

Influencia del Aporte Térmico Sobre la Microestructura en Recargues Duros Multicomponentes (Cr, Mo, W, Nb, C, B) Nanoestructurados Base Hierro

A. Gualco^{1,2}, J. Gramajo^{1,3}, E. Surian⁴, H. Svoboda^{2,5}

¹ Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Facultad de Ingeniería, Secretaría de Investigación, Buenos Aires, Argentina.

² Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Buenos Aires, Argentina.

³ Comisión de Investigaciones Científicas, La Plata, Argentina.

⁴ Investigador independiente, Buenos Aires, Argentina.

⁵ Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería, INTECIN, Argentina.

Recibido: 30 Jun., 2017

Aprobado: 24 Ago., 2017

E-mail: agustingualco@yahoo.com.ar (AG)

Resumen: La soldadura de recargue es una temática que viene ganando relevancia en el último tiempo asociada a una gran cantidad de aplicaciones en diversas industrias. Los recargues duros de aceros multicomponentes nanoestructurados, de reciente creación, presentan un conjunto de propiedades sobresalientes. Sin embargo, es escasa la información disponible sobre su procesamiento. El objetivo de este trabajo fue analizar la influencia del calor aportado, sobre la dilución, la evolución microestructural y la dureza de depósitos nanoestructurados base hierro con carburos complejos, del sistema Cr-Mo-W-Nb-C-B-Fe. Se soldaron bajo la configuración "bead on plate", mediante el proceso de soldadura semiautomático FCAW con protección gaseosa, variando el aporte térmico entre 0,5 a 3,5 kJ/mm. Sobre cada cupón soldado se analizó la composición química, se determinó el porcentaje de dilución, se realizó el relevamiento dimensional de los cordones y se caracterizó la microestructura mediante difracción de rayos X y microscopías óptica y electrónica de barrido. Además se midió la microdureza Vickers en la zona central del cordón. Se encontró que la dilución del metal depositado se mantuvo entre 28 y 34%, sin observarse variaciones significativas con el aporte térmico. Se observó una microestructura formada por una matriz α -Fe y carburos metálicos complejos. Se pudo ver que el tamaño de los precipitados aumentó con el incremento del calor aportado. La dureza de los cordones aumentó al disminuir el calor aportado, de 800 HV₂ para 3,5 kJ/mm a 970 HV₂ para 0,5 kJ/mm.

Palabras clave: Recubrimientos duros; FCAW; Materiales nanoestructurados; Calor aportado; Microestructura.

Influence of Heat Input on Microstructure in Multicomponents (Cr, Mo, W, Nb, C, B) Fe-Based Nanostructured Hardfacings

Abstract: Surfacing welding is an issue that was increasing in relevance in last years, related with a raising number of applications in several industries. Hardfacings of nanostructured multicomponent steel of recent creation, have a set of outstanding properties. Nevertheless, the information available related with its processing is still scarce. The aim of this work was to analyze the influence of heat input on the dilution, microstructure and microhardness of a Fe-based nanostructured alloy with complex carbides. Eight bead on plate samples were welded using heat inputs between 0.5 and 3.5 kJ/mm. The dimensional study was performed as well as chemical composition and percentage of dilution with the base metal were determined and the microstructure was analyzed using optical and electronic microscopy and X-ray diffraction. Microhardness was also measured. It was observed that dilution varied between 28 to 34% according to the heat input. The microstructure was formed primarily by α -Fe with metallic carboborides ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) and niobium carbide (NbC). It could be seen that the size of precipitates increased with the increasing heat input. The bead hardness varied with heat input from 800 HV₂ for 3.5 kJ/mm to 970 HV₂ for 0.5 kJ/mm.

Key-words: Hardfacing welding; FCAW; Nanostructured materials; Heat input; Microstructure.

1. Introducción

Muchas operaciones básicas para procesar materias primas, entre ellas trituración, separación o transporte, son típicas en las industrias de la minería y del acero, entre otras. Componentes básicos tales como trituradores están expuestos a un gran desgaste y requieren de una protección superficial eficiente con el fin de evitar costos por largos tiempos de



parada y por recambio de piezas [1-3]. La soldadura es una tecnología clave para cumplir con estos requisitos mediante la aplicación de aleaciones adecuadas mediante recargue. Los procesos más comunes son la soldadura oxiacetilénica, la soldadura semiautomática por arco eléctrico bajo gas con alambre tubular (FCAW), la soldadura manual por arco (SMAW) y la soldadura por arco sumergido (SAW). Estas aleaciones que recubren superficialmente las piezas o elementos de máquinas están formadas por recargues de Fe-Cr-C o Fe-C-B, o también con agregados de partículas como carburos de tungsteno. En la actualidad, recientemente se han desarrollado aleaciones muy resistentes base Fe aleadas con niobio, molibdeno, tungsteno que en combinación con boro y carbono generan una alta resistencia al desgaste debido a la precipitación de fases duras y una matriz de optimizadas propiedades [3-5]. Es importante remarcar, que todas estas excelentes características pueden ser disminuidas durante su aplicación. Trabajos previos [6-8], realizados sobre sistemas menos aleados Cr-Nb-C-B-Fe, han mostrado que el aumento del calor aportado produjo cambios en la composición química del metal depositado y en la solidificación variando su microestructura y por ende las propiedades finales del depósito. En depósitos de aleaciones nanoestructuradas se ha observado que las probetas que presentan menor dilución y mayores velocidades de enfriamiento mostraron estructuras más finas y duras. Sin embargo, la información disponible sobre la soldadura de los nuevos sistemas multicomponentes base Fe es escasa, por lo que resulta relevante conocer cómo diferentes aportes térmicos modifican la composición química y otros aspectos del metal depositado. El objetivo de este trabajo fue analizar la influencia del calor aportado, sobre la geometría del metal depositado, la dilución con el metal base, la evolución microestructural y la dureza de depósitos nanoestructurados base hierro con carburos complejos, del sistema Cr-Mo-W-Nb-C-B-Fe.

2. Materiales y Métodos

2.1. Soldadura

A fin de determinar la composición química del depósito libre de dilución, inicialmente se soldó un cupón de aporte puro para análisis químico [9].

El consumible empleado fue un alambre tubular comercial del tipo “flux cored” de 1,6 mm de diámetro, depositado mediante el proceso semiautomático de soldadura con protección gaseosa, en forma mecanizada, empleando un dispositivo Miggytrac. La secuencia del mismo fue de 3 capas con 4, 3 y 2 cordones en posición plana. Los parámetros de soldadura utilizados fueron de 300 A, 35 V y 5 mm/s de velocidad de avance.

Para el estudio del efecto del calor aportado (CA) sobre las características de los depósitos obtenidos se soldaron 8 cupones en posición plana, con un cordón cada uno, sobre chapas base de 150×75×12,5 mm de acero al carbono tipo SAE 1010. Los parámetros de soldadura empleados fueron de 25 y 35 V y 3, 5, 7 y 10 mm/s de velocidad de avance de la torche. La distancia pico de contacto-pieza fue de 18 mm en todos los casos. En la Tabla 1 se muestra la identificación empleada y el calor aportado en cada caso. El gas de protección utilizado fue una mezcla de Ar-20CO₂. Las distintas probetas se identificaron en dos series denominadas con las letras L (bajo) y H (alto), asociadas a la potencia eléctrica empleada; el número agregado a la letra corresponde a la velocidad de soldadura utilizada.

Tabla 1. Parámetros de soldadura.

Identificación	Tensión de arco (V)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Intensidad de corriente (A)	Potencia eléctrica (kW)	Calor aportado (kJ/mm)
L3	25±1	3	200±5	5,0	1,7
L5	25±1	5	200±5	5,0	1,0
L7	25±1	7	200±5	5,0	0,7
L10	25±1	10	200±5	5,0	0,5
H3	35±1	3	300±10	10,5	3,5
H5	35±1	5	300±10	10,5	2,1
H7	35±1	7	300±10	10,5	1,5
H10	35±1	10	300±10	10,5	1,0

De acuerdo con los parámetros de soldadura elegidos, dos pares de probetas fueron soldados con distintas potencia y velocidad de soldadura, pero con similar o igual calor aportado: las probetas H7 y L3 con 1,5 y 1,7 kJ/mm de calor aportado, respectivamente y las H10 y L5 ambas con 1,0 kJ/mm.

Luego de soldadas las distintas probetas se realizó una inspección visual a fin de detectar la presencia de defectos macroscópicos superficiales.

A partir de cortes transversales se prepararon muestras metalográficas sobre las que se realizó el análisis dimensional del cordón. Se promediaron 3 probetas por condición para determinar las dimensiones del ancho, penetración y refuerzo, mediante la utilización de un software de análisis de imágenes [10]. Asimismo, el porcentaje de dilución fue calculado a partir de las relaciones de áreas entre el metal fundido del metal base y el metal del cordón [2].

2.2. Caracterización microestructural y microdureza

Sobre los cortes transversales preparados para observación metalográfica se realizaron mediciones de composición química local mediante espectrometría de energía dispersiva de rayos X (EDS). A su vez, se caracterizó la microestructura mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

Sobre muestras adicionales de cada condición, a las que se le rectificó la superficie libre del cordón generando un plano de unos 100 mm², se realizó difracción de rayos X (DRX). El equipo empleado fue un RIGAKU, con radiación de Cu K- α , entre 35 y 95°, con una velocidad de barrido de 1°/min. A partir de los espectros obtenidos se analizaron las fases presentes y se determinó el tamaño de cristalita de la fase α -ferrita, utilizando la ecuación de Scherrer [11,12].

Sobre los cortes transversales se midió la microdureza Vickers (HV₂) a 1 mm de la superficie, en cinco zonas, promediándose los valores obtenidos. También se determinó la microdureza sobre las fases con HV_{0,025}.

3. Resultados y Discusión

3.1. Composición química del metal de aporte puro

En la Tabla 2 se muestra el resultado del análisis químico obtenido de la probeta de metal de aporte puro, expresado en porcentaje en peso (wt%).

Tabla 2. Composición química del metal de aporte puro (wt%).

C	Mn	Cr	Nb	Mo	W	B	Fe
1,3	0,36	18,05	7,09	4,01	7,88	4,2	resto

El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr,Mo,W)-(C,B). La composición química de la aleación está diseñada con el fin de tener una gran habilidad para la formación de fases vítreas, permitiendo un gran subenfriamiento antes de la solidificación y el desarrollo de estructuras finas [13-16].

3.2. Inspección visual, análisis dimensional y dilución con el metal base

En la Figura 1 se muestran imágenes del aspecto superficial de los diferentes cordones obtenidos.

El nivel de salpicaduras fue bajo y la terminación superficial buena. Se produjo una gran cantidad de fisuras transversales al cordón generadas por el alivio de tensiones, típicas en estos materiales.

En la Figura 2 se muestran macrografías de los cortes transversales de las distintas probetas soldadas.

No se observaron defectos macroscópicos, como poros o inclusiones de escoria. El ángulo de mojado varió entre 95 y 125°.

En las Figuras 3 se grafican la evolución del ancho, la penetración y el refuerzo del cordón con la velocidad de soldadura, para ambas series de potencia (L y H).

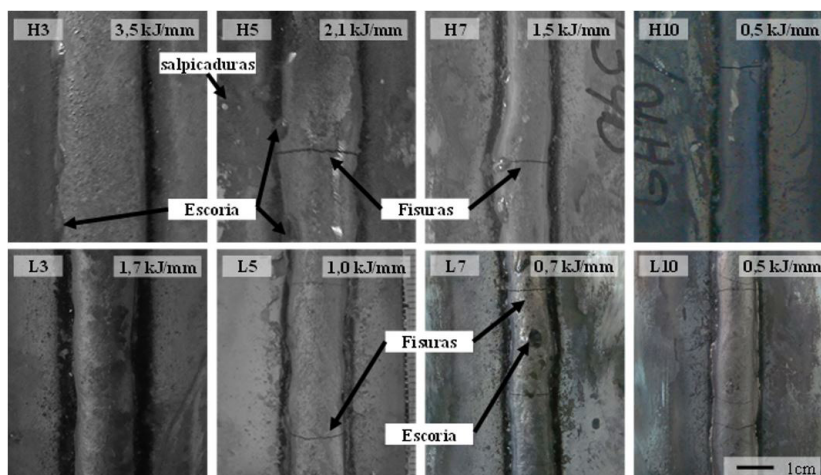


Figura 1. Aspecto superficial de los cordones soldados.

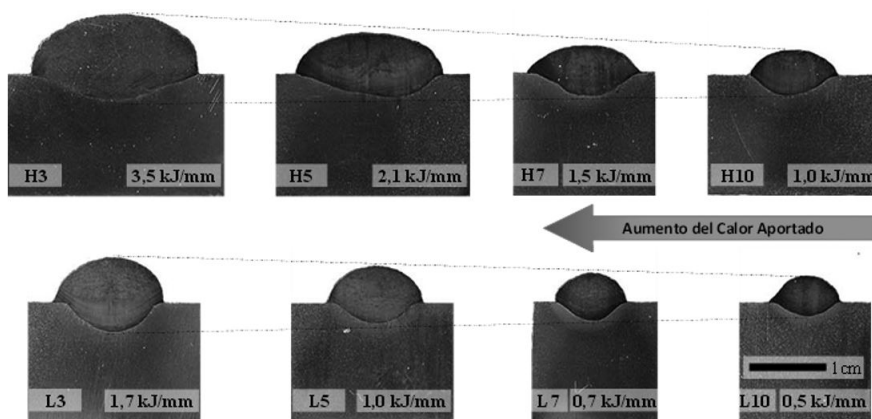


Figura 2. Macrografías de las probetas soldadas bajo protección gaseosa.

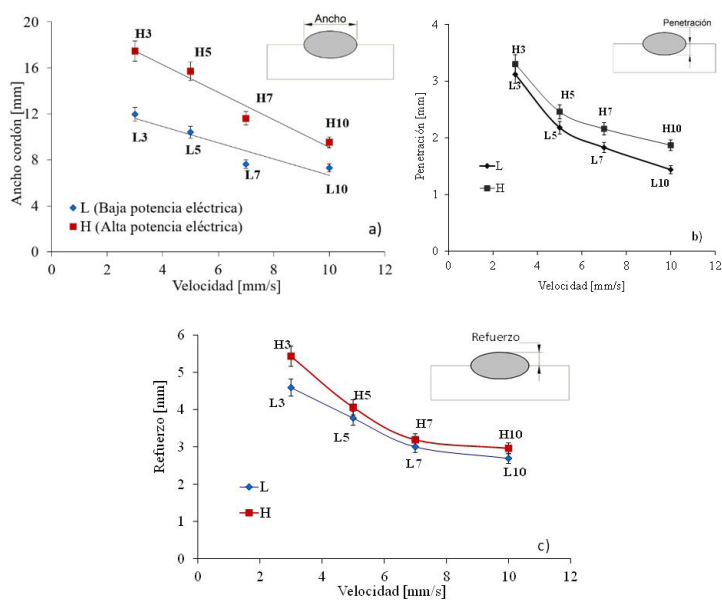


Figura 3. Grafica de (a) ancho de cordón; (b) refuerzo; y (c) penetración en función de la velocidad de soldadura.

Se observó que un aumento de la velocidad de soldadura produjo una disminución de la penetración, del refuerzo y del ancho del cordón de soldadura, consistentemente con lo reportado en la bibliografía [17]. Asimismo, un aumento en la potencia eléctrica aplicada generó un mayor ancho del cordón, así como mayor penetración y altura del refuerzo, aunque en menor medida. A su vez, las probetas con igual calor aportado presentaron variaciones en la geometría de los cordones, principalmente en la altura del refuerzo. Esto estaría relacionado con la mayor deposición de material debido a una disminución a la mitad de la velocidad de avance y similares áreas fundidas del metal base o penetración, como se muestra en la Figura 3c [17].

Es interesante remarcar que al aumentar la potencia eléctrica (para los mismos valores de calor aportado), se observaron mayores refuerzo y ancho y poca variación en la penetración, todas características deseables para el recargue.

En la Figuras 4 a y b se presenta la variación de la dilución y el área de fundida en función del calor aportado. Dichos valores de dilución y área fundida se calcularon a partir de mediciones realizadas sobre los cortes transversales [2].

El porcentaje de dilución se encontró entre 28 y 34% para las distintas condiciones de soldadura. Esto estaría asociado a que la penetración aumentó en la misma medida que la cantidad de material depositado con el aporte térmico (Figura 4b). Las probetas con igual calor aportado, L5=H10 y H7=L3, presentaron leves diferencias respecto de la dilución a pesar haber cambiado un 50% los valores de tensión y corriente. Esto estaría relacionado con un aumento en la eficiencia de fusión para las probetas soldadas con mayor potencia eléctrica [18]. Este resultado es importante debido a que el cambio de los parámetros de soldadura no presentó variaciones significativas en la dilución, lográndose mayor espesor de recubrimiento sin aumentar la dilución.

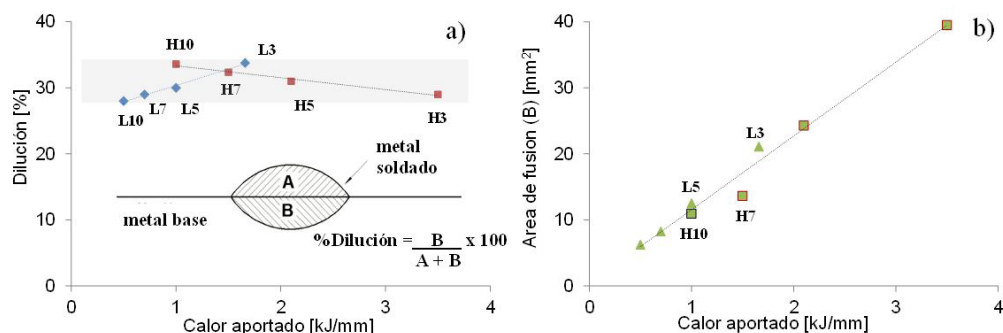


Figura 4. (a) Relación entre la dilución; (b) el área fundida del metal base en función del calor aportado.

3.3. Caracterización microestructural

En la Figura 5 se muestran los espectros de DRX realizados sobre la superficie de los cordones.

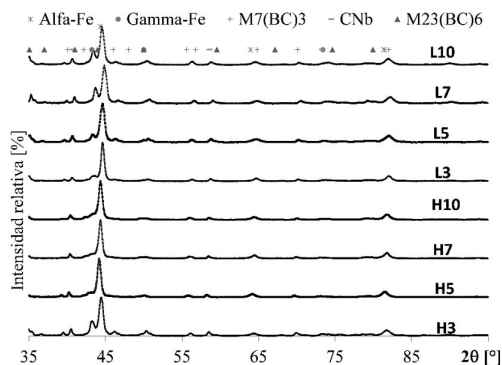


Figura 5. Espectros de DRX de todas las condiciones.

Se puede ver principalmente la presencia de α -Fe, γ -Fe, carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$) y carburos de niobio (NbC). La fase γ -Fe varió entre 5-8% en las distintas probetas soldadas. El porcentaje de los carboboruros alargados $M_{23}(BC)_6$ fue de 14-16% para las probetas H3, L7 y L10 y de menos del 10% para el resto. Esto estaría asociado al mayor contenido de elementos de aleación producto de la menor dilución con el metal base (Figura 4).

El tamaño de cristallita medido varió entre 65 y 90 nm. Estas variaciones podrían estar relacionadas con el porcentaje total de elementos de aleación en la matriz [19-21], lo que afectaría la formación de las nanoestructuras. No se observaron fases amorfas indicando que la solidificación tuvo lugar a una velocidad menor a la velocidad de enfriamiento crítica para la formación de vidrios metálicos, lo que produce una estructura de la matriz de α -Fe, de grano nanométrico.

En la Figura 6 muestran las micrografías obtenidas para las distintas condiciones analizadas. Se puede observar un patrón de solidificación eutéctico de fases laminar/globular. El tamaño de los carboboruros de Mo/W fue de alrededor de 20 μm para las probetas soldadas con mayor aporte térmico y de menos de 5 μm para las probetas con bajo aporte térmico. En el mismo sentido, se observó que se obtuvo una distribución más homogénea al disminuir el calor aportado.

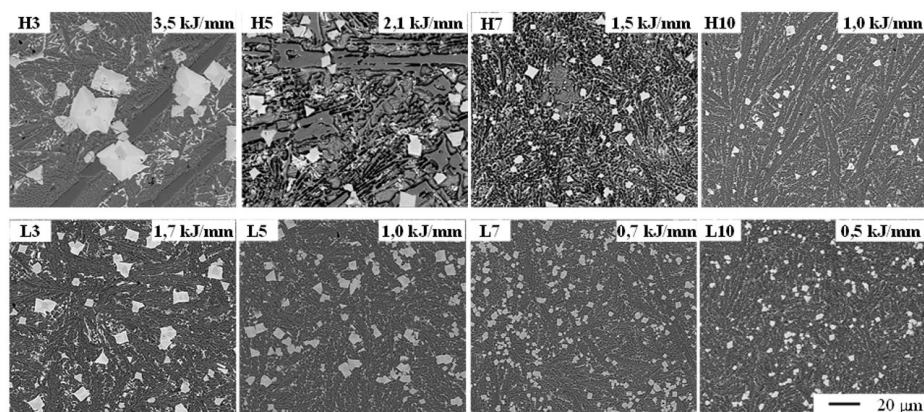


Figura 6. Micrografías SEM de todas las probetas soldadas.

Este fenómeno estaría asociado a que a bajos calores aportados se produjo una mayor velocidad de enfriamiento, o sea mayor gradiente térmico, lo que favoreció una mayor nucleación de precipitados. Por el contrario, el mayor calor aportado, menor gradiente térmico, generó una mayor difusión en el líquido de W, Mo y C y en consecuencia un mayor crecimiento.

En la Figura 7 se muestran las imágenes SEM de las microestructuras tomadas sobre cortes transversales a 2 mm de la superficie del cordón, en modo de electrones retrodifundidos (BS).

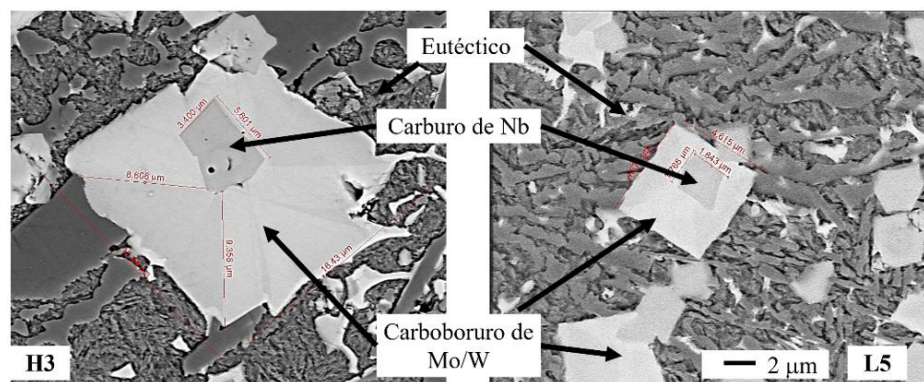


Figura 7. Micrografías SEM-BS, de las probetas H3 y L5.

Se observaron estructuras complejas, siendo el resultado de la solidificación de un sistema multifásico, formado por una aleación con 9 elementos en elevadas concentraciones. Se puede ver que el primer precipitado en aparecer durante la solidificación fue el NbC [21], el cual actuó como sitio de nucleación para la formación de los carboboruros de Mo/W. Asimismo, se observaron carburos primarios alargados del tipo $M_{23}C_6$. Posteriormente el líquido remanente se transformó en el eutéctico formado por γ -Fe o α -Fe y $M_7(BC)_3$ [20]. La austenita fue observada sobre zonas segregadas, como se indica en la Figura 7a. Dicha fase se produciría debido a la mayor concentración de elementos de aleación en dichas zonas, lo que produciría su estabilización. Estos resultados coinciden con lo detectado en DRX. A partir del filtrado realizado sobre la imagen en modo BS se separaron los carboboruros de Mo/W y la fracción de austenita (Figura 7b). El porcentaje de γ -Fe calculado fue de 11%, valor similar al medido en DRX.

En la Figura 8 se puede observar un patrón de solidificación eutéctico de fases irregulares. El tamaño de los carboboruros de Mo/W fue de alrededor de 20 μ m para las probetas soldadas con mayor aporte térmico y de menos de 5 micrones para las probetas con bajo aporte térmico. En el mismo sentido, se observó que se obtuvo una distribución más homogénea al disminuir el calor aportado.

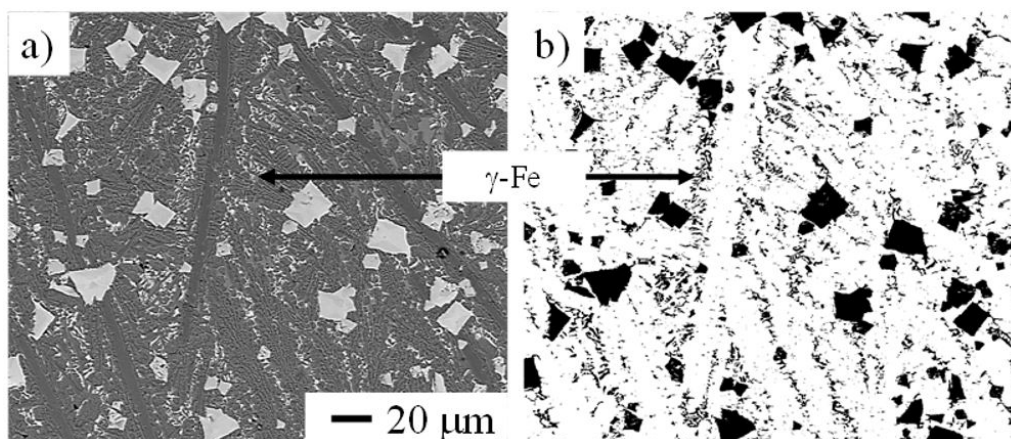


Figura 8. Micrografías SEM de la probeta H3: (a) BS; (b) Inversión de blanco y negro y filtrado de grises.

A su vez, se observó un refinamiento del eutéctico con el aumento de la velocidad de soldadura. En la Figura 9a se muestran la evolución de la distancia media entre carburos Mo/W y el tamaño de los mismos, en función del aporte térmico. En la Figura 9b se muestra el ancho del carburo eutéctico en función del aporte térmico, medido a partir de las imágenes SEM, en modo BS.

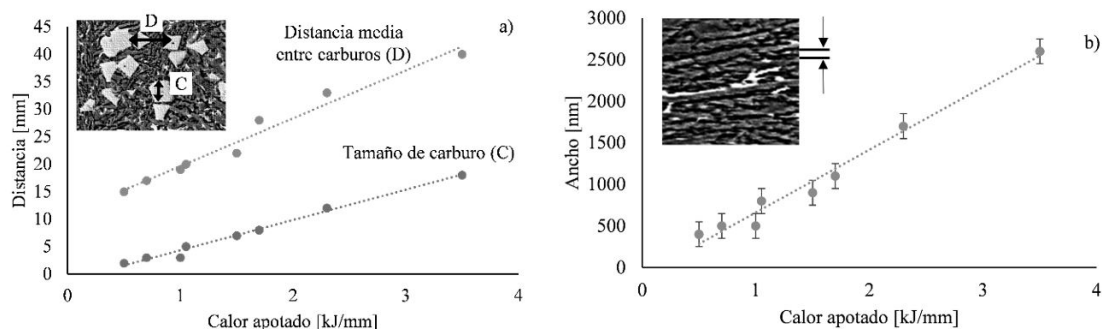


Figura 9. Relación entre el calor aportado y (a) Distancia media y tamaño de carburo Mo/W; y (b) Espesor de carburo eutéctico.

A partir de los resultados obtenidos se puede concluir que el aumento de la velocidad de enfriamiento, asociada a la disminución del calor aportado, produjo un afinamiento de las estructuras, mayor distribución con menor tamaño de los carboboruros de Mo/W y un eutéctico que alcanzó un espaciado de unos 200 nm para L10 y L7. Todo esto fue favorecido por la presencia de elementos de aleación con gran habilidad para formar fases amorfas que disminuyen la temperatura de nucleación y generan una alta frecuencia de nucleación. Por otro lado, la menor dilución produjo un líquido más enriquecido en elementos de aleación, principalmente de Cr, y como consecuencia mayor presencia de carburos primarios alargados $M_{23}(BC)_6$.

3.3.1. Microdureza

En la Figura 10 se observan los resultados de la microdureza medidos en la zona central de los cordones. Se presenta la microdureza promedio, la determinada en los carboboruros Mo/W y en el eutéctico.

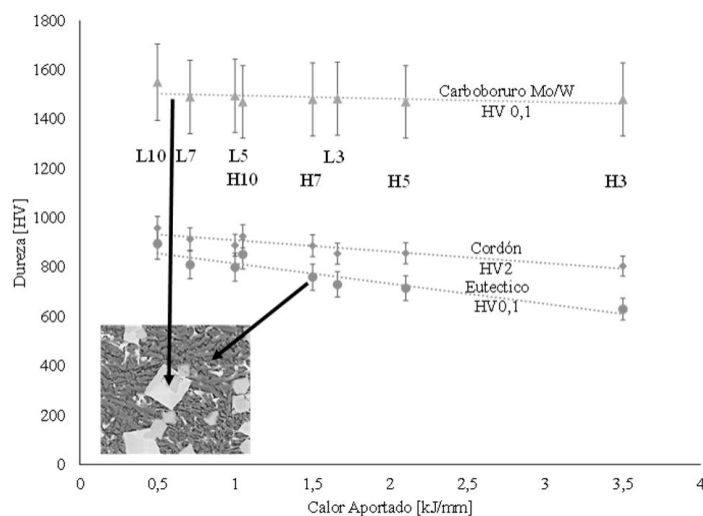


Figura 10. Valores de microdureza de las fases para las distintas condiciones. Eutéctico: α -Fe + $M_7(BC)_3$.

Puede verse que los valores de microdureza promedio se encontraron entre 800 y 970 HV₂, mostrando una disminución con el aporte térmico [19,22,23]. Esto estaría asociado con la variación de la microdureza de las fases. La microdureza del carboboruro de Mo/W fue de unos 1500 HV en promedio, considerando la presencia en su interior del carburo de niobio que dificultó la medición. La disminución de calor aportado produjo un aumento de la dureza del eutéctico debido al refinamiento de la distribución α -Fe y $M_7(BC)_3$ [24,25]. A su vez, los carboboruros Cr/Fe alargados presentaron una dureza de alrededor de los 810 HV.

4. Conclusiones

Se observó que todas las probetas soldadas presentaron una buena terminación superficial con bajos niveles de salpicaduras, porosidad o inclusiones. La mayoría de ellas fisuró durante el enfriamiento.

Respecto de los parámetros de soldadura y la geometría del cordón se puede decir que a mayor velocidad de soldadura se produjo una disminución en los valores de ancho de cordón, penetración y refuerzo. El incremento de la potencia eléctrica aplicada generó aumentos en el ancho de cordón, así como sobre la penetración y la altura del refuerzo, en menor medida. Las probetas soldadas con similar calor aportado presentaron variaciones en la geometría de los cordones, principalmente en el ancho. El material depositado presentó una dilución de 28-34% para las probetas soldadas, sin una variación significativa con el aporte térmico.

La microestructura estuvo formada principalmente por α -Fe, γ -Fe, carboboruros metálicos ($M_7(BC)_3$, $M_{23}(BC)_6$), carburos de W/Mo y carburos de niobio (NbC). El tamaño y separación de los carburos W/Mo aumentaron con el aporte térmico. La disminución de la velocidad de soldadura produjo un refinamiento del eutéctico.

La dureza varió con el aporte térmico desde 800 hasta 970 HV. Las probetas con similar aporte térmico presentaron similares valores en la dureza. Se observó que la microdureza de la fase eutéctica aumentó con el aumento de la velocidad de soldadura. Se detectó la presencia de caboboruros $M_{23}X_6$ de gran dureza.

Los resultados presentados muestran que es posible soldar con alto calor aportado, sin aumentar la dilución del material de recargue, obteniéndose fases complejas ultra duras deseables en aplicaciones de desgaste abrasivo.

Agradecimientos

Los autores agradecen a EUTECTIC-CONARCO Argentina por la provisión del consumible utilizado, a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a EUTECTIC-USA por la realización de los análisis químicos, al LABORATORIO DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE INTI - MECÁNICA por la realización de la microscopía electrónica de barrido, al LABORATORIO DE SÓLIDOS AMORFOS del INTECIN por la realización de los espectros de Difracción de Rayos X y a APUENFI (Asociación de Profesores Empresarios Área Mecánica de la Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Lomas de Zamora) por el apoyo económico al presente proyecto.

Referencias

- [1] Linnert GE. *Welding metallurgy of carbon and alloy steels*. 4th ed. Miami: AWS; 1994. 474 p.
- [2] Merrick S, Kotecki D, Wu J. *Materials and applications: part 2*. In: American Welding Society. *Welding Handbook*. Miami: AWS; 1998.
- [3] Heath G. *Nanotechnology and Welding: actual and possible future applications*. In: *Proceedings of the Castolin-Eutectic Seminar*; 2006; Brussels, Belgium. Brussels: Castolin; 2006. p. 25-35.
- [4] Branagan DJ. *Engineering structures to achieve targeted properties in Steel on a noscale level*. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2007;31(3):343-350. <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2007.02.003>.
- [5] Klimpel A, Janicki D. *A study of worn wear plates of fan blades of steel mill fumes suction system*. In: *Proceedings of the 13th Scientific International Conference, "Achievements in Mechanical and Materials Engineering" AMME'2005*; 2005; Polonia. Polonia: Gliwice, 2005. p. 307-310.
- [6] Gualco A, Svoboda HG, Surian ES. *Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura de recargues nanoestructurados base hierro*. *Soldagem & Inspeção*. 2013;18(4):314-322.
- [7] Gualco A, Svoboda HG, Surian ES. *Efecto del número de capas de soldadura sobre la resistencia al desgaste de recargues nanoestructurados base Fe, soldados con protección gaseosa y sin ella*. In: *Proceedings of the XL Consolda*; 2014 Oct 20-23; São Paulo, Brasil. São Paulo: ABS; 2014.
- [8] Gualco A, Marini C, Svoboda HG, Surian ES. *Efecto del tratamiento térmico post-soldadura sobre la resistencia al desgaste de recargues nanoestructurados base hierro*. In: *Proceedings of the SAM/CONAMET*; 2014 Oct 20-23; Santa Fe, Argentina. Santa Fe: UNL; 2014.
- [9] Cullity BD, Stock SR. *Elements of X-ray diffraction*. 3rd ed. New York: Prentice Hall; 2001. 520 p.
- [10] American Welding Society. *A5.13/A5.13M: specification for surfacing electrodes for shielded metal arc welding*. Miami: AWS; 2010.
- [11] AutoCAD. *Software de diseño asistido por computadora. Versión 2010 [software]*. AutoCAD; 2010.
- [12] Xpoder. *Software de análisis de espectros de difracción. Versión 2004 [software]*. Xpoder; 2004.
- [13] TeroMatec. *Datasheet: TeroMatec 395NOA [software]*. USA: Eutectic Castolin-ESAB; 2008.
- [14] Gleiter H. *Nanostructured materials: basic concepts and microstructure*. *Acta Materialia*. 2000;48(1):1-29. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00285-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00285-2).
- [15] Weissmüller J. *Alloy effects in nanostructures*. *Nanostructured Materials*. 1993;3(1-6):261-272. [http://dx.doi.org/10.1016/0965-9773\(93\)90088-5](http://dx.doi.org/10.1016/0965-9773(93)90088-5).
- [16] Inoe A. *Amorphous and nanocrystalline materials: preparation, properties, and applications*. Berlin: Springer; 2010. 206 p.
- [17] Hobart Institute of Welding Technology. *Flux cored arc welding*. Ohio: HIWT; 2012. Technical Guide.
- [18] Kuo S. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken: Willey; 2003. 468 p.
- [19] Zhi X, Xing J, Fu H, Xiao B. *Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron*. *Materials Letters*. 2008;62(6-7):857-860. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2007.06.084>.
- [20] Ma S, Xing J, Liu G, Yi D, Fu H, Zhang J, et al. *Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe-3.5B alloy*. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527(26):6800-6808. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.066>.
- [21] Branagan DJ, Marshall MC, Meacham BE. *High toughness high hardness iron based PTAW weld materials*. *Materials Science and Engineering A*. 2006;428(1-2):116-123. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.089>.
- [22] Weissmüller J. *Some basic notions on nanostructured solids*. *Materials Science and Engineering A*. 1994;179-180:102-107. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90173-2](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(94)90173-2).
- [23] Morris DG. *The origins of strengthening in nanostructured metals and alloys*. *Revista de Metalurgia*. 2010;46(2):173-186. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.1008>.
- [24] Verhoeven JD. *Fundamentos de la Metalurgia Física*. México: Limusa, 1987.
- [25] Kirchgäßner M, Badish E, Franek F. *Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasión and impact*. *Wear*. 2008;265(5-6):772-779. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004>.