste o carburos de boro ampliamente aplicados durante la fabricación de máquinas, da como resultado una tasa de desgaste G incluso mayor que el desgaste del mismo grado de acero sometido a un tratamiento térmico estándar cuando los componentes operan en un entorno portador de abrasivo (Novikov et al., 2018).

El revestimiento duro a base de Cr se utiliza para la investigación en cuchillas regulares de motocultor probadas en laboratorio y en el campo de trabajo real de suelo arenoso. El método de prueba de desgaste estándar ASTM G-99 se utiliza para estudiar la resistencia al desgaste de hojas modificadas y regulares. Se encontró que la tasa de desgaste en las pruebas de campo era significativamente diferente estadísticamente a la prueba de laboratorio. Las hojas de superficie dura

muestran una mayor resistencia al desgaste que las hojas regulares de motocultor. Por tanto, la adición de cromo aumenta la dureza superficial de las hojas (Singh et al., 2018).

3. COMPORTAMIENTO DE DUREZA

La dureza de la superficie revestida se midió a intervalos de 0,3 mm desde el sustrato hasta la capa final del revestimiento. Los electrodos que contienen $Fe(16 - X)CrX(B, C)_4$ ($X = 3, 4, 5$) se utilizaron para la aleación de superficies sobre un sustrato de acero AISI 1010. La estructura de aleación del revestimiento exhibe una estructura compuesta in situ con una gran cantidad de fases de carburos y boruros de refuerzo como una estructura hipoeutéctica e hipereutéctica en la capa de aleación superficial. Los valores de dureza se dan en la Figura 5 con escaneo de líneas.

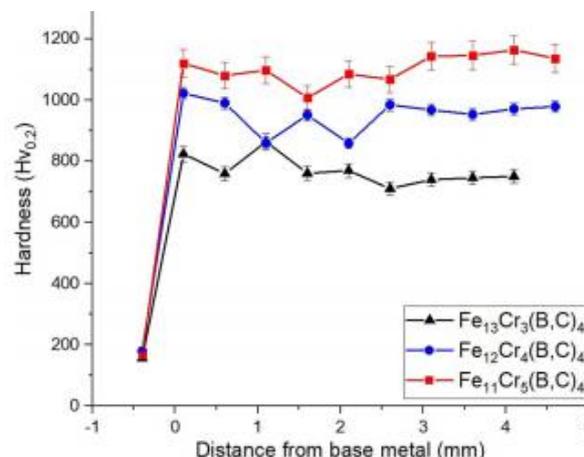


Figura 5. Distribuciones de dureza de las capas aleadas.
Fuente: Kocaman et al., 2021

Por lo tanto, el contenido de la fase dura afecta la dureza del compuesto de la capa superficial producida. La composición de $Fe_{11}Cr_5(B, C)_4$ produce la mayor dureza, porque tiene muchas más fases de carburo que la de las composiciones de $Fe_{13}Cr_3(B, C)_4$ y $Fe_{12}Cr_4(B, C)_4$, esto osciló entre 711 HV y 1164,3 HV como se aprecia en la figura 5. También es importante medir la dureza macro, los resultados de macro dureza se midieron como 61,9 HRC (+ / 0,5), 65,3 HRC (+ / 0,4) y 68,3

HRC (+ / 0,3), respectivamente, donde se precisa que de acuerdo con el aumento de cromo fue un aumento de forma proporcional esta propiedad (Kocaman et al., 2021).

Comparando el perfil de dureza, donde se trazó con la distancia desde la superficie superior o borde de la herramienta como se muestra en la Figura 6, cuatro líneas de vértices en el gráfico representan la interfaz de metal base-revestimiento duro de la aleación respectiva basadas en Fe. La región de mayor dureza indica el endurecimiento, mientras que la menor corresponde al material base. Para este estudio se utilizaron cuatro aleaciones comerciales de revestimiento duro depositadas mediante el método de soldadura por arco sobre placas de acero dulce que tenían diferentes composiciones químicas. Los valores de micro dureza de la capa de deposición de revestimiento duro de todas las aleaciones estaban en el rango de 450–1050 HV1. La aleación A tenía la dureza más baja debido a la presencia de porosidades. La dureza de la aleación C fue más alta, lo que podría deberse al mayor contenido de "C". Esto también explica la mayor dureza de la aleación D, que la aleación B. este material es aplicado al sistema de transporte de materia prima de una planta siderúrgica, para mitigar el desgaste de conductos y tolvas (Pawar et al., 2019).

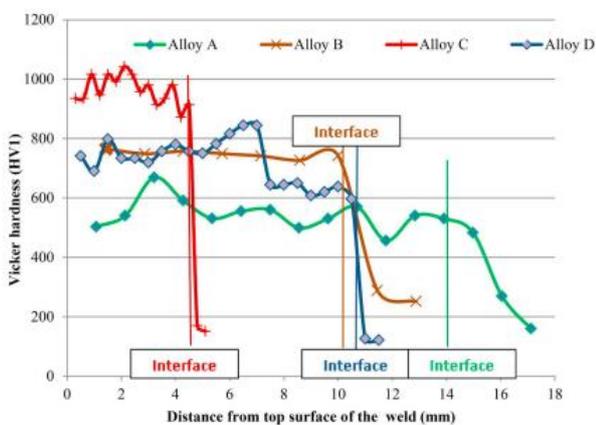


Figura 6. Perfil de micro dureza en sección transversal de las cuatro aleaciones desde la superficie superior (endurecida) hasta el metal base. Fuente: Pawar et al., 2019

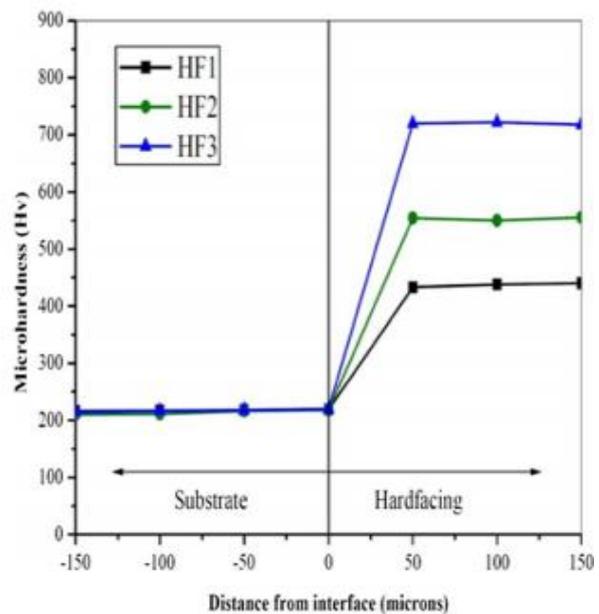


Figura 7. Perfil de micro dureza en la sección transversal para revestimiento duro 1 (HF1), revestimiento duro 2 (HF2) y revestimiento duro 3 (HF3) en acero ASTM A36. Fuente: Shibe & Chawla, 2018

Los valores de microdureza se trazaron en función de la distancia desde la interfaz revestimiento duro /sustrato donde se encontró que los valores críticos de dureza del acero ASTM A36 (sustrato) estaban en el rango de 210-220 Hv., como se muestra en la figura 7, esto para la producción de ventiladores de tiro inducido. A partir de los perfiles de microdureza, es obvio que el endurecimiento 3 (HF3) tenía una microdureza máxima del orden de 718–722 Hv. El endurecimiento 1 (HF1) y el endurecimiento 2 (HF2) tenían una microdureza en el rango de 433–440 y 550–555 Hv respectivamente, mejorando considerablemente para este tipo de aplicación industrial (Shibe & Chawla, 2018).

El perfil de microdureza a lo largo de la sección transversal de diferentes revestimientos a base de Fe diferentes, a saber, SZ (Fe-Cr, Fe-33.37Cr-3.83C) y ZK (Fe-Mo, Fe-8.18Mo-4.5Cr-0.65C) sobre sustrato de acero EN-42 mediante el proceso de soldadura manual por arco metálico (MMAW), muestra que el menor nivel de dureza del sustrato

de acero puede deberse a su estructura ferrítica y perlítica. El revestimiento duro SZ mostró el nivel más alto de dureza (801 HV), que podría deberse a la presencia de carburos primarios M7C3 en la estructura, en el acero superpuesto SZ, se ha descubierto que la fracción superficial de carburos es más alta (73,53%) que el acero superpuesto ZK, lo que también podría haber atribuido un mejor nivel de dureza al acero superpuesto SZ (Singh et al., 2021), fueron analizadas en las herramientas de labranza como una reja de arado de once dientes.

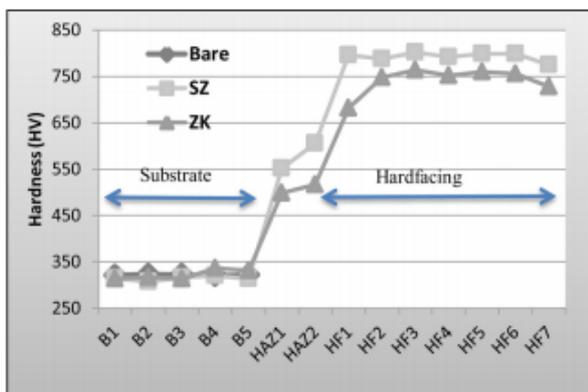


Figura 8. El perfil de micro dureza de la base, SZ y ZK. Fuente: Singh et al., 2021

La microdureza promedio del acero desnudo EN-47 se ha encontrado en el rango de 357-360 HV. se utilizaron tres tipos diferentes de electrodos de revestimiento duro, a saber, H1, H2 y VB, para mejorar la resistencia al desgaste del acero, utilizado para aplicaciones de labranza en el sector agrícola mediante el proceso de soldadura manual por arco metálico (MMAW). El diámetro y la longitud del electrodo de revestimiento duro fue de 4 mm y 450 mm respectivamente. Antes de soldar, los electrodos de revestimiento duro se precalentaron a 150 ° C. Por tanto, los resultados de los diversos endurecimientos mostraron que el endurecimiento H1 ha mostrado el valor mínimo de microdureza puede deberse a la formación de estructura ferrítica y perlítica. El endurecimiento de H2 es más alto que el metal base. Este alto valor de microdureza podría atribuirse a la formación de estructura martensítica. El revestimiento duro VB

sobre acero EN-47 exhibió un valor máximo (526-544 HV) puede atribuirse a la presencia de fases martensíticas. Además, el alto valor de dureza también puede atribuirse a la presencia de una estructura dendrítica fina (Singh et al., 2020). Las lecturas de microdureza se tomaron desde la base hasta la parte superior del revestimiento duro que se muestra en la Figura 9.

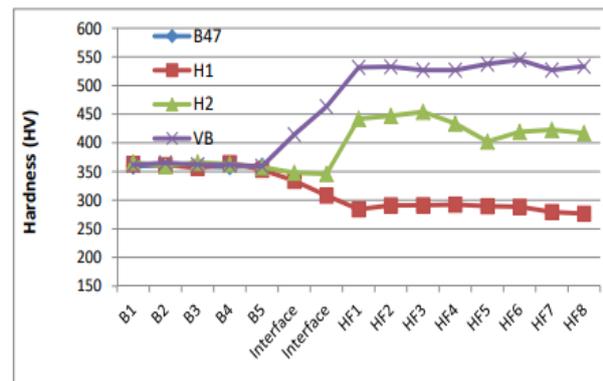


Figura 9. Valores de dureza del sustrato y materiales endurecidos.

Fuente: Singh et al., 2020

Los nano aditivos mejoraron la dureza del carburo primario. La figura 10 muestra la microdureza del carburo primario y el eutéctico en las aleaciones de revestimiento duro con diferente contenido de nano aditivos. La dureza del carburo primario en la aleación de revestimiento duro con 0.288% en peso de nano aditivos alcanzó un máximo de 1716.54 HV0.2. Puede verse en la Fig. 10 (a) que la dureza del carburo primario aumenta primero y luego disminuye con el aumento de los nano aditivos. La dureza del carburo primario en el endurecimiento aleación sin nano aditivos es 1662.17 HV0.2. Cuando el contenido de nano aditivos es 0.288% en peso, la dureza del carburo primario aumenta a 1716.54 HV0.2. La figura 10 (b) muestra la dureza del eutéctico en las aleaciones de revestimiento duro. La dureza del eutéctico en las aleaciones de endurecimiento con nano aditivos es mayor que la del eutéctico en la aleación de endurecimiento sin nano aditivos (Gou, Wang, Sun, et al., 2017).

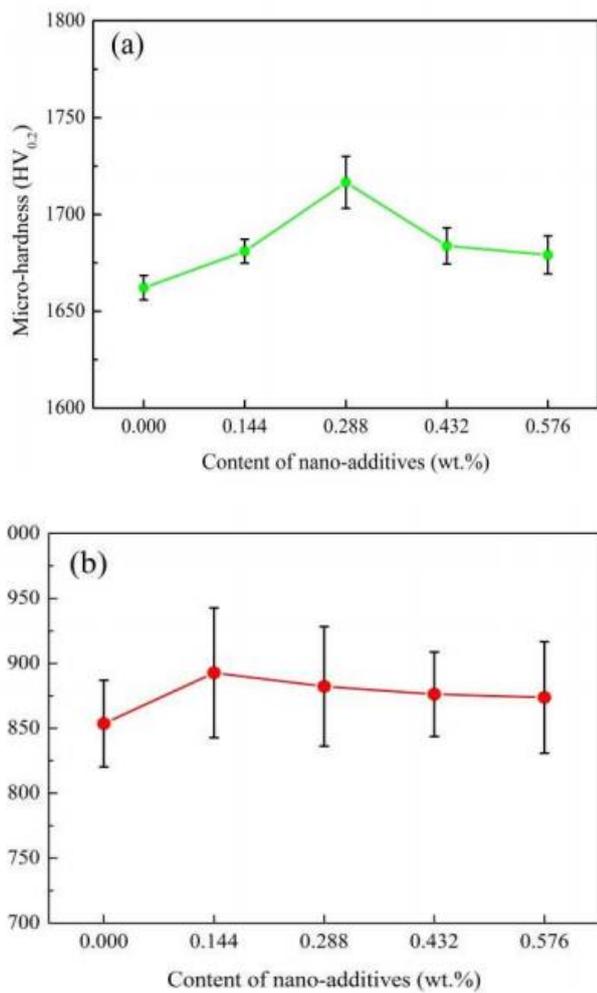


Figura 10. Dureza del carburo primario y eutéctico en las aleaciones de endurecimiento con diferente contenido de nano aditivos: (a) la dureza del carburo primario (b) la dureza del eutéctico.
Fuente: (Gou, Wang, Wang, et al., 2017)

Pero la mejora de la dureza del eutéctico no es obvia. Se prepararon cinco tipos de aleaciones de revestimiento duro de hierro fundido con alto contenido de cromo revestido los alambres con núcleo auto fundente no modificados y modificados en placas de acero Q235 con el mismo tamaño de 200 mm x 150 mm x 25 mm. Los alambres con núcleo de fundente se fundieron mediante la técnica de soldadura por arco con núcleo de fundente bajo los mismos parámetros de proceso. Cada tipo de aleación de revestimiento duro incluía cuatro capas (Gou, Wang, Wang, et al., 2017).

4. COMPORTAMIENTO METALGRÁFICO

La adición de Mo durante el proceso de revestimiento duro seguido de LSM de la capa depositada se estudia su micrografía, donde la fila superior de la figura 11 correspondiente a las muestras usadas a una carga de prueba de 1 N muestra que el daño en la muestra de Stellite 12 es mayor mientras que es menos evidente con las versiones de Mo agregado y la muestra LSM agregada. Se observan ranuras de desgaste y grietas de carburo en la estelita 12, mientras que las ranuras y grietas son muy escasas en otras dos muestras.

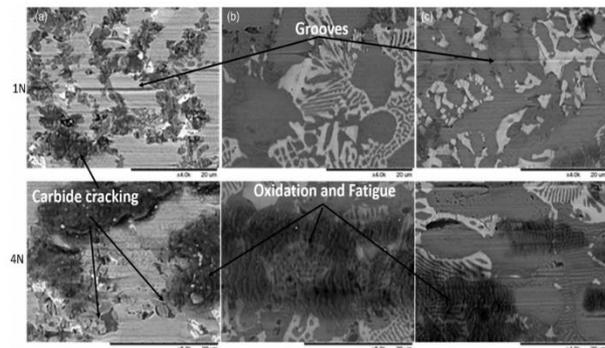


Figura 11. Micrografías SEM de la huella de desgaste de todas las muestras (a) Stellite 12, (b) Stellite 12+10%Mo y (c) LSM Stellite 12+ 10%Mo.
Fuente: (Dilawary et al., 2018)

Considerando la fila inferior de la figura 11, contiene las micrografías SEM de las muestras analizadas a una carga normal de 4 N, puede ver que la muestra de Stellite 12 sufrió efectos severos de desgaste que involucran oxidación, fatiga, agrietamiento y remoción de carburo. La versión con Mo-agregado de Stellite 12 parece resistir los fenómenos de agrietamiento y remoción, pero aún presenta evidencia severa de fatiga y daño por oxidación. Mientras que la versión LSM de Mo más Stellite 12 muestra un nivel moderado de daño por fatiga / oxidación, mientras que la acción de agrietamiento y eliminación del carburo del fenómeno del desgaste parece estar ausente en este caso (Dilawary et al., 2018), entonces se puede decir que proporcionó mejoras adicionales en las

propiedades mecánicas debido a la evolución de una estructura de carburo de forma general.

La microestructura para aplicaciones de los ventiladores de tiro inducido en acero ASTM A36 se aprecia en la figura 12, y se busca el mejor desempeño. Donde se aprecia carburos primarios del tipo $(M7C3:(Cr,Fe)7C3)$ y ciertas colonias eutécticas de $[Cr-Fe+(Cr,Fe)7C3]$. Las fases identificadas en caso del endurecimiento 3 (HF3) fueron $Cr3C2$, $Fe3C$, $Cr2C$, $Cr7C3$, $Fe7C3$, $Cr23C6$, FeC y $Fe2C$ (Shibe & Chawla, 2018), para lo cual mejoro de forma considerable sus características. Se utilizó el proceso MMAW con fuente de alimentación de tipo corriente constante de corriente continua para depositar las capas endurecidas de calidad uniforme. con polaridad directa para el proceso MMAW, de modo que una mayor parte del calor del arco debería concentrarse en el electrodo. Esta investigación demostró que estos revestimientos duros estaban libres de grietas, defectos, partículas sin fundir y poros.

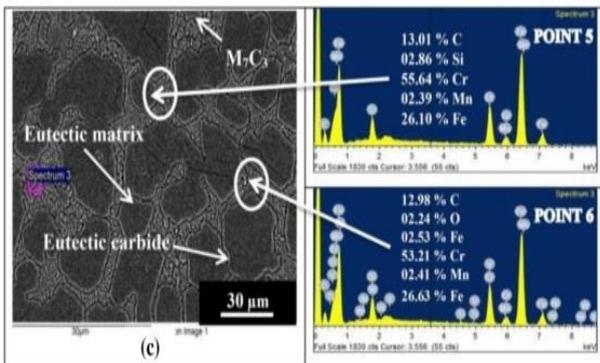


Figura 12. SEM de M7C3.
Fuente: Shibe & Chawla, 2018

La Figura 13 presenta una vista de cerca de la región sin carburo bajo SEM. Se observa que el carburo más pequeño en la región sin carburo no son carburos completamente desarrollados que tienen un tamaño de grano pequeño y forma de aguja. La región del sustrato se distingue por ser más oscura en comparación con la región del revestimiento debido a la ausencia de partículas de

carburo de tungsteno. Se aplicó revestimiento duro de carburo de tungsteno en la hoja de digester continuo. Se desprende del análisis de EDS que se identificaron tungsteno (W), carbono (C), oxígeno (O) y hierro (Fe). Como era de esperar, se encontró un alto porcentaje de W en la región del carburo. La región sin carburo era rica tanto en W como en Fe, indicativo de carburo y aglutinante en estrecha proximidad. La región del sustrato consistió principalmente en Fe. Los resultados del análisis XRD confirmaron la presencia de hierro (Fe), carburo de tungsteno ($W2C$) y carburo de tungsteno de hierro ($Fe3W3C$). Durante el endurecimiento, el electrodo de carburo de tungsteno (WC) fundido se distribuyó entre el hierro y, como resultado se espera que la presencia de $Fe3W3C$ en el recubrimiento sea de alta resistencia al desgaste. Se observa que el carburo de tungsteno ($W2C$) actúa como partícula de refuerzo; mientras tanto, el hierro (Fe) y el carburo de tungsteno de hierro ($FeW3C$) son la matriz metálica en la región del recubrimiento (Nagentrau et al., 2017). La cuchilla analizada se colocó en un tanque digester para mezclar el mineral de ilmenita con ácido sulfúrico como parte de un proceso de producción.

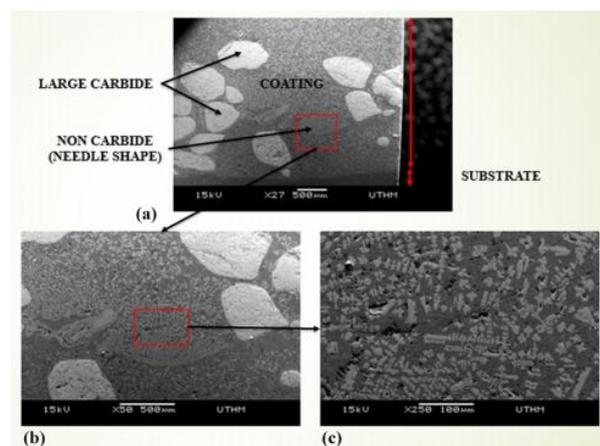


Figura 13. Vista de la región sin carburo bajo SEM.
Fuente: Nagentrau et al., 2017

La microestructura de las superposiciones de soldadura Stellite 6 incluye fases de carburo dispersas en las regiones inter dendríticas de la

matriz con una estructura dendrítica como se aprecia en la figura 14, para las superposiciones de soldadura Stellite 6 depositadas sobre la superficie de una pala de turbina de acero inoxidable martensítico AISI 420 con y sin uso de acero inoxidable austenítico AISI 309L y capas intermedias de Stellite 6 utilizando la técnica de soldadura por arco de gas tungsteno (GTAW) (Mirshekari et al., 2017), la posibilidad de crear carburos efectivos aumentó con un aumento en el número de capas de Stellite y la implementación de la capa intermedia. Por lo tanto, se observó que la aplicación de las capas intermedias tenía efectos considerables sobre la dilución, lo que resultaba en un aumento de la dureza y la resistencia al desgaste para estas aplicaciones.

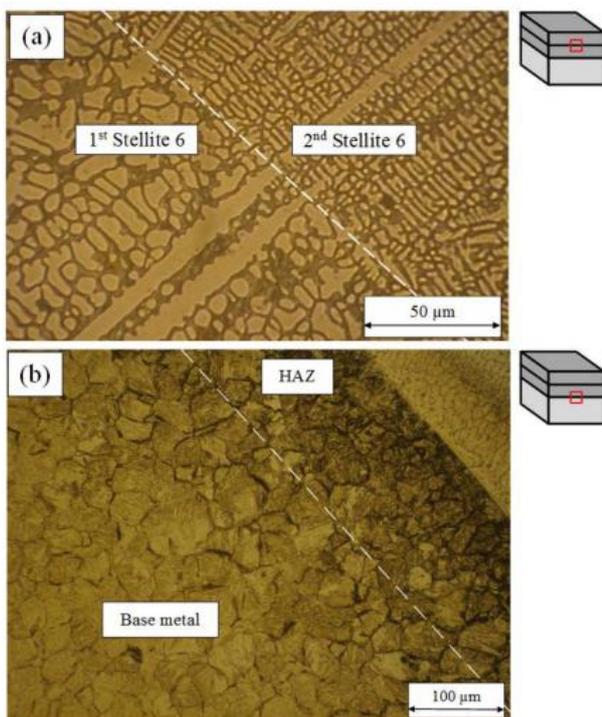


Figura 14. Imagen óptica de la (a) microestructura del revestimiento en la muestra S6-S6 y (b) microestructura de la zona afectada por el calor.
Fuente: Mirshekari et al., 2017

En el estudio comparativo de las microestructuras en la interfaz (región de Interdifusión) comprenden principalmente dendritas columnares con brazos secundarios. En la región depositada que se

muestra en la figura 15(a), la dendrita celular (incluidos los carburos precipitados y eutécticos), la austenita retenida y la martensita son visibles. Como puede verse indican la presencia de una alta fracción de martensita, así como los respectivos carburos en los recubrimientos. En la figura 15 b, se produjo una transformación de fase en el M4 depositado durante el tratamiento térmico, muestran micrografías donde enfriamiento rápido y posterior templeado de la zona depositada condujo a la formación de martensita templada con finas partículas esféricas de carburo.

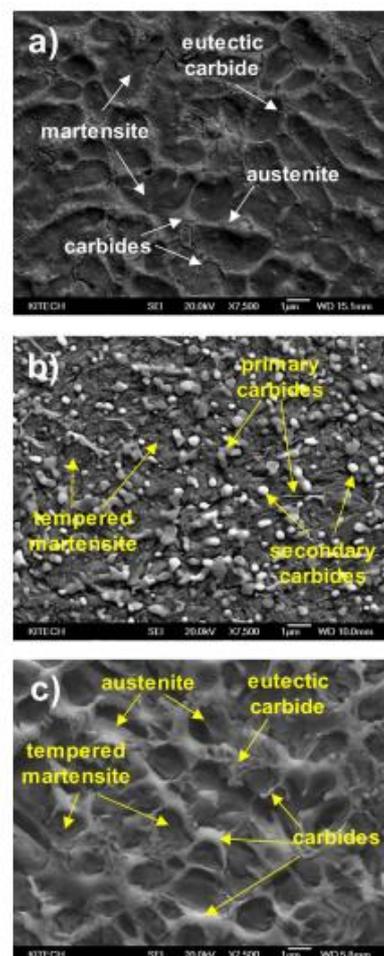


Figura 15. Imágenes SEM ampliadas de la región depositada: (a) sin tratamiento térmico, (b) templeado-templeado post-deposición y (c) templeado post-deposición.
Fuente: Shim et al., 2017

En comparación con el caso de la región depositada en M4 no sometida al tratamiento térmico, la

fracción de martensita es mucho más pequeña; esto se puede atribuir a la precipitación de una cierta proporción de secundaria partículas de carburo de 0,2 a 1,0 μm de diámetro de la matriz de martensita sobresaturada.

En otra muestra en la figura 15 (c) se sometió a templado post-deposición, la microestructura general en la región interfacial tiene una morfología similar a la del caso de las muestras no tratadas y templadas. En la región depositada, se puede ver que una mayor cantidad de austenita retenida se distribuye a lo largo de los límites de grano, en comparación con la de la muestra no tratada. El tratamiento de templado enriqueció la austenita sin transformar restante con el carbono que escapó de la fase de martensita sobresaturada, estabilizando así la austenita retenida a temperatura ambiente. La muestra depositada en M4 sin tratamiento térmico posterior a la deposición y la muestra depositada en M4 templada tuvieron la mejor resistencia al desgaste, en comparación con la muestra depositada en M4 templada y templada con carburos finos. Sin embargo, la tenacidad aumentó significativamente en la muestra templada y revenido. Esta investigación se aplicó el tratamiento térmico posterior a la deposición para el posible endurecimiento de matrices de prensado en frío utilizando acero para herramientas de alta velocidad M4 en polvo sobre un sustrato de AISI D2, se utilizó el proceso de deposición de energía directa (DED) (Shim et al., 2017).

La observación SEM en la sección transversal del depósito compuesto se aprecia en la figura 16, dando estos resultados, se espera que el enfriamiento adicional induce la transformación del estado sólido de la austenita en ferrita y una pequeña cantidad de precipitados de carburo (M23C6), que componen la matriz metálica que rodea al 51,5% en peso de carburos de tungsteno primarios y preexistentes. La cantidad bastante

pequeña de precipitados de M23C6 no se pudo identificar por difracción de rayos X. Se realizaron observaciones microscópicas para revelar la coexistencia de partículas de carburo de tungsteno con diferentes grados de erosión por la matriz ferrosa líquida (Fig. 16a). Las partículas preexistentes de gran tamaño exhibieron disolución en el área de los límites exteriores, mientras que su volumen interior permaneció sin ser atacado por el metal líquido (Fig. 16b). Las partículas de menor tamaño sufrieron el ataque del metal fundido en todo su volumen (Fig. 16c). Observaciones más detalladas demostraron que la acción del metal líquido introdujo el desprendimiento progresivo de la zona de reacción en el área de los límites y la posterior eliminación de partes de η -carburo a una distancia de la partícula inicial (Fig. 16c).

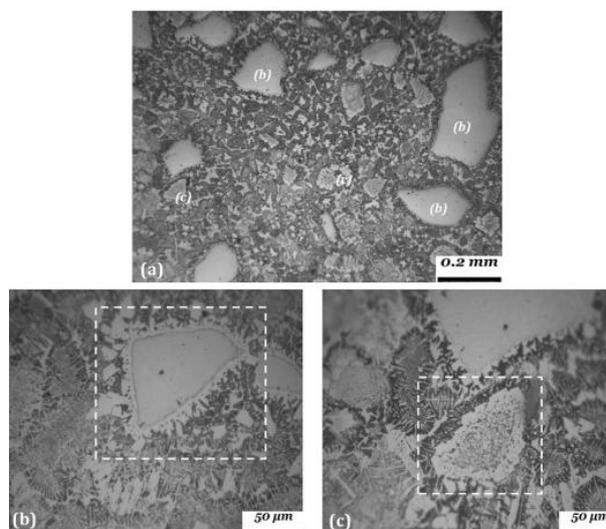


Figura 26. Depósito compuesto (micrografías ópticas de secciones transversales). (a) vista general de las capas superpuestas obtenidas que indican diferentes grados de interacción de las partículas de WC aisladas con el metal fundido (áreas b y c). Partículas representativas que presentan una disolución parcial en el área de los límites exteriores (b) y están sujetas a ataque en todo el volumen (c).

Fuente: (D. Liu et al., 2019)

Esto servirá como una guía para la selección del material de alimentación adecuado para una aplicación determinada que resultará en una

distribución óptima de carburos, que, a su vez, asegurará la ausencia de defectos de tamaño crucial, una maquinabilidad aceptable y una vida útil prolongada de los bordes de cucharón de excavadoras, soldados por arco tradicional se aplicó para crear depósitos de revestimiento duro a base de Fe sobre sustratos de acero al carbono (D. Liu et al., 2019).

Las aleaciones de revestimiento duro S6 y S21 o IN82 se depositaron sobre sustratos de acero F91 donde primero la interfaz F91 / S21 donde es inestable durante el envejecimiento porque crece una capa interfacial dura y quebradiza, lo que reduce significativamente la energía de impacto de las muestras con revestimiento duro S21. Por el contrario, la interfaz F91 / IN82 es microestructuralmente mucho más estable que la interfaz F91 / S21; una banda interfacial, parte del acero F91, y algunos carburos M₂₃C₆ discretos a lo largo de esta banda crecen durante el envejecimiento a 650 ° C durante 8760 h. La pérdida de energía de impacto de las muestras IN82 es mucho menos significativa que la de las muestras S21. Además, la degradación de la tenacidad no está relacionada con la interfaz F91 / IN82, sino más bien con el engrosamiento y precipitación de los carburos intergranulares / interdendríticos en el material a granel IN82 durante el envejecimiento. Entonces, la capa amortiguadora IN82 es una buena alternativa para reemplazar la problemática capa amortiguadora S21, mejorando la durabilidad de los componentes del revestimiento S6 (Wu et al., 2020).

Los recubrimientos endurecidos con Stellite se evaluó para las válvulas industriales de alta temperatura para mejorar la durabilidad utilizando la soldadura de arco transferido por plasma su microestructura se aprecia en la figura 17.

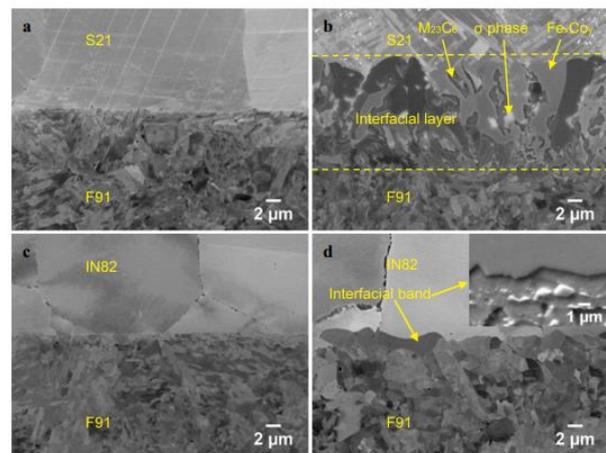


Figura 17. Muestras de revestimiento duro S6 y S21 o IN82.

Fuente: Wu et al., 2020

En el estudio comparativo de las microestructuras durante la solidificación de los depósitos del revestimiento duro WCI hipereutécticos añadidos con Nb y Mo con W y V como aditivos menores, de acuerdo con los depósitos de cara dura preparados con las aleaciones A y B mostraron grandes cantidades de carburos proeutéticos M₇C₃ en comparación con la mezcla eutéctica que redujo la fricción de deslizamiento (figura 18). Sin embargo, la presencia de grandes cantidades de fase de α -ferrita blanda en las aleaciones C y D ha dado como resultado una mayor fricción de deslizamiento en la interfaz pasador-disco giratorio. Los depósitos de superficie dura preparados con las aleaciones A y B mostraron una fase proeutética gruesa de M₇C₃ en la microestructura que podría resultar en la fractura y desprendimiento de M₇C₃ grueso durante la prueba G65, lo que resultaría en una mayor pérdida por desgaste. Sin embargo, vale la pena señalar que los depósitos de revestimiento preparados con aleación B mostraron una menor pérdida por desgaste en comparación con la aleación A, lo que podría atribuirse al refinamiento de grano de la fase proeutética M₇C₃ y la formación de carburos MC (M = Nb). La adición de Mo, W y V a los rellenos de las aleaciones C y D ha dado como resultado un mayor refinamiento del grano, la formación de MC (M = Nb y Mo) y refuerzo de solución sólida (W y V como aditivos), lo que

resultó en una resistencia al desgaste superior en comparación con los depósitos de superficie dura preparados con aleaciones A y B (Jilleh et al., 2021). Las aleaciones de revestimiento duro se depositaron sobre acero al carbono utilizando la técnica de soldadura por arco con núcleo fundente autoprotectido (FCAW).

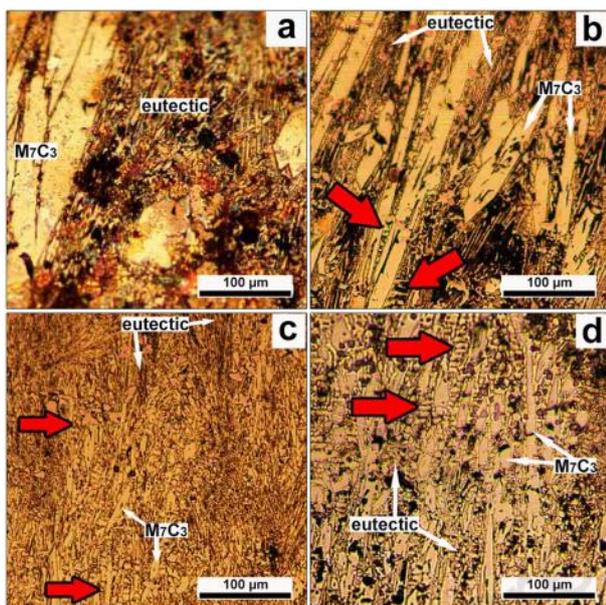


Figura 18. Micrografías SEM de superficies desgastadas de G65 y muestras probadas con clavija sobre disco.
Fuente: Jilleh et al., 2021

5. CONCLUSIONES

De la revisión de artículos de investigación, los hallazgos relevantes son los siguientes.

Visualizamos que la resistencia al desgaste de los depósitos de revestimiento duro aumentó con el aumento del contenido de aleación en el relleno. Debido a la formación de carburo y al refinamiento del grano de los carburos, con la adición de varios metales al relleno.

Determinamos que el carbono y el cromo son los elementos principales que se utilizan en las aleaciones de revestimiento. Se analizó que el alto porcentaje de carbono y cromo aumentará la resistencia al desgaste y la dureza.

Analizamos que el revestimiento duro depende de la aplicación selectiva del material de revestimiento duro y su composición química para una aplicación industrial. Esto con el fin de alargar la vida útil y reducir costos en las aplicaciones de herramientas.

Verificamos que los componentes producidos a partir de los nuevos materiales mediante las tecnologías propuestas en este trabajo, incluido los nanocompuestos propenden a elevar la resistencia de los revestimientos duros y mejorar las características metalográficas en las superficies del revestimiento.

6. REFERENCIAS

Espín, S., Coello, D., Guamanquispe, J., Pérez, C. & Paredes, P. (2019). Influence of atmospheric oxygen content in the argon purge process in TIG welding in AISI 304 stainless steel pipe. *DYNA*, vol. 86, n.o 208, pp. 355-361.

Klimpel, A. (2020). Industrial surfacing and hardfacing technology, fundamentals and applications, *Weld. Technol. Rev.*, vol. 91, n.o 12, doi: 10.26628/wtr.v91i12.1094.

Pérez, C. F., Núñez Núñez, D. F., Sanaguano Salguero, H. del R., & Sánchez Quinchuela, L. F. (2020). Diseño y construcción de un reactor discontinuo con recirculación externa para obtener biodiésel a partir de aceite de fritura en condiciones subcríticas. *Ingenio*, 25, 32-40. <https://doi.org/10.17163/ings.n25.2021.03>

Llanes, E., Pachacama, V., Ulcuango, C. & Passo, R., (2020). Diseño de máquina de moldes de arena para utilizar en la fundición metálica, *Polo del Conoc. Rev. científico-profesional*, vol. 5, n.o 9, pp. 311-328.

Guamán, E. R., Llanes-Cedeño, E. A., Celi-Ortega, S.

- F., & Rocha-Hoyos, J. C. (2019). Parámetros del Múltiple de Escape para su Diseño Computacional: una revisión. *CIT Informacion Tecnologica*, 30(6), 255–268. <https://doi.org/10.4067/s0718-07642019000600255>
- Prabanjan, S., Karthick, K., Rejvin Kumar, J., Ramkumar, S., & Riswan Ahmed, A. (2020). Comportamiento de desgaste y características metalúrgicas de compuestos de matriz metálica reforzados con partículas producidos mediante revestimiento duro: una revisión. *Materiales de hoy: Actas*, 33, 599–606. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.527>
- Okechukwu, C., Dahunsi, O. A., Oke, P. K., Oladele, I. O., & Dauda, M. (2018). Revisión sobre el hardfacing como método para mejorar la vida útil de componentes críticos sometidos a desgaste en servicio. *Revista nigeriana de tecnología*, 36(4), 1095. <https://doi.org/10.4314/njt.v36i4.15>
- Zhao, H., Zhao, C., Xie, W., Wu, D., Du, B., Zhang, X., Wen, M., Ma, R., Li, R., Jiao, J., Chang, C., Yan, X., & Sheng, L. (2023). Research progress of laser cladding on the surface of titanium and its alloys. *Materials*, 16(8), 3250. <https://doi.org/10.3390/ma16083250>
- Hernández, J., & Suárez, M. (2020). Efecto de la composición química del baño en la microestructura y resistencia a la corrosión de los recubrimientos de zinc por inmersión en caliente: una revisión. *Ingenius*, 23, 40–52. http://scielo.senescyt.gob.ec/scielo.php?pid=S1390-860X2020000100040&script=sci_arttext
- G. R. C. Pradeep, A. Ramesh, y B. D. Prasad, (2010). A Review Paper on Hardfacing Processes and Materials, *Int. J. Eng. Sci. Technol.*, vol. 2, n.o 11, pp. 6507-6510, [En línea]. Disponible en: <http://www.ijest.info/docs/IJEST10-02-11-046.pdf>.
- Dudnikov, A., Gorbenko, O., Kelemesh, A., & Drozhchana, O. (2020). Mejora del proceso tecnológico de restauración de las piezas de trabajo de las máquinas de labranza. *Revista de tecnologías empresariales de Europa del Este*, 2(1 (104)), 72–77. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.198962>
- Kaszuba, M. (2020). La aplicación de una tecnología híbrida nueva e innovadora que combina revestimiento duro y nitruración para aumentar la durabilidad de las herramientas de forja. *Archivos de Ingeniería Civil y Mecánica*, 20(4). <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00122-1>
- Sidorov, S. A., Mironov, D. A., Khoroshenkov, V. K., & Khlusova, E. I. (2016). Surfacing methods for increasing the service life of rapidly wearing working tools of agricultural machines. *Welding International*, 30(10), 808–812. <https://doi.org/10.1080/09507116.2016.1148408>
- M. Nagentrau, A. L. M. Tobi, Z. Kamdi, M. I. Ismail, & M. Sambu, (2017). A Study on Wear Failure Analysis of Tungsten Carbide Hardfacing on Carbon Steel Blade in a Digester Tank, *J. Fail. Anal. Prev.*, vol. 17, n.o 5, doi: 10.1007/s11668-017-0320-5
- A. Singh Kang, G. Singh, & G. Singh Cheema, (2017) Improving wear resistance via hardfacing of cultivator shovel, en *Materials Today: Proceedings*, vol. 4, n.o 8, doi: 10.1016/j.matpr.2017.07.136.
- Singh, J., Chatha, S. S., & Sidhu, B. S. (2021). Abrasive wear characteristics and microstructure of Fe-based overlaid ploughshares in different field conditions. *Soil & Tillage Research*, 205(104771), 104771. <https://doi.org/10.1016/j.still.2020.104771>
- Novikov, A. E., Motorin, V. A., Lamskova, M. I., & Filimonov, M. I. (2018). Composition and tribological properties of hardened cutting blades of tillage machines under abrasive deterioration.

- Journal of Friction and Wear, 39(2), 158–163.
<https://doi.org/10.3103/s1068366618020137>
- Singh, S., Garg, J., Singh, P., Singh, G., Kumar, K., Singh, J., Kumar, S., & Singh, J. P. (2018). Effect of hard faced Cr-alloy on abrasive wear of low carbon rotavator blades using design of experiments. *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 3390–3395.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.583>
- Kocaman, E., Kılınc, B., Durmaz, M., Şen, Ş., & Sen, U. (2021). La influencia del contenido de cromo en el comportamiento de desgaste y corrosión de acero aleado superficialmente con electrodo Fe (16-x) Crx (B, C) 4. *Revista internacional de ciencia y tecnología de ingeniería*, 24(2), 533 –542.
<https://doi.org/10.1016/j.jestch.2020.08.003>
- Pawar, S., Jha, A. K., & Mukhopadhyay, G. (2019). Effect of different carbides on the wear resistance of Fe-based hardfacing alloys. *International Journal of Refractory & Hard Metals*, 78, 288–295.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.10.014>
- Shibe, V., & Chawla, V. (2018). Characterization of Fe–C–Cr based hardfacing alloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(9), 2211–2220.
<https://doi.org/10.1007/s12666-018-1352-6>
- Singh, J., Singh Chatha, S., & Singh Sidhu, B. (2020). Effect of surface alloying on wear behaviour OF en-47 steel. *Materials Today: Proceedings*, 21, 1340–1349.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.172>
- Gou, J., Wang, Y., Sun, J., & Li, X. (2017). Resistencia a la flexión y comportamiento al desgaste de aleaciones de revestimiento duro de Fe-Cr-C-B con y sin nanopartículas de óxido de tierras raras. *Superficie y superficie Tecnología de recubrimientos*, 311, 113–126.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.12.104>
- Gou, J., Wang, Y., Wang, C., Chu, R., & Liu, S. (2017). Efecto de los nanoaditivos de óxidos de tierras raras sobre las propiedades micromecánicas y el comportamiento de erosión de las aleaciones de revestimiento duro Fe-Cr-C-B. *Revista de aleaciones y compuestos*, 691, 800–810.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.323>
- Dilawary, S. A. A., Motallebzadeh, A., Akhter, R., Atar, E., & Cimenoglu, H. (2018). Resistencia al desgaste mejorada de Stellite 12 mediante adición de Mo y LSM. *Ingeniería de superficies*, 34(8), 569–576.
<https://doi.org/10.1080/02670844.2017.1393164>
- Mirshekari, G. R., Daei, S., Bonabi, S. F., Tavakoli, M. R., Shafyei, A., & Safaei, M. (2017). Effect of interlayers on the microstructure and wear resistance of Stellite 6 coatings deposited on AISI 420 stainless steel by GTAW technique. *Surfaces and Interfaces*, 9, 79–92.
<https://doi.org/10.1016/j.surf.2017.08.005>
- Shim, D.-S., Baek, G.-Y., Lee, S.-B., Yu, J.-H., Choi, Y.-S., & Park, S.-H. (2017). Influence of heat treatment on wear behavior and impact toughness of AISI M4 coated by laser melting deposition. *Surface & Coatings Technology*, 328, 219–230.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.08.059>
- Liu, S., Shi, Z., Xing, X., Ren, X., Zhou, Y., & Yang, Q. (2020). Effect of Nb additive on wear resistance and tensile properties of the hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy. *Materials Today. Communications*, 24(101232), 101232.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101232>
- Chaidemenopoulos, N. G., Psyllaki, P. P., Pavlidou, E., & Vourlias, G. (2019). Aspectos sobre las transformaciones de carburos de depósitos de hardfacing a base de Fe. *Superficie y superficie Tecnología de recubrimientos*, 357, 651–661.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.061>

Liu, D., Long, W., Wu, M., Li, L., Wang, J., & Zhang, Y. (2019). Microstructure and wear performance of cobalt-containing iron-based slag-free self-shielded flux-cored wire. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(4), 2158–2166.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04002-5>

Wu, Y., Schmitt, T., Bousser, E., Vernhes, L., Khelifaoui, F., Perez, G., Klemberg-Sapieha, J.-E., & Brochu, M. (2020). Microstructural and mechanical characterization of Stellite-hardfaced coatings with two types of buffer layers. *Surface & Coatings Technology*, 390(125611), 125611.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125611>

Jilleh, A., Kishore Babu, N., Thota, V., Anis, A. L., Harun, M. K., & Talari, M. K. (2021). Microstructural and wear investigation of high chromium white cast iron hardfacing alloys deposited on carbon steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 857(157472), 157472.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157472>