

Análisis microestructural de revestimientos de fundiciones blancas hipoeutécticas con adiciones de Si y V

Manuel Rodríguez-Pérez^a, Lorenzo Perdomo-González^a, José A. Escobedo^b, Luis Béjar^b, Ariosto Medina^c, Juan F. Soriano^b, Ismeli Alfonso^{d,✉}

^a Centro de Investigaciones de Soldadura, Universidad Central “Marta Abreu” de Las Villas, Carretera a Camajuani Km 5.5, Santa Clara, Villa Clara, Cuba

^b Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Facultad de Ingeniería Mecánica, Edificio W. Ciudad Universitaria, CP 58000, Morelia, Michoacán, México

^c Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edificio U. Ciudad Universitaria, CP 58000, Morelia, Michoacán, México

^d Instituto de Investigaciones en Materiales, Unidad Morelia, Universidad Nacional Autónoma de México, Antigua Carretera a Pátzcuaro No. 8701, Col. Ex-Hacienda de San José de la Huerta, CP 58190, Morelia, Michoacán, México

✉ Autor para correspondencia: ialfonso@unam.mx

Enviado: 12 Junio 2017; Aceptado: 29 Noviembre 2017; Publicado on-Line: 29 Mayo 2018

RESUMEN: Las aleaciones utilizadas para el revestimiento de superficies sometidas a baja o moderada abrasión son altamente complejas. Con la finalidad de buscar una alternativa más simple, en el presente trabajo se estudian tres revestimientos, aplicados utilizando electrodos con diferentes composiciones basadas en fundiciones hipoeutécticas Fe-Si-V-C con 3,2 % de C, V entre 0,47 y 1,57 %, y Si entre 2,30 y 3,82 %. Los revestimientos resultantes fueron estudiados utilizando técnicas de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de rayos X (DRX) y dureza. Los resultados mostraron que para contenidos de Si y V bajos, se obtuvo la dureza más elevada (64 HRC), derivada de una microestructura donde predominan la martensita y la austenita. Al aumentar las cantidades de estos elementos en la aleación, se obtuvo mayoritariamente perlita, con zonas eutécticas y carburos de V distribuidos en ellas, originando una disminución de la dureza hasta 57 HRC. Por lo tanto, utilizando contenidos de Si y V bajos (cerca de 2,30 % de Si y 0,47 % de V), los electrodos basados en el sistema aleante Fe-Si-V-C pueden ser una alternativa para revestir superficies sometidas a desgaste abrasivo bajo o moderado.

PALABRAS CLAVE: Fundiciones hipoeutécticas; Microestructura; Revestimientos; Silicio; Soldadura; Vanadio

Citar como/Citation: Rodríguez-Pérez, M.; Perdomo-González, L.; Escobedo, J.A.; Béjar, L.; Medina, A.; Soriano, J.F.; Alfonso, I. (2018). “Análisis microestructural de revestimientos de fundiciones blancas hipoeutécticas con adiciones de Si y V”. *Rev. Metal.* 54(2): e117. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.117>

ABSTRACT: *Microstructural analysis of hypoeutectic white cast iron coatings with Si and V additions.* Alloy systems used as coatings in surfaces under low or moderate abrasion are highly complex. In order to search for a simpler system, in this work three coatings were studied, applied using electrodes with different compositions, based on hypoeutectic white cast irons, with 3.2% C, V from 0.47 to 1.57%, and Si from 2.30 to 3.82%. Resulting coatings were studied using Optical (OM) and Scanning Electron Microscopies (SEM), X-ray diffraction (XRD) and hardness measurements. Results showed that maximum hardness (64 HRC) was obtained for low Si and V contents, due to a microstructure mainly composed by martensite and austenite. The increase in Si and V contents led to significant modifications in the microstructures, being perlite the main phase, with the presence of eutectic zones and V carbides. These modifications originated lower hardness for these coatings (57 HRC). This study allowed to define that using low Si and V contents (close to 2.30% Si and 0.47% V), electrodes of the Fe-Si-V-C system can be an alternative for coating surfaces under low or moderate abrasive wear.

KEYWORDS: Coatings; Hypoeutectic Cast Iron; Microstructure; Silicon; Vanadium; Welding

ORCID: Manuel Rodríguez-Pérez (<https://orcid.org/0000-0002-4092-3470>); Lorenzo Perdomo-González (<https://orcid.org/0000-0002-3425-1487>); José A. Escobedo (<https://orcid.org/0000-0002-7833-7266>); Luis Béjar (<https://orcid.org/0000-0002-9163-0395>); Ariosto Medina (<https://orcid.org/0000-0002-9709-8790>); Juan F. Soriano (<https://orcid.org/0000-0003-1370-2274>); Ismeli Alfonso (<https://orcid.org/0000-0001-7311-8614>)

Copyright: © 2018 CSIC. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de la licencia de uso y distribución Creative Commons Reconocimiento 4.0 Internacional (CC BY 4.0).

1. INTRODUCCIÓN

El revestimiento superficial mediante los procesos de soldadura es uno de los métodos más utilizados para proteger la superficie de piezas sometidas a desgaste, ya que se pueden garantizar depósitos de diversas composiciones en función del mecanismo de desgaste predominante (Roda Vázquez, 2000; Buchely *et al.*, 2005; Venkatesh *et al.*, 2015). En las condiciones donde prevalece el desgaste por abrasión es necesaria la presencia de una microestructura compuesta por carburos, en una matriz que puede ser austenítica, martensítica o ferrítica (Roda Vázquez, 2000; Eroglu, 2009; Venkatesh *et al.*, 2015). Los sistemas aleantes de los consumibles empleados para lograr este tipo de microestructura son complejos, conteniendo como elemento fundamental el C sumado a adiciones de Cr, Mn, Mo, V, Nb y W, entre otros (Eroglu, 2009; Wang y Li, 2010). Entre las aleaciones más utilizadas por su bajo costo están las fundiciones blancas con adiciones de Cr. Sin embargo, otras fundiciones donde están presente el W y el V ofrecen un mejor desempeño en algunos casos, ya que los revestimientos combinan la dureza con la tenacidad. Estos últimos elementos también garantizan la formación de carburos de mayor dureza, indispensables para disminuir el desgaste abrasivo severo. Debido a la fragilidad de los carburos, el control de su tamaño y del volumen que estos ocupan es imprescindible, ya que si sobrepasan ciertos valores puede disminuir la resistencia al desgaste. Esto es un desafío cuando se utiliza el sistema Fe-Cr-C, fundamentalmente para contenidos de C en el rango 2–5%, y de Cr entre 18–30%, ya que se forman los carburos (Cr,Fe)₂₃C₆ (Chatterjee y Pal, 2003; Eroglu, 2009). Para reducir estos problemas de fragilidad, se han venido utilizando electrodos con adiciones de Nb como formador de carburos primarios con morfologías diferentes; y de Mo para aumentar la tenacidad de la matriz al modificarse la microestructura resultante (Eroglu, 2009).

Estudios en fundiciones blancas del sistema de aleación Fe-Cr-V-C señalan que precipitan carburos del tipo M₇C₃ y M₆C₅ en una matriz austenítica. La adición de V origina el aumento de la temperatura de inicio de la transformación del eutéctico, incrementándose el volumen de carburos con el aumento del contenido de V hasta que este

elemento alcanza un máximo 4,7% (Filipovic *et al.*, 2011). Por otro lado, utilizando el mismo sistema aleante se analiza el efecto del V desde 1,2 hasta 11,3% en diferentes fundiciones tratadas térmicamente, demostrándose que este elemento conduce a la presencia de carburos finos en la matriz, aumentando notablemente la dureza y la resistencia al desgaste (Unkić *et al.*, 2003). El empleo de hierros fundidos altamente aleados con contenidos de V aún mayores (15%), conjuntamente con pequeñas cantidades de W, Ti y La, fue evaluado con la finalidad de controlar el tipo de microestructura (Kawalec, 2014). En los resultados obtenidos en los trabajos anteriormente citados se concluye que en todas las variantes se forman ferrita aleada y eutécticos con diferentes tipos de carburos, haciendo que la fragilidad sea elevada.

Otra variante que se ha venido utilizando para disminuir el desgaste en piezas fundidas son las aleaciones del sistema Fe-C-V, incluidas en la familia de las fundiciones blancas, fundamentalmente por las ventajas que ofrece el V (Unkić *et al.*, 2003; Filipovic *et al.*, 2011). Los resultados obtenidos en estos trabajos demostraron que contenidos de V tan bajos como 0,55% pueden incrementar la dureza 2 veces más que similares contenidos de Cr y el Mo, lo que resulta en una mayor resistencia al desgaste abrasivo (Unkić *et al.*, 2003). Existen muchas aplicaciones en las que se presenta desgaste abrasivo bajo o moderado, por lo cual los requerimientos del sistema de aleación son menores, como pudieran ser sistemas con contenidos relativamente bajos de V y adiciones de Si. No obstante, para estos sistemas aleantes Fe-Si-V-C no se encontraron en la literatura trabajos relacionados con la microestructura resultante al ser aplicados como revestimientos superficiales mediante soldadura. Tomando en cuenta lo anterior, y con la finalidad de disminuir costos mediante el uso de un sistema de aleación menos complejo, en el presente trabajo se estudia la microestructura de recubrimientos superficiales depositados con electrodos tubulares revestidos empleando el sistema aleante Fe-Si-V-C, manteniendo constante el contenido de C (3,2%); y variando el Si (2,30%; 3,50%; 3,82%) y el V (0,47%; 1,10%; 1,57%). De acuerdo a los resultados obtenidos, este estudio podría guiar al uso de electrodos de este sistema en la protección de piezas expuestas a abrasión baja o moderada.

2. MATERIALES Y METODOS

2.1. Aplicación de los revestimientos

Con la finalidad de estudiar la microestructura de los revestimientos objetos del presente trabajo, primeramente se fabricaron tres variantes de electrodos tubulares de 4 mm de diámetro, en el Centro de Investigaciones de Soldadura de la Universidad Central "Marta Abreu" de Las Villas. Como núcleo tubular se utilizó un acero AISI 1010, mientras que el revestimiento consistió en una mezcla con 50% de calcita, 20% de fluorita, 12% de rutilo y 18% de grafito, utilizando silicato de sodio como aglutinante, siendo la carga aleante el sistema Fe-Si-V-C, como se verá a continuación. Las composiciones químicas de los revestimientos generados por estos electrodos se muestran en la Tabla 1. Como puede apreciarse el contenido de C se mantuvo sin cambios significativos, mientras que los contenidos de V y Si se incrementaron, cuyo efecto sobre la microestructura será el tema a investigar en el presente trabajo.

Los revestimientos se aplicaron utilizando soldadura manual (Shielded Metal Arc Welding, SMAW), empleando los parámetros de soldadura mostrados en la Tabla 2.

Los revestimientos se aplicaron en posición plana sobre placas de acero ASTM A36 (200×100×10 mm)

TABLA 1. Composición química de los revestimientos (% en peso)

Electrodos	C	V	Si	Fe
V1	3,30	0,47	2,31	Balance
V2	3,31	1,10	3,50	Balance
V3	3,27	1,57	3,82	Balance

TABLA 2. Parámetros de soldadura empleados en la aplicación de los revestimientos

Electrodos (Diámetro 4 mm)	Corriente de soldadura (A)	Voltaje de arco (V)	Velocidad de soldadura (mm.min ⁻¹)	Tipo de Corriente y Polaridad
V1, V2, V3	100 ± 10	22 ± 2	70 ± 1	DCEN

efectuando varias capas, siguiendo la secuencia que se indica en la Fig. 1a. Con el fin de evitar el efecto de los elementos del metal base sobre la microestructura de la aleación aportada, la zona de estudio se localiza en la última capa. Para garantizar una razón de enfriamiento similar en los tres revestimientos para la última capa, los cordones se realizaron a temperatura ambiente. En la Fig. 1b se puede apreciar una macrografía resultante de la aplicación del revestimiento utilizando los parámetros antes mencionados, indicando la zona de estudio en correspondencia con lo anteriormente mencionado.

2.2. Caracterización de los revestimientos

Una vez aplicados los revestimientos, se cortaron probetas destinadas al estudio metalográfico, las cuales se prepararon utilizando técnicas convencionales de desbaste y pulido, y posteriormente fueron atacadas con una solución de Nital al 5%. El estudio metalográfico se realizó utilizando un microscópico óptico Labmed modelo MET 400; y un Microscópico Electrónico de Barrido Jeol JSM 7600F, el cual cuenta con un detector de Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDX) Bruker X Flash 6130. El análisis de la microestructura se complementó utilizando la difracción de rayos X mediante un equipo marca Bruker D-8 Advance con radiación CuK α operado a 30 kV y 25 mA. Para determinar la dureza de los revestimientos se utilizó un durómetro de banco Mitutoyo Durotwin.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Resultados obtenidos mediante DRX

En la Fig. 2, se pueden apreciar los difractogramas obtenidos mediante DRX para los revestimientos aplicados utilizando los electrodos experimentales. Como puede observarse, existen diferencias significativas entre los tres difractogramas. En el caso del revestimiento realizado con el electrodo de la variante V1 (0,47% de V y 2,31% de Si), los picos fundamentales están a 43,5° y a 44,9°. Estos picos coinciden con los picos más intensos de

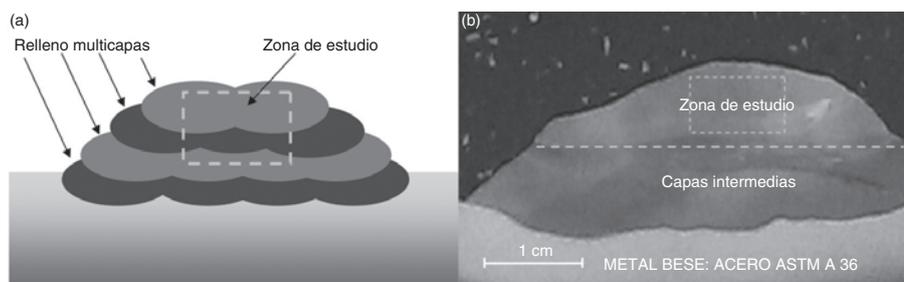


FIGURA 1. a) Secuencia de realización del revestimiento, y b) Macrografía y zona de estudio del revestimiento.

la martensita, además de que también se observan picos correspondientes a la austenita. Para el caso del revestimiento realizado con el electrodo de la variante V2 (1,10% de V y 3,50% de Si), aunque los picos más intensos están ubicados aproximadamente en los mismos valores de 2θ , no se corresponden a las mismas fases que para el primer revestimiento analizado, siendo en este caso picos correspondientes a la ferrita y la cementita, lo que se corroboró con la ubicación de los otros picos de estas fases. Es importante destacar la mayor intensidad del pico más intenso de la ferrita (45°), indicando que ésta es la fase con mayor contenido en el revestimiento. Para el revestimiento realizado con la tercera variante, V3 (1,57 % de V y 3,82 % de Si), los resultados fueron similares, estando en correspondencia los picos con los ya observados para el revestimiento V2. La

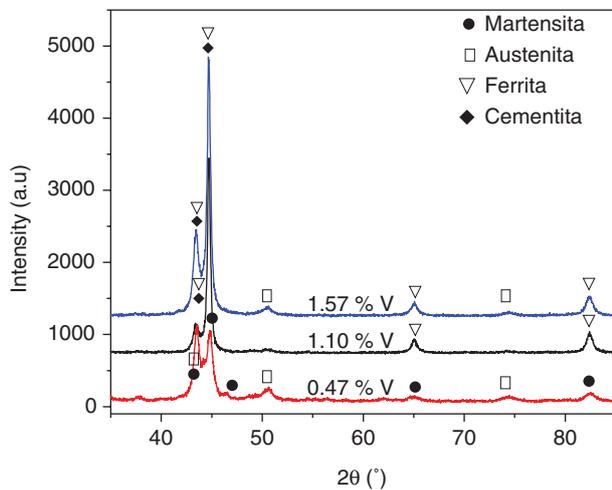


FIGURA 2. Difractogramas obtenidos mediante DRX de los revestimientos realizados con los electrodos con diferentes contenidos de V y Si.

única diferencia visible es la mayor intensidad del pico máximo de la cementita (43°), indicando que la cantidad de esta fase aumentó comparada con el revestimiento V2, pero la ferrita sigue siendo la más importante. Asimismo, se aprecian picos poco intensos indicando la presencia de una pequeña cantidad de austenita. Estos resultados servirán de base para el análisis microestructural mediante microscopía de los revestimientos.

3.2. Resultados obtenidos mediante microscopía

Las microestructuras obtenidas para los revestimientos realizados con los electrodos V1, V2 y V3 presentan diferencias significativas en cuanto a las fases presentes y sus morfologías, lo cual se puede observar en las Figs. 3 (a-b) a la 5 (a-b). Este resultado está relacionado con la diferencia de composición química de la capa de revestimiento que deposita cada consumible, tal como se apreció en la Tabla 1, en particular por el efecto del V, por ser uno de los elementos con mayores potencialidades de formar carburos, y también por su influencia en el valor de la temperatura de transformación eutéctica (Unkić *et al.*, 2003; Nedeljković *et al.*, 2010; Wang y Li, 2010; Kawalec, 2014). En la Fig. 3 (a-b) se observa la microestructura obtenida mediante microscopía óptica (Fig. 3a) y electrónica de barrido (Fig. 3b), para el caso de los revestimientos efectuados con los electrodos V1. Como puede apreciarse en la Fig. 3a, las fases predominantes son la martensita en primer lugar, seguida de la austenita. Estos resultados están acordes con lo observado mediante DRX. En la Fig. 3b, tomada a mayores aumentos para un mejor estudio microestructural, se muestra que además de estas fases aparece cementita, cuyos picos no se apreciaron mediante DRX, lo cual se puede explicar debido su bajo contenido.

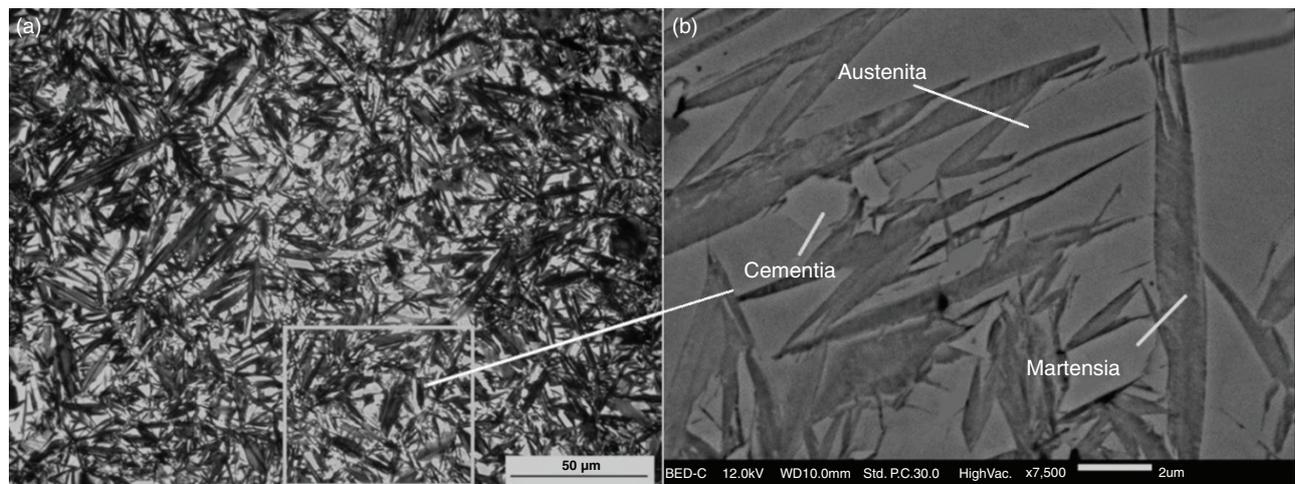


FIGURA 3. Microestructura obtenida en el revestimiento con el electrodo V1, a) Mediante microscopía óptica, y b) Mediante microscopía electrónica de barrido.

Para condiciones de enfriamiento lentas, es decir una deposición continua de los cordones y teniendo en cuenta la composición del electrodo V1, la microestructura de este revestimiento al comenzar el enfriamiento debe estar formado por austenita primaria y ledeburita. A partir de la temperatura eutéctica la austenita se transforma en perlita, y la ledeburita en cementita y ferrita, según el diagrama metaestable para el contenido de carbono de este revestimiento, que es 3,30% (Davis, 1996). Sin embargo, en condiciones propias del revestimiento superficial sin precalentamiento del metal base, es decir con velocidades de enfriamiento apreciables, como es el caso de las condiciones de soldadura indicadas anteriormente, se favorece la transformación isotérmica de la austenita proeutéctica. Esto da como resultado la presencia de una matriz donde prevalece mayoritariamente martensita, así como también austenita remanente y en menos cantidad la cementita. Esta microestructura es la causante de que el revestimiento tenga una elevada dureza (64 HRC), como se muestra en la Tabla 3. Esta dureza es propia de las fundiciones blancas martensíticas (Dawson, 1982; Azimi y Shamaniam, 2009).

Para los revestimientos obtenidos con los electrodos V2 y V3, que aportan mayor cantidad de Si y V, prácticamente no se observa la presencia de martensita, apareciendo fundamentalmente perlita y

cementita, como se observa en las Figs. 4a y 5a, tomadas mediante MO. En estas aleaciones ya en estado sólido la mayor parte de la austenita preeutéctica se transforma en perlita durante el enfriamiento, correspondiendo con las zonas oscuras de la microestructura; y la ledeburita una vez transformada da lugar a la presencia de un eutéctico compuesto por perlita y cementita. En las Figs. 4b y 5b, tomadas mediante MEB, pueden observarse de manera más detallada las microestructuras resultantes, apreciándose que también existen pequeñas cantidades de austenita. La presencia de estas fases coincide con los picos observados mediante DRX, donde para estos revestimientos las fases más importantes encontradas fueron la ferrita y la cementita, que son las fases constituyentes de la perlita. Según lo observado en la Tabla 3, la dureza para estos revestimientos disminuyó, lo que favorece la tenacidad de la capa de revestimiento. La mayor capacidad de la transformación de la austenita en perlita no homogénea para estos revestimientos se debe fundamentalmente a que tienen mayor contenido de Si, y a que las velocidades de enfriamiento de las aleaciones son apreciables al tratarse de revestimientos realizados aplicando el proceso de soldadura. Este elemento promueve la presencia de la perlita en las fundiciones blancas cuando su contenido es superior al 3,5% y la velocidad de enfriamiento es mucho mayor que el que comúnmente se presenta en las piezas fundidas de grandes dimensiones (Azimi y Shamaniam, 2009). Hay que añadir que la presencia de una cantidad considerable de perlita para estos revestimientos también se debe a que tienen mayores contenidos de V (1,1-1,57%), ya que este elemento aumenta la temperatura de transformación eutéctica, así como el valor de la velocidad de enfriamiento crítica, contribuyendo a que disminuya la presencia de martensita (Inthidech *et al.*, 2006; Filipovic *et al.*, 2011).

TABLA 3. Durezas de los revestimientos

Electrodos	Dureza (HRC)
V 1	64
V 2	57
V 3	59

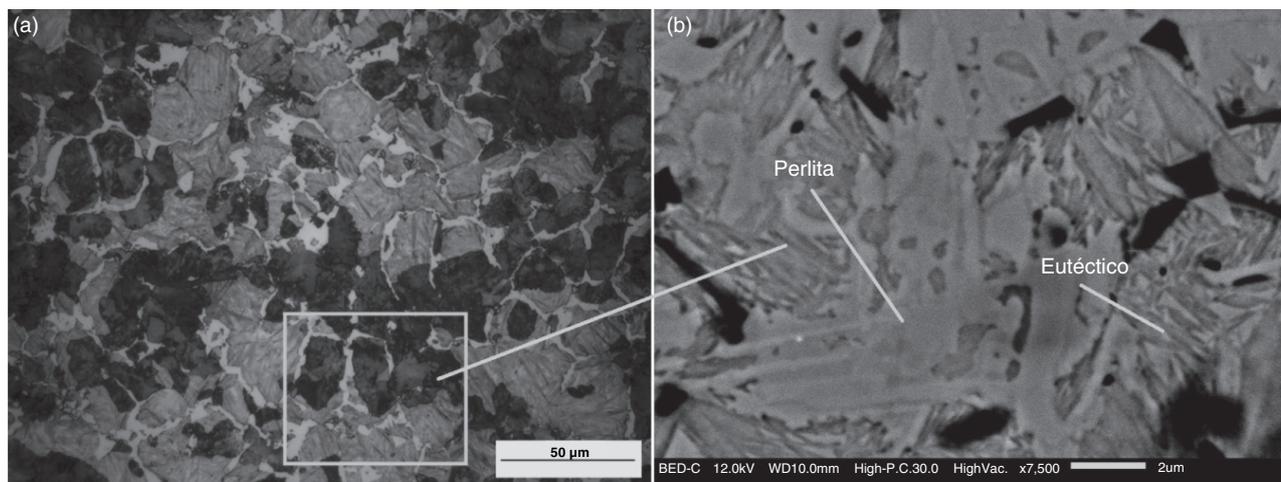


FIGURA 4. Microestructura obtenida en el revestimiento con el electrodo V2, a) Mediante microscopía óptica, y b) Mediante microscopía electrónica de barrido.

No obstante, debido a que las velocidades de enfriamiento de las capas de revestimiento aportadas son mucho mayores que la que se alcanza en las piezas fundidas, prevalecen zonas con la presencia de martensita, aunque la matriz es principalmente perlítica por el efecto significativo del Si y el V.

En la medida en que aumenta el contenido de V se incrementa apreciablemente la temperatura de la transformación eutéctica, disminuyendo su valor entre el diagrama estable y metaestable mucho más que para otros elementos con cantidades mucho mayores, como por ejemplo el Cr (Dawson, 1982; Lad *et al.*, 2014). Este efecto contribuye al aumento de la cantidad de cementita y el volumen del eutéctico en la microestructura, lo cual se corresponde con los revestimientos realizados con el electrodo V3, donde el V tiene el mayor contenido (1,57%). Este resultado se puede observar al comparar la zona más clara en las micrografías de las Figs. 4a y 5a.

Con la finalidad de analizar de manera más detallada la microestructura, fundamentalmente la posible presencia de carburos, se tomaron imágenes de MEB de zonas donde aparecen regiones oscuras, características de estas fases (Dawson, 1982). A partir de los resultados de la distribución de los elementos, obtenida mediante mapeo por EDX, se aprecia que para el revestimiento realizado con los electrodos V1 no están presentes carburos de V (Fig. 6), lo cual se debe a la baja cantidad de este elemento en la aleación. El V, como se ha explicado, está entre los elementos con mayores potencialidades para formar carburos, pero su presencia es solo del 0,47% en la aleación, lo cual no es suficiente para una presencia significativa de los microconstituyentes del tipo VC y V_6C_5 , y por tanto promueve solo en este caso a la formación de la martensita (Dawson, 1982; Azimi y Shamaniam, 2009). En este

revestimiento además del C como elemento de aleación predominante, el Si es el otro componente que tiene un efecto fundamental en la presencia de martensita y cementita en la microestructura una vez enfriados para un contenido de 3,5% de Si (Davis, 1996). Para estas condiciones, el Si incrementa también la temperatura de la transformación eutéctica y el contenido de C en este punto, promoviendo la presencia de martensita para velocidades de enfriamiento significativas.

En la morfología de los revestimientos realizados utilizando los electrodos V2 se manifiesta la elevada capacidad del V como formador de carburos, como puede apreciarse en los mapeos por EDX de la Fig. 7. En esta figura se observa la presencia de carburos con una geometría compleja ubicados en la zona eutéctica. Por su morfología y de acuerdo a la literatura (Dawson, 1982) estos carburos son VC, típicos para estas concentraciones de V (1,1-1,57%) en las fundiciones hipoeutécticas. Estos carburos no se pudieron identificar mediante DRX debido a su bajo contenido en los revestimientos.

El estudio microestructural de los revestimientos aplicados utilizando los electrodos V3 mostró que también se forman carburos como los anteriormente observados, como puede apreciarse en los mapeos por EDX de la Fig. 8. Estos carburos son muy similares a los formados en el caso de los revestimientos aplicados con los electrodos V2.

Lo más significativo con respecto a las características de las microestructuras anteriormente analizadas es su elevada dureza, típica de las fundiciones blancas y donde al modificar las cantidades de Si y V se ha percibido un cambio en la morfología y en la formación de las distintas fases. El revestimiento depositado con el electrodo V1, con 2,31% de Si y solo 0,47% de V, predomina la fase martensítica como ya

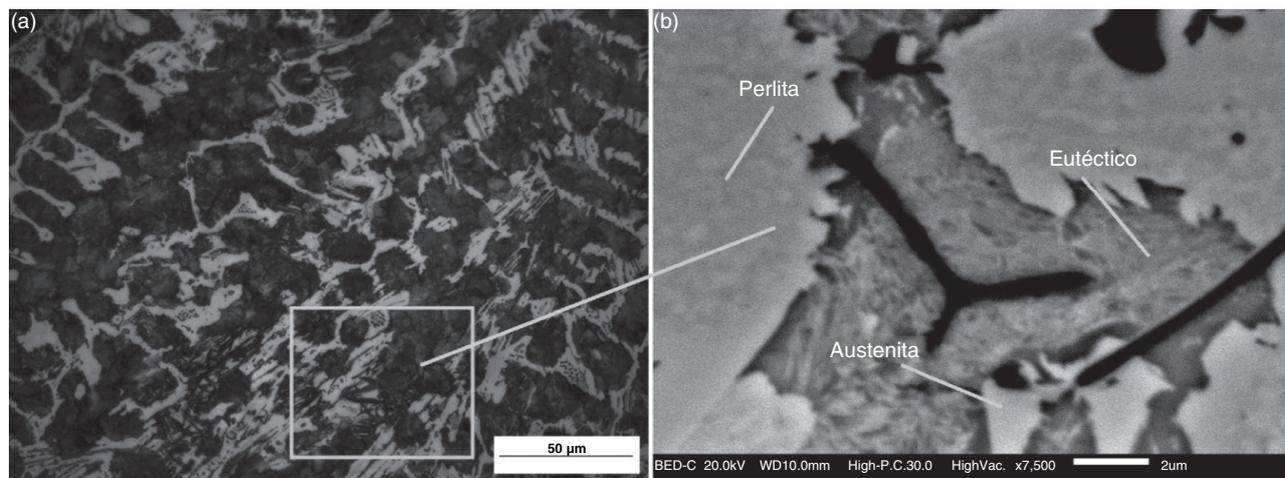


FIGURA 5. Microestructura obtenida en el revestimiento con el electrodo V1, a) Mediante microscopía óptica, y b) Mediante microscopía electrónica de barrido.

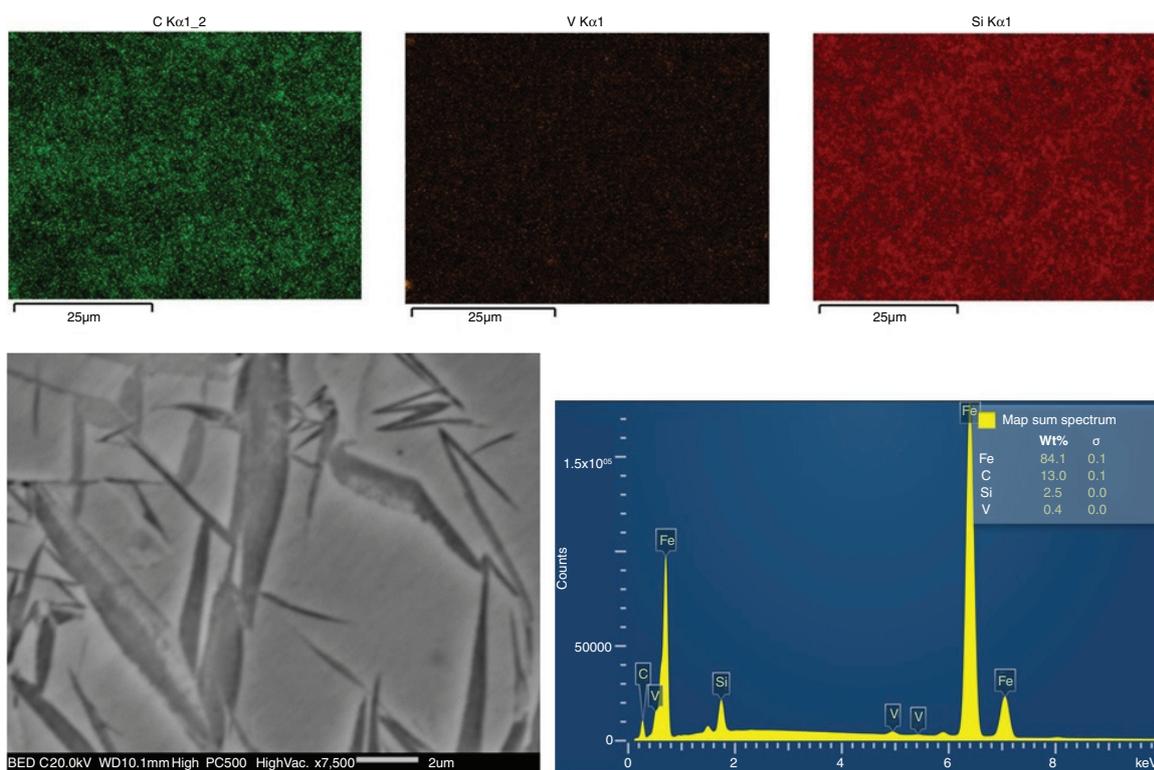


FIGURA 6. Distribución de los elementos de aleación en la microestructura del revestimiento obtenido con el electrodo V1.

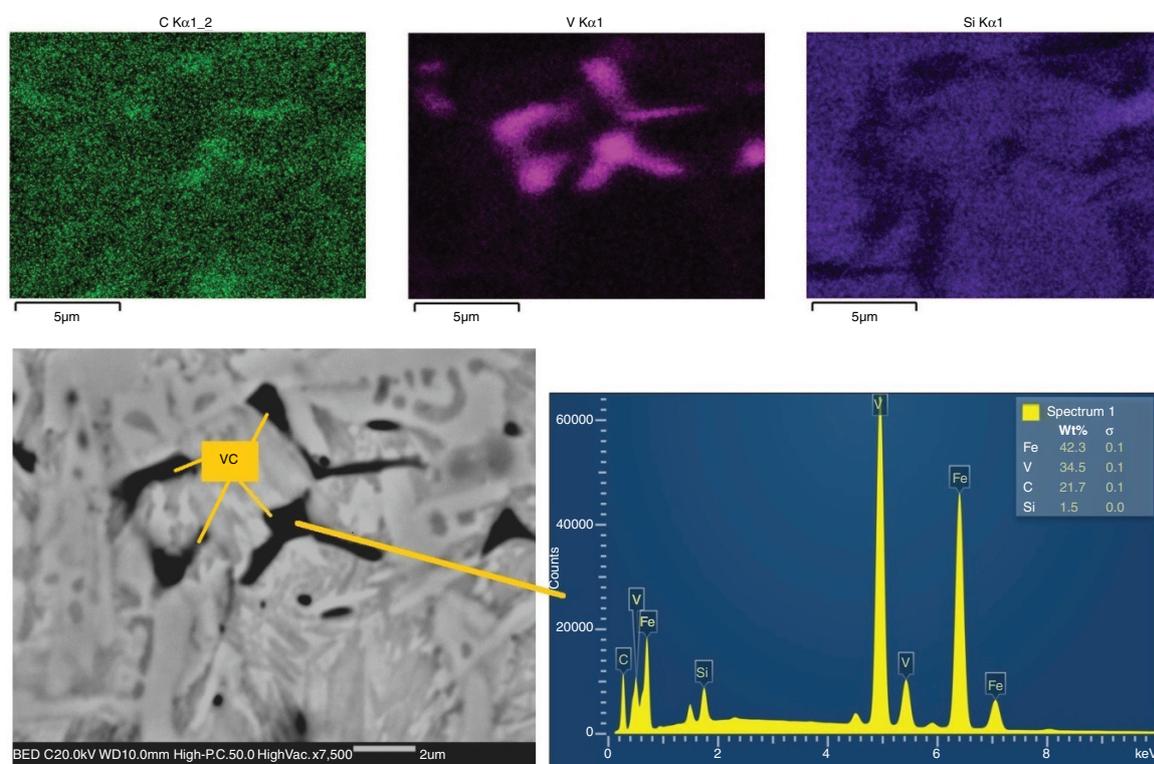


FIGURA 7. Distribución de elementos de aleación en la microestructura del revestimiento obtenido con el electrodo V2, destacándose la presencia de carburos de V.

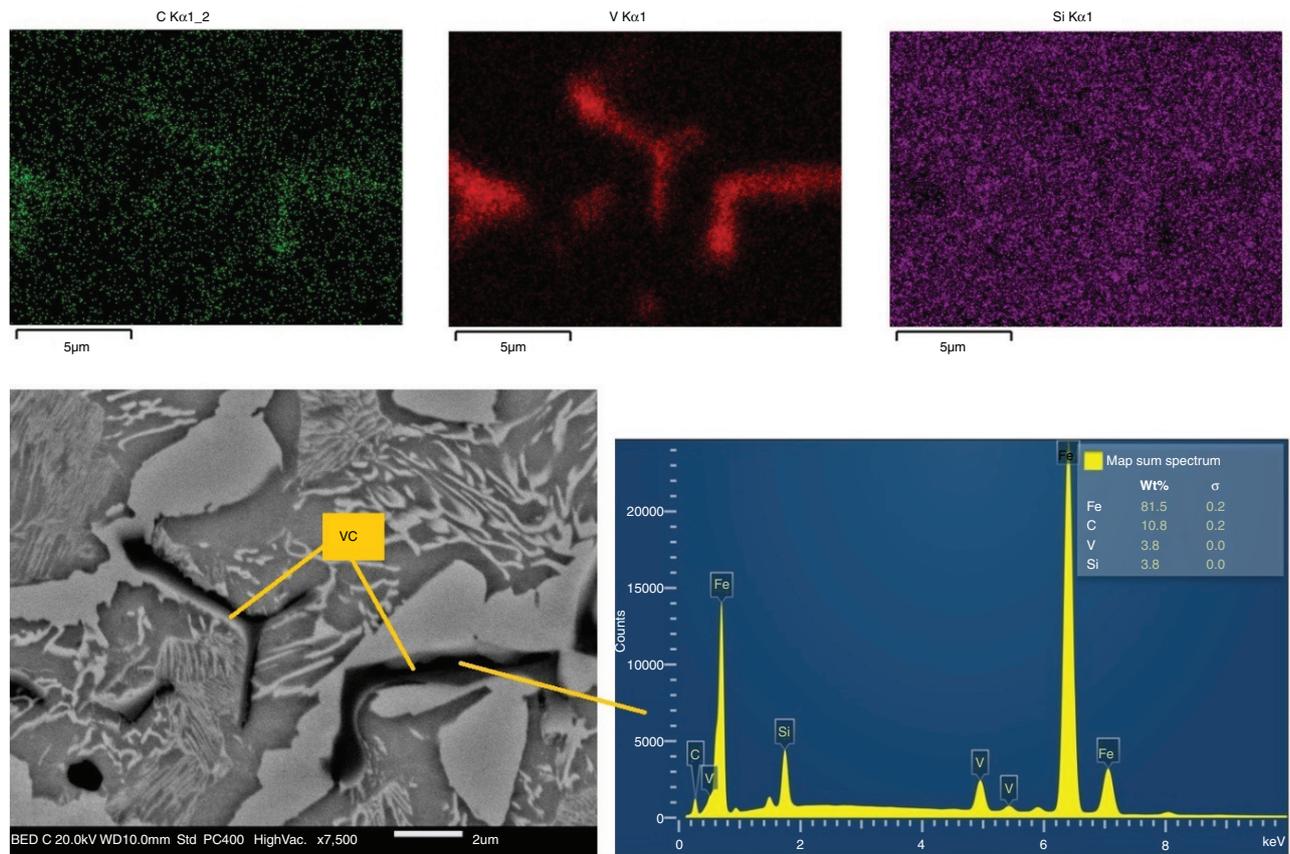


FIGURA 8. Distribución de los elementos de aleación en la microestructura del revestimiento obtenido con el electrodo V3, destacándose la presencia de carburos de V.

fue analizado, siendo una de las aleaciones recomendadas para contrarrestar el desgaste abrasivo moderado (Higuera *et al.*, 2007), por lo que se prefiere este consumible sobre los V2 y V3 para el revestimiento superficial de piezas sometidas a estas condiciones de desgaste. La microestructura resultante al utilizar estos dos consumibles (V2 y V3), predominantemente perlítica, no es suficiente para competir en cuanto a la resistencia al desgaste abrasivo con una microestructura martensítica como la resultante al utilizar V1, ya que la perlita es mucho menos resistente a la abrasión que la martensita (Roda Vázquez, 2000; Bakshi *et al.*, 2013). La presencia de carburos de V podría favorecer el uso de los electrodos V2 y V3, aumentando su dureza, pero debido a que la cantidad de estos carburos es baja no contribuyeron de manera suficiente como para alcanzar la dureza de los revestimientos depositados con los electrodos V1.

4. CONCLUSIONES

- El Si y el V presentaron un importante efecto sobre la microestructura de los revestimientos realizados utilizando el sistema Fe-Si-V-C. Para contenidos relativamente bajos de estos

elementos (2,31% de Si y 0,47% de V) los revestimientos son mayoritariamente martensíticos, con la presencia de austenita.

- Con el aumento en el contenido de Si y V la microestructura de los revestimientos es mayoritariamente perlítica, con la presencia de eutéctico y la formación de carburos de V.
- La presencia de perlita en lugar de martensita originó que en los revestimientos con los mayores contenidos de Si y V disminuyera la dureza hasta 57 HRC. Para los revestimientos con menores contenidos de Si y V, donde se mantuvo la formación de martensita, la dureza alcanzó los 64 HRC.
- Los carburos obtenidos, por su distribución y tamaño reducidos, no jugaron un papel preponderante en el aumento de la dureza, siendo la presencia de martensita la característica microestructural a destacar en este aspecto.
- De las conclusiones anteriores, se deriva que los electrodos que depositan menores contenidos de Si y V cumplen con los requerimientos microestructurales y de dureza para ser utilizados en el revestimiento superficial de piezas sometidas a desgaste de baja o moderada abrasión, siendo una alternativa de menor costo.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece el apoyo del PREI de la DGAPA de la Universidad Nacional Autónoma de México por el apoyo al Dr. Manuel Rodríguez Pérez para realizar la presente investigación, a través de la financiación de una estancia en el Instituto de Investigaciones de Materiales, Unidad Morelia. Los autores igualmente agradecen el apoyo técnico en los estudios mediante MEB y DRX a O. Hernández y A. Tejada, respectivamente.

REFERENCIAS

- Azimi, G., Shamaniam, M. (2009). Effects of silicon content on the microstructure and properties of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *J. Mater. Sci.* 45 (3), 842–849. <https://doi.org/10.1007/s10853-009-4008-4>.
- Bakshi, S., Shipway, P.H., Bhadeshia, H.K.D.H. (2013). Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *Wear* 308 (1–2), 46–53. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.09.008>.
- Buchely, M.F., Gutiérrez, J.C., León, L.M., Toro, A. (2005). The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear* 259 (1–6), 52–61. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.002>.
- Chatterjee, S., Pal, T.K. (2003). Wear behavior of hardfacing deposits on cast iron. *Wear* 255 (1–6), 417–425. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00101-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00101-7).
- Davis, J.R. (1996). *ASM Specialty Handbook: Cast Irons. Classification and basic metallurgy of cast irons*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
- Dawson, J.V. (1982). Vanadium in cast iron. UK International Exchange Paper. *The British Foundryman* 75, 134–149. <https://vanitec.org/images/papers/1982-Vanadium-in-Cast-Irons.pdf>.
- Eroglu, M. (2009). Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness. *Surf. Coat. Tech.* 203 (16), 2229–2235. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.02.010>.
- Filipovic, M., Kamberovic, Z., Korac, M. (2011). Solidification of high chromium white cast iron with Vanadium. *Mater. Trans.* 52 (3), 386–390. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010059>.
- Higuera, O., Tristancho, J., Florez, L. (2007). Fundamentos teóricos de los aceros austeníticos al manganeso. *Scientia et Technica* 34, 231–236.
- Inthidech, S., Sricharoenchai, P., Matsubara, Y. (2006). Effect of alloying elements on heat treatment behaviour of hypoeutectic high chromium cast iron. *Mater. Trans.* 47 (1), 72–81. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.72>.
- Kawalec, M. (2014). Microstructure control of high-alloyed white cast iron. *Arch. Foundry Eng.* 14 (1), 49–54.
- Lad, V.I., Menghani, J.V., Channiwal, S.A. (2014). Studies on the effect of alloying element in iron base hardfacing alloy. *T. Indian I. Metals* 67 (3), 343–349. <https://doi.org/10.1007/s12666-013-0352-9>.
- Nedeljković, B., Lazić, V., Aleksandrović, S., Krstić, B., Mutavdžić, M., Milosavljević, D., Đorđević, M. (2010). Influence of the carbide type on tribological properties of the hard faced layers. *Association of Metallurgical Engineers of Serbia* 16 (2), 77–90. https://metalurgija.org.rs/mjom/Vol16/No2/1_Nedeljkovic_MJoM_1602.pdf.
- Roda Vázquez, C. (2000). Comportamiento frente al desgaste abrasivo de las aleaciones con tendencia a la formación de carburos aplicados por soldadura. *Mantenimiento (AEM)* 134, 5–12.
- Unkić, F., Presloscan, A., Dukie, V. (2003). The effect of vanadium content on the properties of Fe-C-Cr-V white cast iron. *Materiali in Tehnologije* 37 (1–2), 19–24. <https://mit.imt.si/Revija/izvodi/mit0312/unkić.pdf>.
- Venkatesh, B., Sriker, K., Prabhakar, V.S.V. (2015). Wear characteristics of hardfacing alloys: State-of-the-art. *Procedia Mater. Sci.* 10, 527–532. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.06.002>.
- Wang, Q., Li, X. (2010). Effects of Nb, V and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Weld. J.* 89, 133–139. <https://files.aws.org/wj/supplement/wj0710-133.pdf>.