

EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA EN ALEACIONES FE-C-B-CR-W-MO-NB

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

¹ Secretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería UNLZ, Argentina

² CONICET, Godoy Cruz 2290, C.A.B.A., Argentina.

³ GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería - UBA. Av. Las Heras 2214 (1427), CABA, Argentina.

RESUMEN

Las aleaciones multicomponentes (Cr, Mo, W, Nb, C, B) base hierro nanoestructuradas con carboboruros complejos han sido desarrolladas para proveer de una gran protección contra el desgaste abrasivo a elementos de máquinas agrícolas y mineras. Estos recargues están sometidos a severas pérdidas de material por impacto y abrasión de partículas duras y por lo tanto la optimización de su resistencia al desgaste es crucial para su extensión de vida útil. 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. Para esto se soldaron 4 cupones con una velocidad de avance de 1, 2,5, 5 y 12 mm/s. Se empleó un proceso de soldadura semiautomático bajo protección gaseosa, utilizando un alambre de 1,6 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 microscopía óptica y electrónica de barrido. Además, se midió la microdureza Vickers en la zona central del cordón y dureza de fases HV_{0,1} - HV_{0,05}. Se encontró que la dilución del metal depositado fue de 24 a 35 %. Se observó una microestructura formada por una matriz α y γ -Fe con carburos metálicos complejos. La dureza de los cordones varió entre 960 y 1350 HV₂.

Palabras Clave: *desgaste, base hierro, dilución, dureza, carboboruros.*

1. INTRODUCCIÓN

Muchas operaciones básicas para procesar materias primas, entre ellas trituración, separación o transporte, son típicas en las industrias minera, aceiteras, 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 debido a largos tiempos de parada y por el recambio de piezas [1-3]. La soldadura es una tecnología clave para cumplir con estos requisitos mediante la aplicación de aleaciones adecuadas. Los procesos más comunes son la soldadura de oxiacetileno, la soldadura semiautomática por arco eléctrico bajo gas (GMAW), soldadura manual por arco (SMAW) y soldadura por arco sumergido (SAW). En líneas generales los recubrimientos utilizados en piezas o elementos de máquinas están formados por recargues de Fe-Cr-C o Fe-C-B, o también con agregados de partículas como ser carburos de tungsteno. En la actualidad, se han desarrollado, aleaciones más 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 en una matriz α -Fe que optimiza sus propiedades [3-5]. Es importante remarcar, que todas estas excelentes características pueden ser disminuidas durante su aplicación. Trabajos previos [6-8], realizado 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 en consecuencia sus propiedades mecánicas. 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. [9]. 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; la dilución; la evolución microestructural y la dureza de depósitos nanoestructurados base Fe.

2. MATERIALES Y METODOS

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 como se observa en la figura 1.

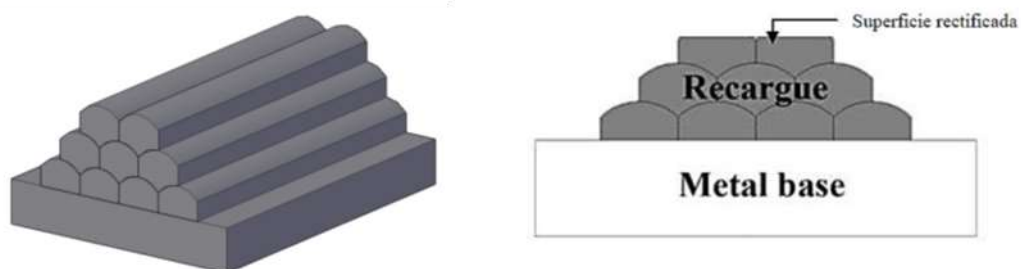


Figura 1. Esquema del cupón de aporte puro.

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 banco robotizado tipo CNC. 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 4 cordones en posición plana en modo multipasadas sobre chapas base de 150x75x12,5 mm de acero al carbono tipo SAE 1010, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2.

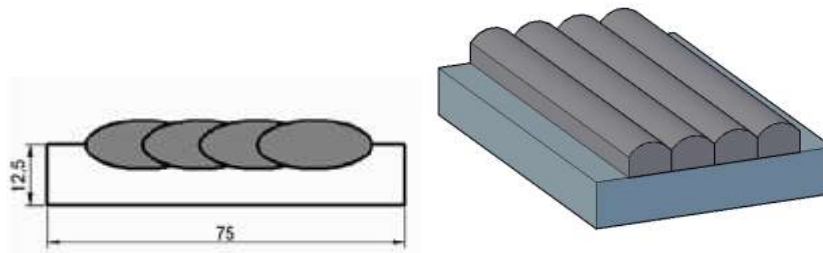


Figura 2. Esquema de la probeta multipasada con 4 cordones.

Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 1, así como la identificación empleada y el calor aportado en cada caso. La longitud libre del alambre fue de 18 mm en todos los casos. El gas de protección utilizado fue una mezcla de Ar-20CO₂.

Tabla 1. Parámetros de soldadura. Identificación

| Cupón | Tensión [V] | Corriente [A] | Velocidad de soldadura (mm/s) | Gases |
|-------|-------------|---------------|-------------------------------|-----------|
| 1 | 35 | 300 | 12 | Ar-20 CO2 |
| 2,5 | 35 | 300 | 2,5 | Ar-20 CO2 |
| 5 | 35 | 300 | 5 | Ar-20 CO2 |
| 12 | 35 | 300 | 2 | Ar-20 CO2 |

2.2. Inspección visual y análisis dimensional

Se realizó una inspección visual en los distintos cupones soldados 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 y el porcentaje de dilución fue calculado a partir de las relaciones de áreas entre el metal fundido y el metal base mediante la utilización de un software de análisis de imágenes.

2.3. Caracterización microestructural

Se caracterizó la microestructura mediante microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (SEM). Con el fin de mejorar la identificación de las múltiples cantidades de fases presentes en este sistema multicomponente se realizó microanálisis de emisión de energía dispersiva EDS con el que se logró obtener una cuantificación química en forma cualitativa sobre los cortes transversales. Para dicho proceso se seleccionó una muestra dentro de las cuatro condiciones y se realizaron perfiles de composición química como mapeos de las fases presentes.

Asimismo, se prepararon muestras de cada condición a las que se le rectificó la superficie libre del cordón generando un plano de unos 100 mm², sobre las que 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 fórmula de Scherrer [9- 10].

2.4. Microdureza

Se realizaron cortes transversales y perfiles horizontales de microdureza Vickers (HV₂) a 1 mm de la superficie de los depósitos soldados, se promediándose los valores obtenidos y se realizaron mediciones de dureza de fases con un tamaño de impronta Hv_{0,1} y Hv_{0,05}.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Composición química del metal de aporte puro

En la tabla 2 se muestra el resultado del análisis químico sobre el material depositado en el cupón de aporte puro.

Tabla 2. Composición química, % en peso.

| C | Mn | Si | Cr | Nb | Mo | W | B | Fe |
|------|------|------|----|------|------|---|------|-------|
| 1,49 | 0,39 | 2,29 | 19 | 7,24 | 3,95 | 8 | 4,85 | 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 [11-14].

3.2. Inspección visual y Dilución

El nivel de salpicaduras fue bajo y la terminación superficial fue buena. No se observaron defectos macroscópicos, como poros o inclusiones. En la cantidad de fisuras transversales al cordón producidas por el alivio de tensiones son típicas en estos materiales. En la Figura 3 y 4 se muestran imágenes del aspecto superficial de los diferentes cordones obtenidos y las macrografías de los cortes transversales de las distintas probetas soldadas.

Se observó y cuantificó en la tabla 3 un aumento en la cantidad de fisuras con el incremento de la velocidad soldadura debido al aumento de las rapidezces de enfriamiento que influye en la cinética de transformación de las fases presentes en la aleación generando la necesidad de liberar tensiones mediante la fisuración

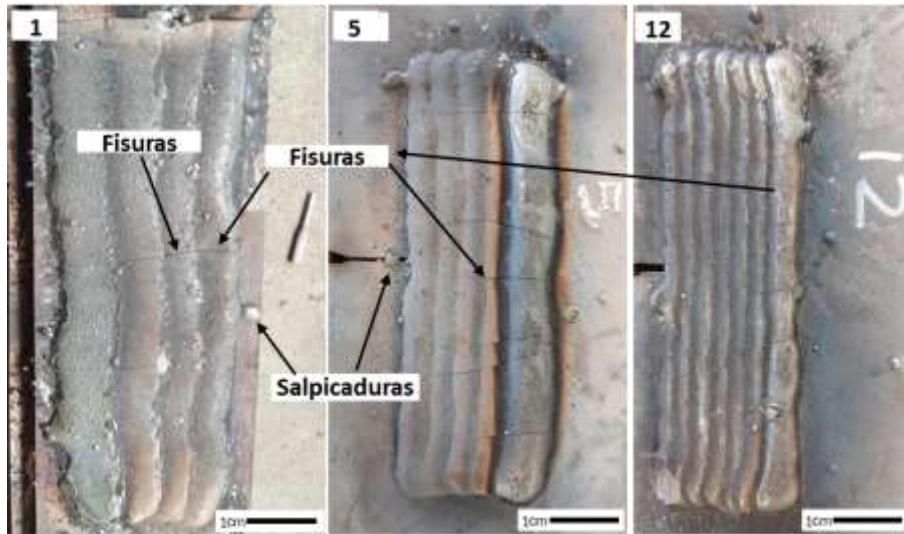


Figura 3. Vista superior de los cupones soldados.

Tabla 3. Cuantificación de fisuras.

| | | | | |
|------------------------|---|-----|---|----|
| Velocidad de Soldadura | 1 | 2,5 | 5 | 12 |
| N° de Fisura | 3 | 4 | 6 | 7 |

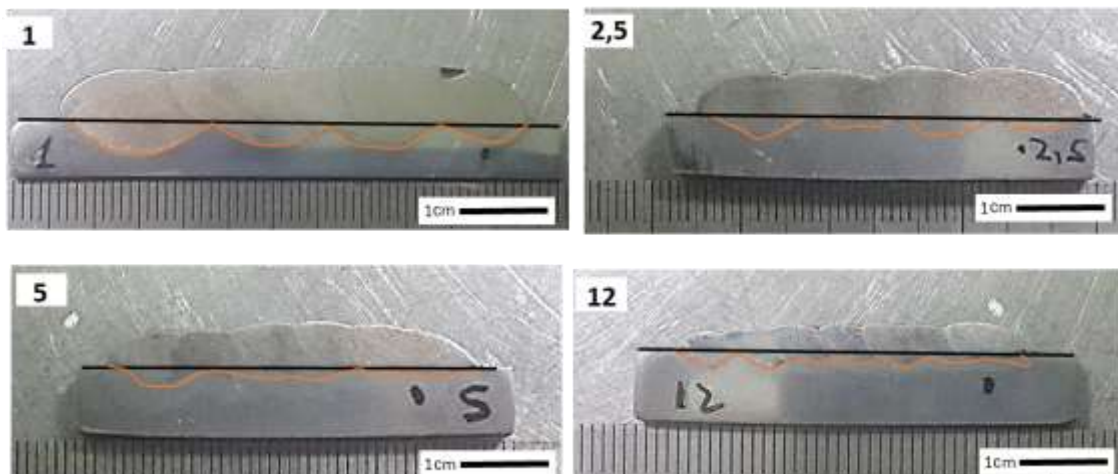


Figura 4. Macrografía de los cupones soldados.

En las macrografías de la imagen 4 se presenta la variación de la dilución entre los cupones soldados. Se encontró que la dilución del metal depositado fue de un 20 a un 25%. Dichos valores de dilución se calcularon a partir de mediciones realizadas sobre los cortes transversales [2]

3.3. Caracterización microestructural

En las micrografías de la figura 5 se muestran diferentes imágenes electrónicas realizadas con electrones retrodifundidos sobre el primer y último cordón en la zona central del mismo.

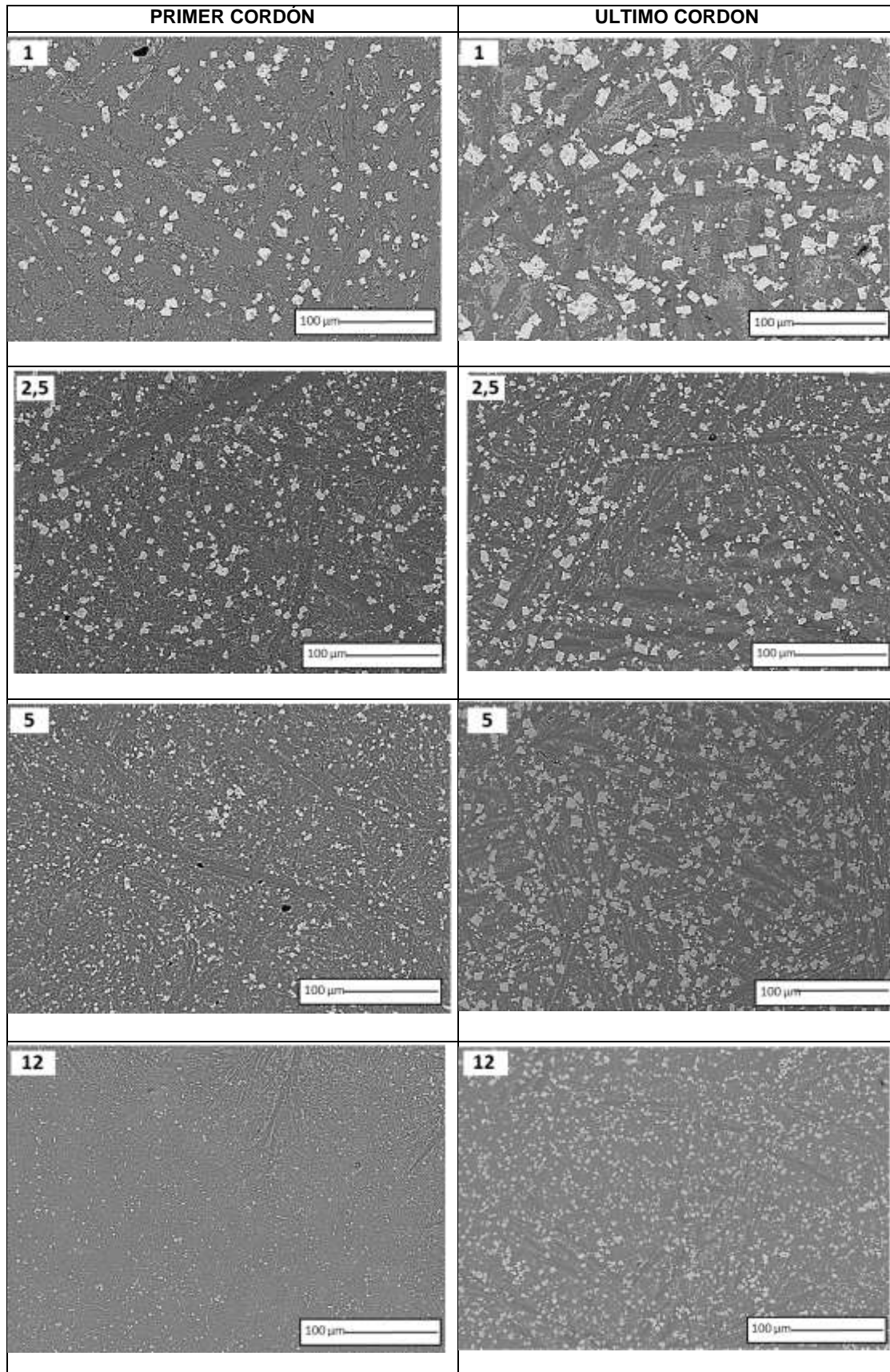


Figura 5. Micrografía comparativa de los cupones soldados.

La microestructura estuvo formada por carboboruros alargados $(FeCr)_{23}(BC)_6$ en forma de listones dispuesto en forma azarosa y una fase eutéctica formada por láminas planas y globulares de precipitados del tipo $(FeCr)_7(BC)_3$ en una matriz α -Fe, como se muestra en la figura 6c. Mapeos realizados mediante energía dispersiva EDS mostraron los elementos químicos principales de estos carboboruros y evidenciando la morfología descrita, figura 6b.

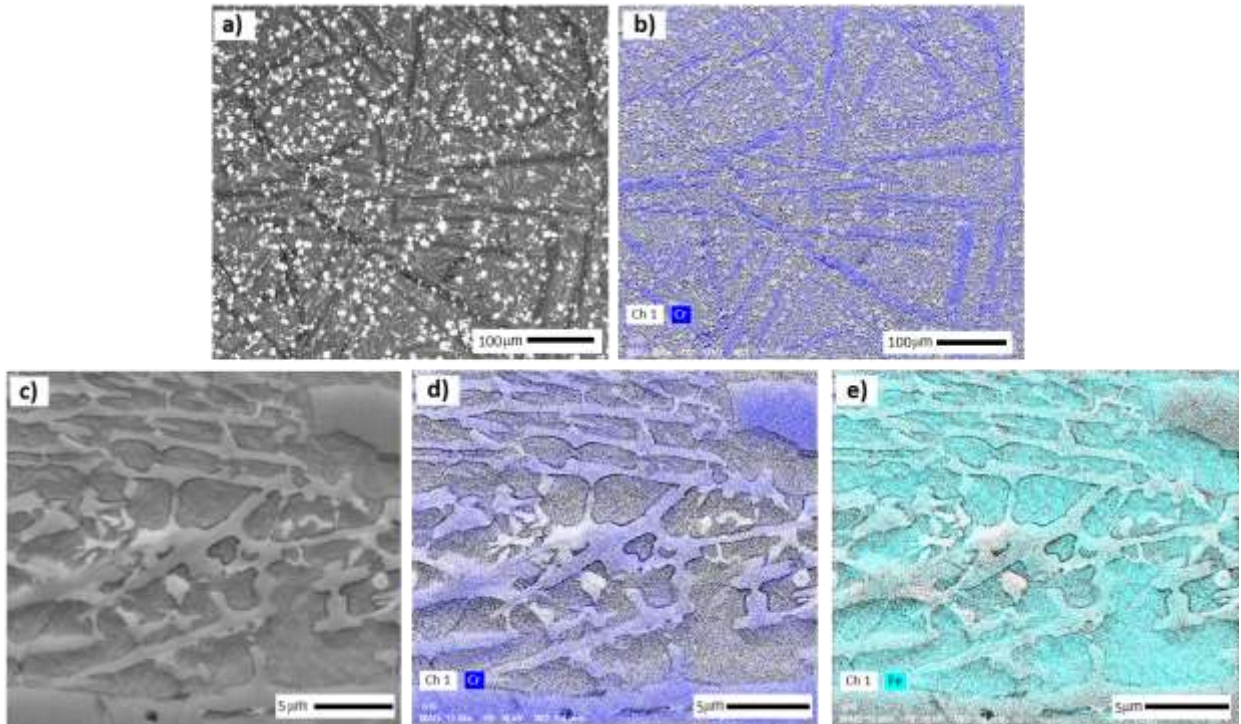


Figura 6. a,b) Micrografía electrónica de carboboruros y microanálisis EDS. b) Cr en carboboruros en forma de listones. d,e) Cr en brazos laminares y globulares y Fe en matriz α -Fe

Se observó una disminución de la fracción de carboboruros alargados $(FeCr)_{23}(BC)_6$ para los primeros cordones soldados en comparación con los últimos. Por otro lado una mayor fracción eutéctica compuesta en forma bifásica por carboboruros $(FeCr)_7(BC)_3$ y una matriz α -Fe se observó para condición mayor velocidad de soldadura y primer cordón de soldadura debido a mayor dilución con el metal base y el menor aporte térmico.

El ancho promedio de los carboboruros $(FeCr)_{23}(BC)_6$ presento un a disminución de 16 μm a 6 μm con el incremento de la velocidad de soldadura para los últimos cordones como se observa en la figura 7 y 8 respectivamente.

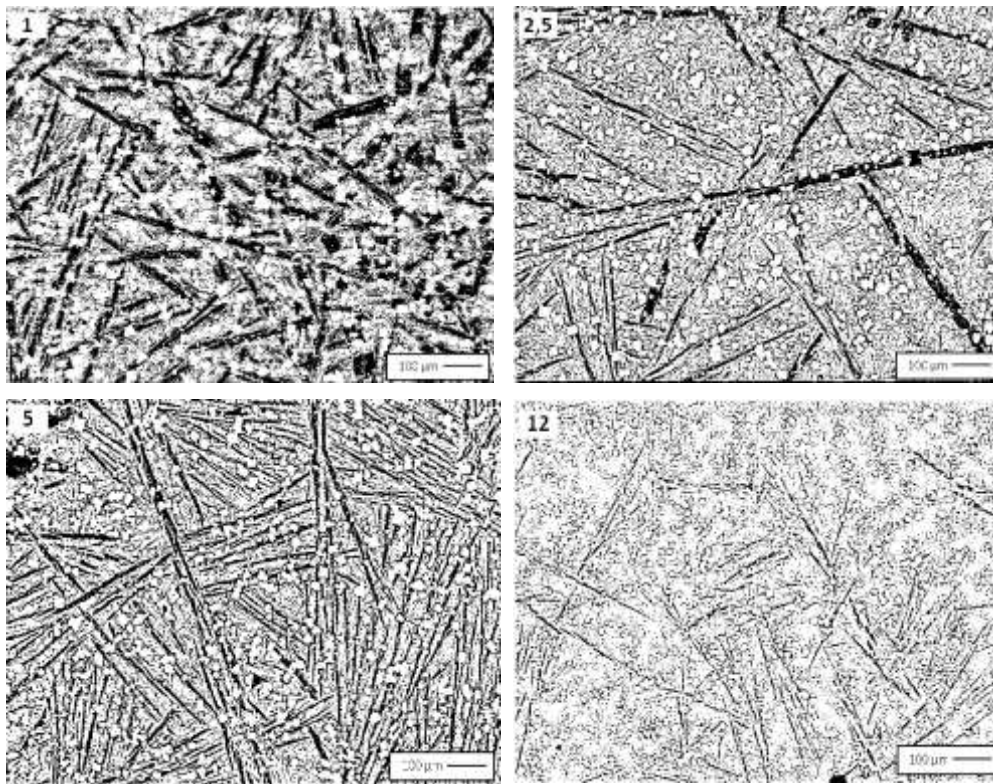


Figura 7. Micrografía filtrada por software para medición de ancho de carboboruro $(FeCr)_{23}(BC)_6$

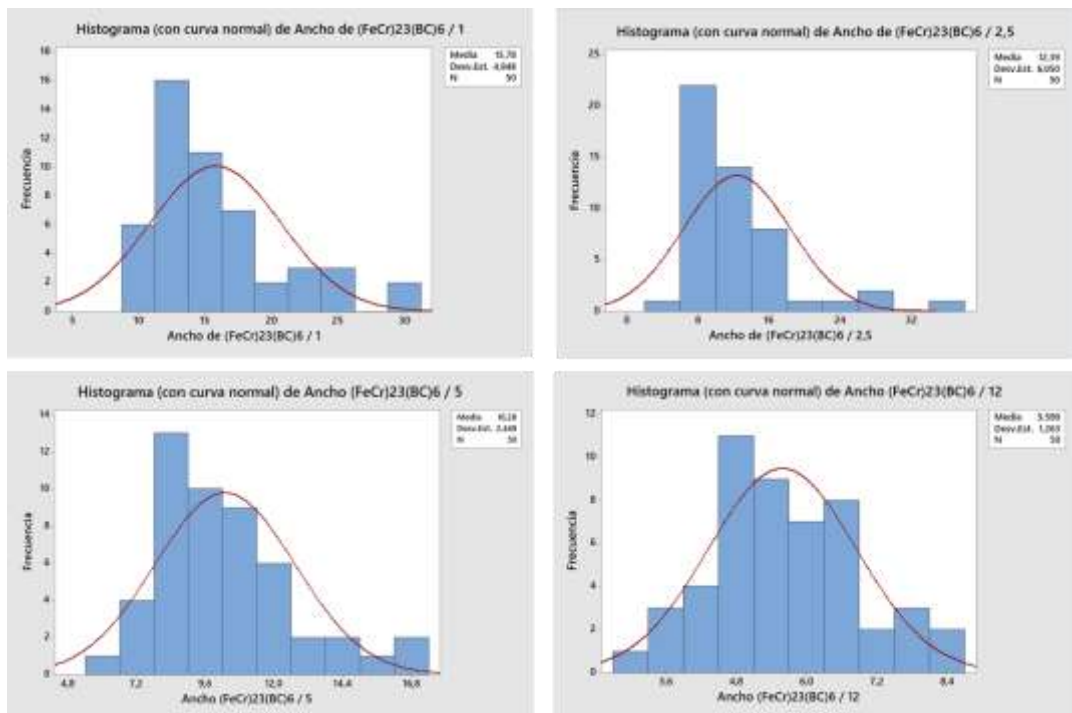


Figura 8. Ancho promedio de los carboboruro $(FeCr)_{23}(BC)_6$

Se puede observar la presencia de Cluster de carburos complejos en forma de bloque compuestos por CW y CMo/Nb, como se observa en la figura 7a. Se observó un marcado refinamiento de los clúster entre los cordones y las diferentes velocidades de soldadura, figura 5, debido a la menor concentración química de los primeros cordones y a la disminución de aporte térmico de los cupones soldados con mayor velocidad. Se ha reportado en aleaciones hipereutécticas de alto Cr aleadas con Ti el mismo comportamiento en carburos de Ti [15].

Se realizó un perfil de composición química cualitativa sobre el clúster, figura 9b, donde se observa una mayor intensidad de los elementos como W, Nb y Mo

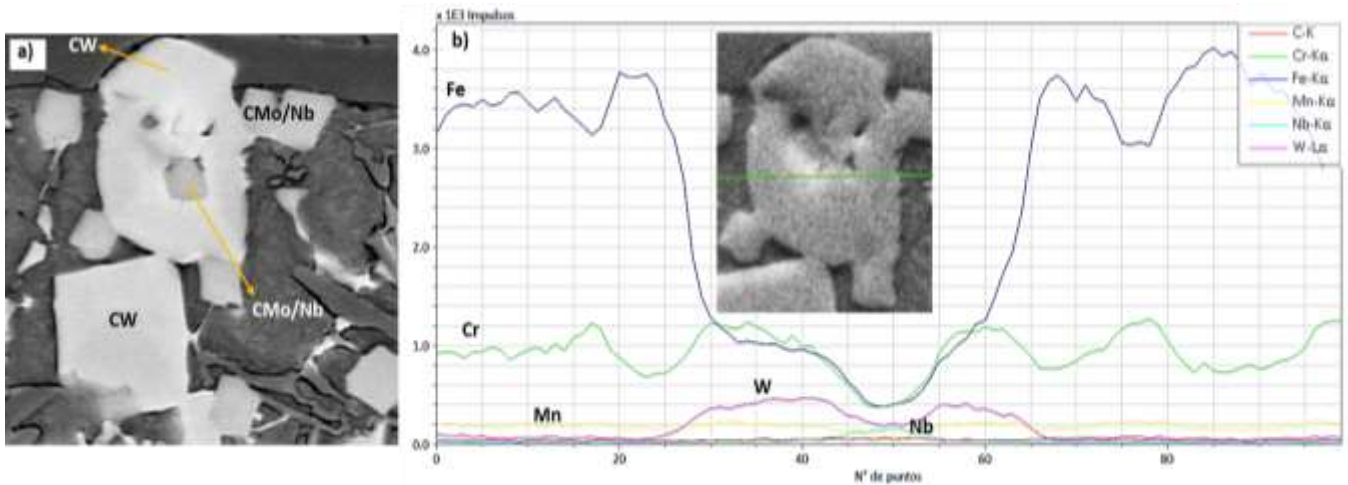


Figura 9. a) clúster compuesto por CW; CMo/Nb. b) Perfil de microanálisis sobre clúster de carburos.

En la figura 10 se muestra un mapeo realizado sobre el clúster de carburo complejo y se pudo especificar con mayor detalle la afinidad entre los distintos elementos y la su distribución química dentro del mismo.

Se observó una intensidad y afinidad bien marcada entre el Mo y el Nb como se observa en la figura 8 b,d y e.

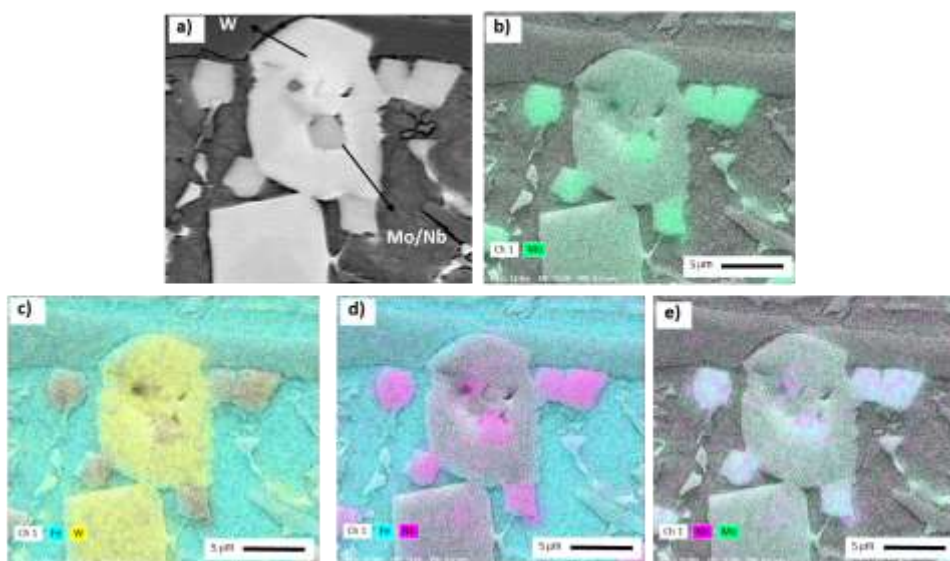


Figura 10. a,b) Micrografía electrónica de clúster de carburos y mapeo químico de Mo. c) mapeo químico de Fe-W. d) mapeo químico de Fe-Nb. e) mapeo químico de Nb-Mo

Esto se debe a que estos elementos Nb, Mo se encuentran en el grupo de los metales de transición, además se ha reportado [16] en sistemas de carburos del tipo M_2C , donde se engloban los carburos W_2C y Nb_2C , poseen la misma configuración electrónica $4d^4 5s^1$, estructura y grupo espacial $C_6 (CdI_2)$, $P3m1$ respectivamente, esto podría explicar la afinidad encontrada en los mapeos realizados.

Una mayor magnificación sobre este carburo híbrido entre Mo y Nb muestra la marcada afinidad entre estos dos elementos figura 11b y una menor afinidad del Mo con W figura 11c

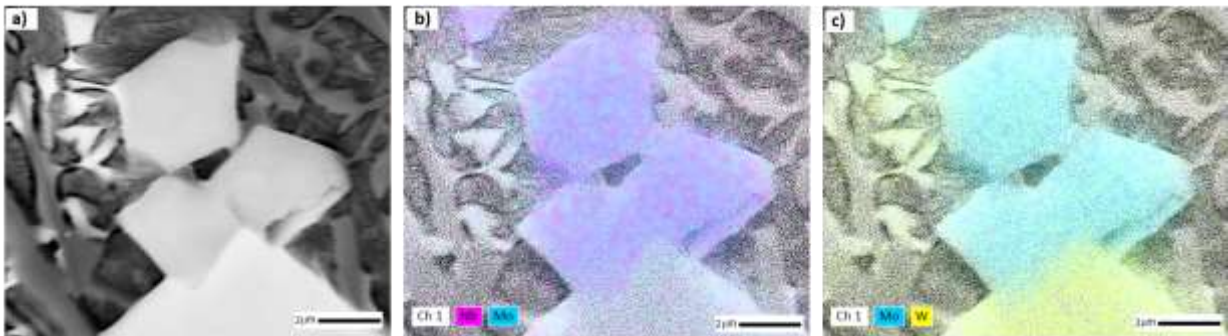


Figura 11. a) Micrografía electrónica con electrones retrodifundidos de CNb/Mo. b) Mapeo realizado por microanálisis que muestra la afinidad del Nb-Mo. c) Microanálisis que muestra menor afinidad Mo con W.

La distancia promedio entre los mismo estuvo entre $50 \mu m$ a $10 \mu m$ y el tamaño de estos clúster vario entre $34 \mu m$ a $15 \mu m$ y para las muestra soldadas de 1 a 12 mm/s como se observa en la figura 12 y 13 respectivamente.

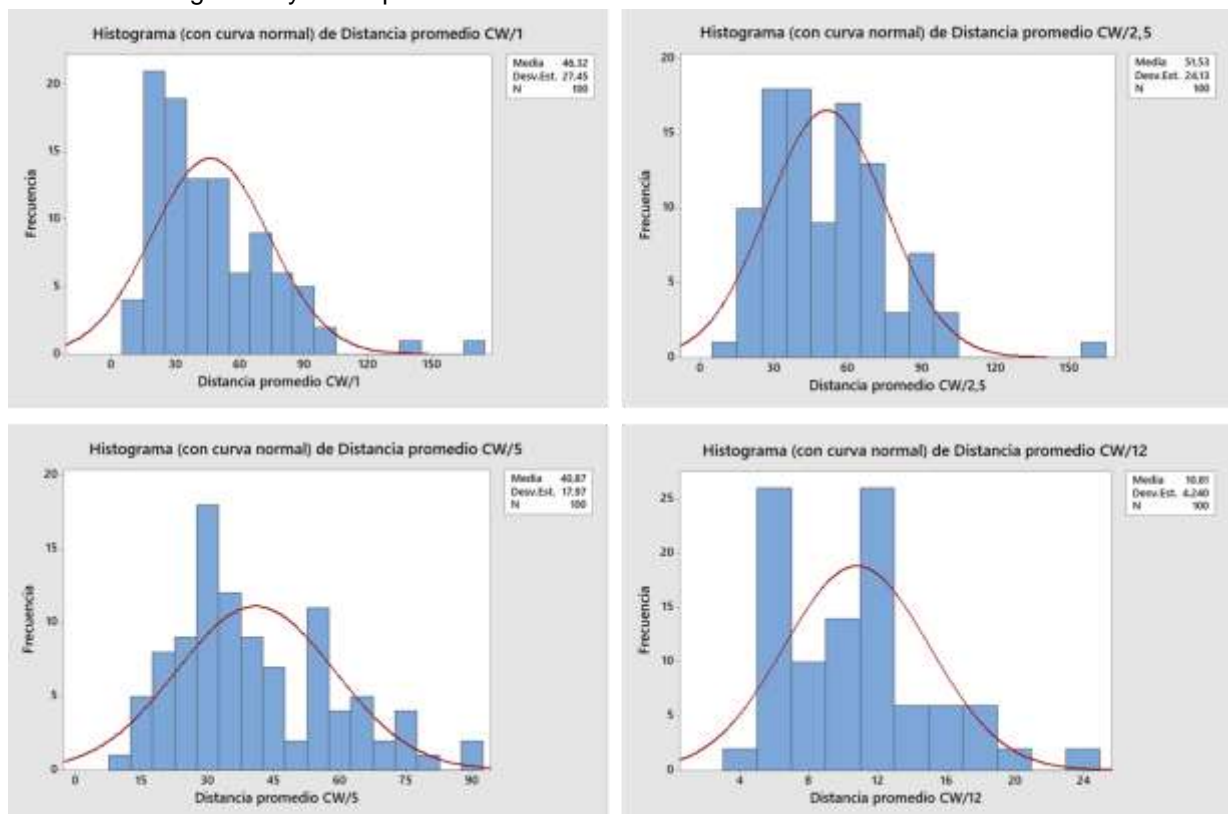


Figura 12. Distancia promedio de Clouster W.

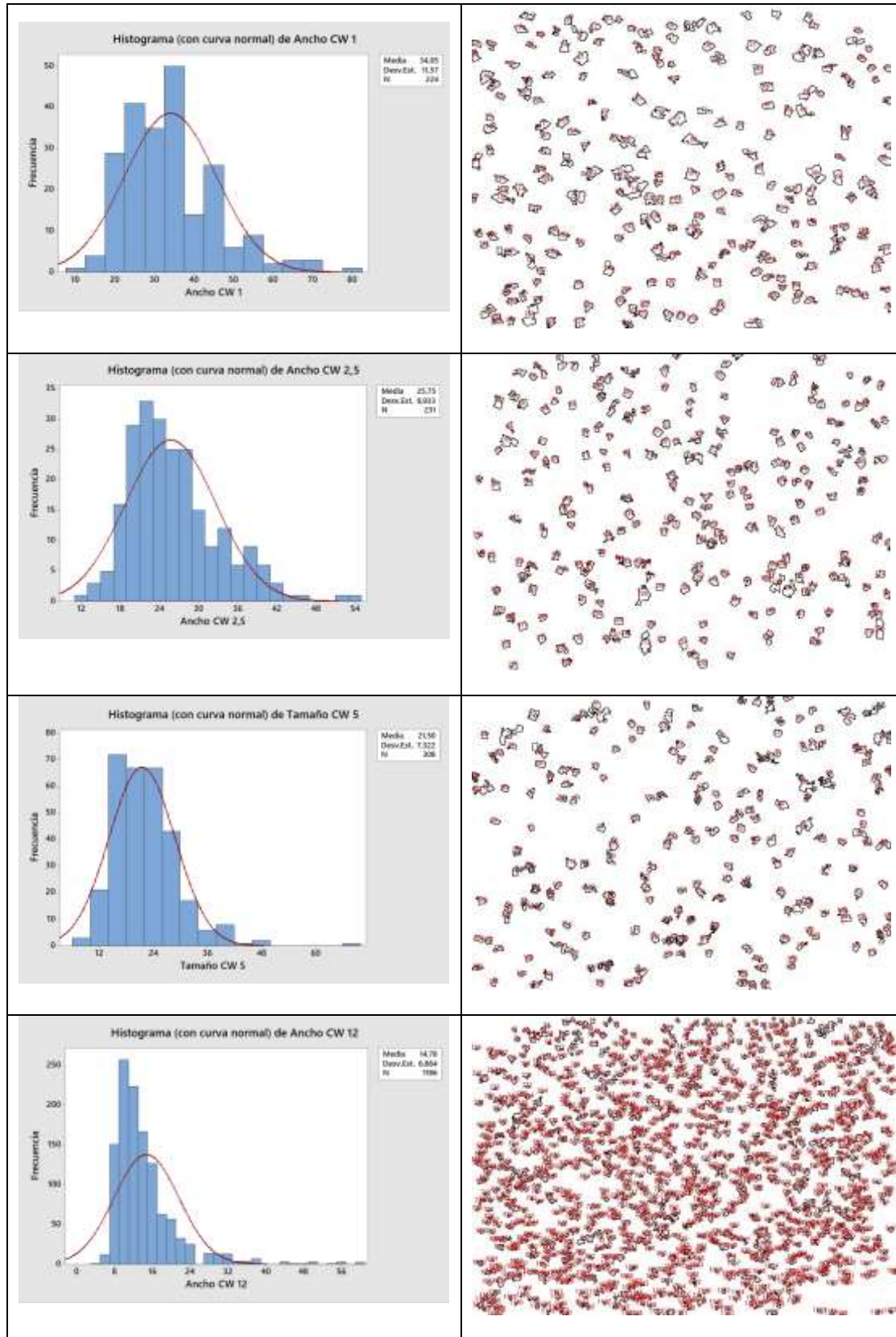


Figura 13. Tamaño promedio de Cluster W.

Según lo reportado en la literatura [17], los primeros carburos en aparecer durante el proceso de solidificación son los CNb/CMo. Posteriormente, con la disminución de la temperatura, nuclean sobre dichos carburos los carboboruros de W y en forma paralela crecen los carboboruros alargados complejos $(FeCr)_{23}(BC)_6$. Finalmente, a partir del líquido remanente se forma el eutéctico, α -Fe y $(FeCr)_7(BC)_3$. Lo reportado es coincidente con lo encontrado en los espectros de DRX realizados sobre la superficie de los cordones que mostraron una microestructura formada por las fases γ -Fe y α -Fe, detectándose la presencia de carboboruros metálicos $(FeCr)_7(BC)_3$, $(FeCr)_{23}(BC)_6$ [18]. El tamaño de cristalito fue de entre 50-90 nm.

3.3.2. Microdureza

En la figura 14 se observan los resultados de la microdureza medidos en perfiles horizontales de dureza Hv_2 , con una progresión de 0,5 mm por impronta, sobre los cordones de las distintas condiciones soldadas.

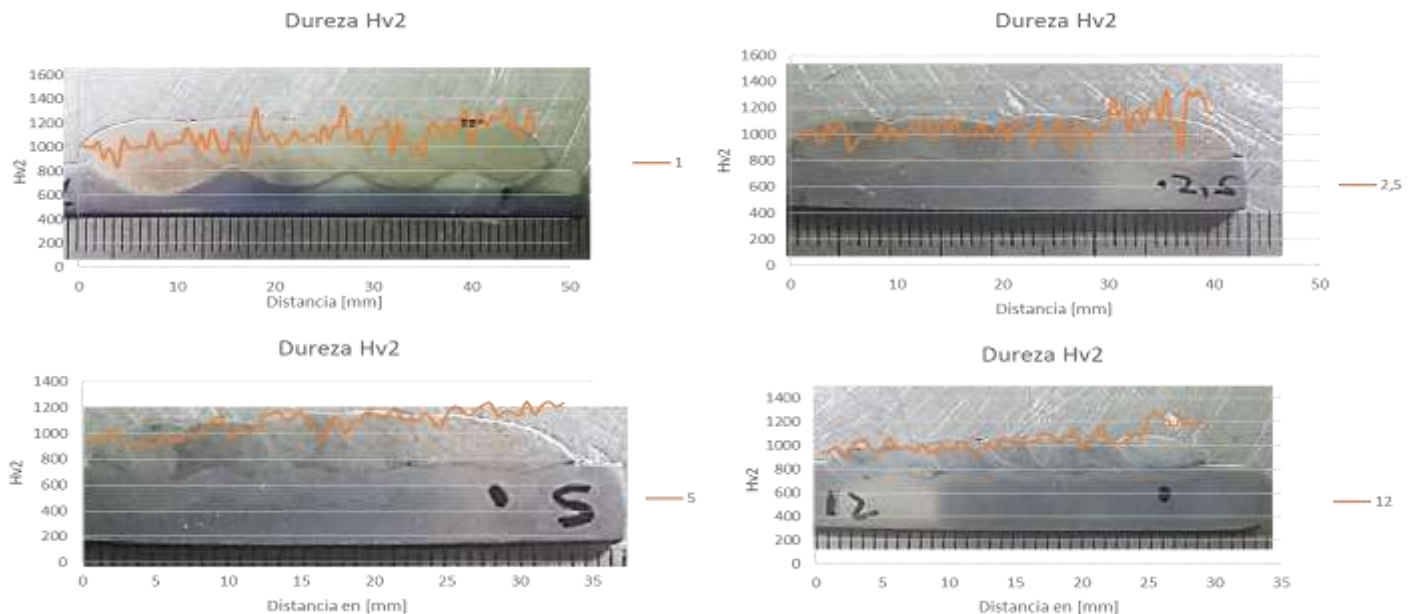


Figura 14. Microdureza Vikers de los cupones soldados.

Puede verse que los valores promedio de dureza de los cordones fueron de entre 960 y 1350 HV_2 , siendo mayor para el último cordón. Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases presentes

Se observó la influencia de la dilución del material soldado con los resultados de dureza obtenidos, debido a la mayor presencia de la fase eutéctica constituida por α -Fe y el carboboruro $(FeCr)_7(BC)_3$. Por otro lado el aumento de la velocidad de soldadura provocó la disminución del tamaño de los clúster Mo/W debido a menor nivel de aporte térmico y rápida disipación de calor que dificultó el crecimiento de estos carburos complejos. Sin embargo dicha reducción de tamaño no afectó los valores generales de dureza Hv_2 debido a que se mantuvo la distribución y cantidad en forma proporcional a la disipación de calor lo que favoreció los niveles de dureza encontrados.

En la figura 15 se observa las improntas realizadas en las distintas fases, en función de la dificultad para medir dichas fases, debido a los refinamientos de las mismas, se realizaron microdurezas con cargas menores $HV_{0,1}$ y $HV_{0,05}$

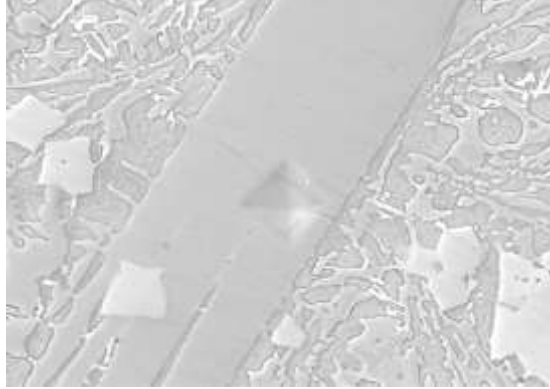
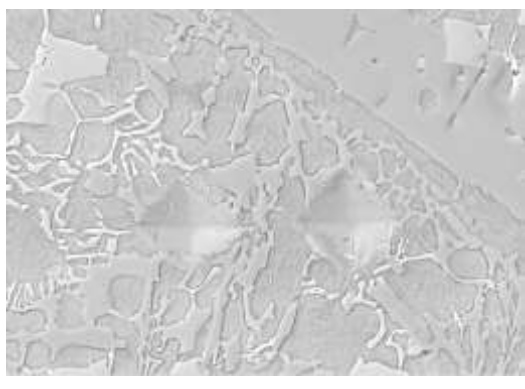
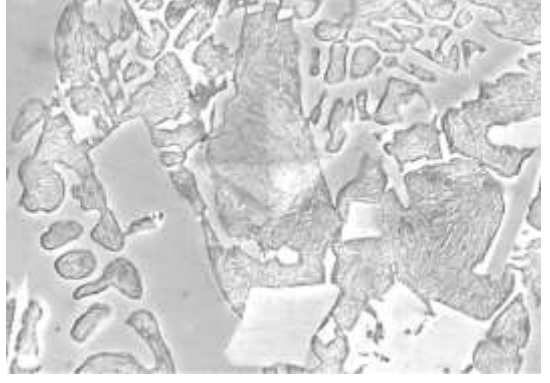
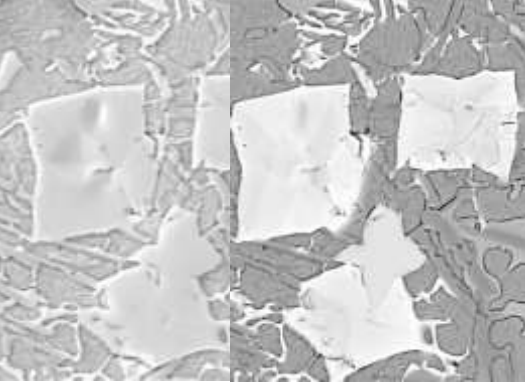
| | |
|--|---|
|  |  |
| $(FeCr)_{23}(BC)_6 / 1472 H_v_{0,1}$ | $(FeCr)_7(BC)_3 + \alpha-Fe / 998 H_v_{0,1}$ |
|  |  |
| $\alpha-Fe / 769 H_v_{0,05}$ | $CW / 2032 H_v_{0,05}$ |

Figura 15. Microdureza de fases del material soldados.

La microdureza del carboboruro $(FeCr)_{23}(BC)_6$ fue de 1472 HV y el carburo de W fue de 2032 HV. Este último fue el responsable del aumento de la dureza HV2 en el último cordón en todas las condiciones a pesar de la disminución de su tamaño producto del aumento de la velocidad y disminución del aporte térmico, mantuvo la fracción en volumen y distribución. Por otro lado el refinamiento de la fase eutéctica ayudo a mantener los niveles de dureza.

5. CONCLUSIONES

- Se observaron fisuras transversales que se generaron durante el enfriamiento del cordón, producidas por el alivio de tensiones, típico en estos materiales. A mayor velocidad de enfriamiento mayor fue el número de fisuras
- El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr,Mo,W)-(C,B).
- La microestructura estuvo formada por α -Fe y γ -Fe, detectándose la presencia de carboboruros metálicos $(Fe,Cr)_7(B,C)_3$, $(Fe,Cr)_{23}(B,C)_6$. También se identificaron carburos de Nb para todas las probetas. El tamaño de cristalito fue de entre 50-90 nm..
- Se encontraron carburos de Nb/Mo de tamaño de 2 a 4 μ m, carburos de W en forma en bloque variaron de 50 μ m a 15 μ m entre las muestras soldadas con velocidades de 1 mm/s a 12 m/s, la distancia promedio entre carburos W estuvo de entre 40 μ m y 10 μ m respectivamente. Los carboboruros $(Fe,Cr)_{23}(B,C)_6$ presentaron una morfología de listones alargados y el ancho promedio presentó una disminución de 16 μ m a 6 μ m con el incremento de la velocidad de soldadura
- El eutéctico estuvo formado por precipitados del tipo $Fe,Cr)_7(B,C)_3$ en una matriz α -Fe con una morfología de láminas planas y globulares .
- Las microdurezas de fases fueron de: 960 HV para los carburos de niobio, 1350 HV para todas las condiciones soldadas debido a la distribución y fracción uniforme de carburos Mo/W
- Los cordones con mayor dilución presentaron mayor fracción eutéctica compuesta por $Fe,Cr)_7(B,C)_3$ en una matriz α -Fe
- El aumento de la velocidad disminuyó el tamaño de los carburos W y la distancia promedio entre lo mismo, pero se mantuvo la distribución de manera uniforme.

6. 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 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.

7. REFERENCIAS

- [1] LINNERT, G.E., Welding metallurgy of carbon and alloy steels. 4 ed. AWS: Miami, Florida. 1994. 474 p.
- [2] MERRICK, S.; KOTECKI, D.; WU, J., Materials and applications - Part 2. Welding Handbook, American Welding Society. 1998.
- [3] HEATH, G., Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications. Proceedings of the CASTOLIN-EUTECTIC SEMINAR, Brussels: Belgium, 2006. p. 25-35.
- [4] BRANAGAN D.J., Engineering structures to achieve targeted properties in Steel on a noscale level. Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, vol. 31, pp. 343-350, 2007.

- [5] KLIMPEL, A.; JANICKI, D., A study of worn wear plates of fan blades of steel mill fumes suction system, Proceedings of the 13th Scientific International Conference, “Achievements in Mechanical and Materials Engineering” AMME’2005, Polonia: Gliwice, 2005. p. 307-310.
- [6] GUALCO, A.; SVOBODA, H.G.; SURIAN, E.S. Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura de recargues nanoestructurados base hierro”, Soldagen & Inspecao, vol 18, n°4 , 2013.
- [7] GUALCO, A.; SVOBODA, H.G.; SURIAN, E.S. Efecto del número de capas de soldadura sobre la resistencia al desgaste de recargues nanoestructurados base Fe, soldados con protección gaseosa y sin ella, XL Consolda , Sao Paulo, Brasil, 20-23, Octubre, 2014.
- [8] GUALCO, A.; MARINI, C.; SVOBODA, H.G.; SURIAN, E.S., Efecto del tratamiento térmico post-soldadura sobre la resistencia al desgaste de recargues nanoestructurados base hierro. SAM/CONAMET, 20-23 de octubre 2014, Santa Fe, Argentina.
- [9] CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. Elements of X-ray diffraction. 3 ed. Prentice Hall. 2001. 520 p.
- [10] Software de análisis de espectros de difracción Xpowder, versión 2004.
- [11] Datasheet: TeroMatec 395NOA, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [12] GLEITER, H., Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. Acta Materialia, v.48, n.1, p.1-29. 2000.
- [13] WEISSMILLER J. Alloy effects in nanostructures. Nanostructured Materials, v. 3, p.261-272. 1993.
- [14] INOE, A. Amorphous and nanocrystalline materials: Preparation, properties, and applications. Springer, p.206, 2010.
- [15] QIANG LIU, HONGWEI ZHANG, “Effect of cooling rate and Ti addition on the microstructure and mechanical properties in as cast condition of hypereutectic high chromium cast irons”, ISIJ International, Vol 52,N°12 pp 2210-2219
- [16] F.Z. ABDERRAHIM, H.I. FARAOU, T.OUAHRANI, “Structure, bonding and stability of semi-carbides M_2C and sub-carbides M_4C ($M = V, C, Nb, Mo, Ta, W$): A first principles investigation”, Physica B 407 (2012) 3833-3838.
- [17] Branagan D.J., Marshall M.C. and Meacham B.E, “High toughness high hardness iron based PTAW weld materials”; Materials Science and Engineering A 428, p. 116–123, 2006.
- [18] MAA, A; XINGA, J.; LIUA, S; Li, Y. “Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe–3.5B alloy”; Materials Science and Engineering A, A 527, p. 6800–6808, 2010 .