

Título: “Evaluación de depósitos de electrodos tubulares CIS1 con vistas al recargue de cuchillas cañeras”.

Autores

MSc. Tamara Ortiz Méndez*, Dr. Amado Cruz Crespo*, Dr Manuel Rodríguez Pérez*

*Centro de Investigaciones de Soldadura (CIS) Universidad Central “Marta Abreu” de las Villas (UCLV). Carrereta a Camajuaní, km 5,5, Santa Clara, Villa Clara.

E-mail: tamaraom@uclv.edu.cu

Resumen

En el presente trabajo se realiza la evaluación de depósitos de recargue obtenido mediante el proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW) con los electrodos tubulares experimentales CIS1, con vistas a la recuperación o fabricación de cuchillas cañeras. Se estudian metalográficamente los depósitos, analizándose el efecto de la geometría de la pieza en las características microestructurales, en el coeficiente de dilución y consecuentemente en su resistencia al desgaste abrasivo.

Palabras claves: *Electrodo tubular revestido, Recubrimiento duro, Desgaste abrasivo.*

Evaluation of hardfacing welds using the CIS1 tubular electrodes for the recovery of sugar cane knives

Abstract

In this work is carried out the evaluation of hardfacing welds obtained by shielded metal arc welding process (SMAW) using the CIS1 experimental tubular electrodes, for the recovery or production of sugar cane knives. The welds are studied from the metallographical point of view, analyzing the effect of the piece geometry in the microstructural characteristic, in the dilution coefficient and consequently in their abrasive wear resistance.

Key words: *hardfacing, tubular electrodes, abrasive wear.*

Introducción

Las cuchillas cañeras forman parte del sistema de preparación del colchón cañero, previo a la etapa de molienda, favoreciendo la compactación de este y mejorando la extracción en los molinos²⁰. El filo de estas piezas sufre degradación debido a la combinación de diferentes mecanismos de desgaste, siendo el primario el abrasivo a baja tensión, que se acompaña por mecanismos secundarios, tales como corrosión e impacto. Esto ocasiona baja eficiencia en el índice de preparación de la caña, por lo que se reponen regularmente en cada zafra y frecuentemente son necesarias reparaciones durante este período. En la industria azucarera cubana es práctica común el recargue de las zonas de trabajo de cuchillas mediante proceso SMAW, depositando aleaciones resistentes a la abrasión, del tipo AWS A 5.13 EFeCr-A1A¹¹, que depositan una composición química (con cero dilución) de 3,5-4,5 de carbono, 4,0-6,0 de manganeso, 0,5-2,0 de silicio y 20-25 de cromo.

El sistema aleante Fe-Cr-C es considerado uno de los más importantes sistemas ternarios en la metalurgia. Plantean Balsamo y Conde^{1,7} que, en el caso específico de la soldadura, el 80% de los consumibles utilizados para las aplicaciones de recargue se encuentran en la categoría de hierros fundidos aleados de alto cromo. Estas aleaciones presentan adecuado comportamiento con respecto a los tres criterios básicos establecidos por Fischer para las aleaciones de recargue, que son: el bajo costo, la resistencia al desgaste y la soldabilidad². Se plantea que cuando el requerimiento primario es la resistencia a la abrasión a baja tensión, el uso de hierros de alto cromo es la solución más económica para el recargue²².

Teniendo en cuenta el alto precio de los electrodos de recargue para proceso SMAW (alrededor de 20 USD/kg)²¹ y las ventajas conocidas de los electrodos tubulares en el recargue de zonas de poco espesor, se hace evidente el aporte económico que implica el desarrollo de estos consumibles. Dentro de los referidos electrodos, el grupo que se dedica a contrarrestar los efectos del desgaste abrasivo es de los que contienen mayor suma total de elementos de aleación²³, lo que implica un mayor costo. Teniendo en cuenta la incidencia de este mecanismo de desgaste en sectores tales como la agricultura y la industria azucarera, así como la importancia de estos en la economía cubana^{18, 19}, en el CIS de la UCLV se han desarrollado numerosas variantes de electrodos tubulares de alta aleación, priorizando, como materias primas para la obtención de las ferroaleaciones que componen el núcleo, el uso de minerales cubanos. En trabajos previos se han estudiado estos electrodos desde el punto de vista de su composición química y estructura metalográfica de depósitos sin dilución, así como su comportamiento operacional, estableciéndose con esto sus propiedades generales y el régimen de soldadura adecuado^{12, 24}. En el caso del presente trabajo se estudian los depósitos obtenidos con este consumible para una y dos pasadas, desde el punto de vista metalográfico, con vistas a valorar las posibilidades de aplicación de estos consumibles en la recuperación o fabricación mediante recargue de piezas sometidas a condiciones de desgaste abrasivo a baja tensión. Se analiza además el efecto de la geometría de la pieza en las características microestructurales del depósito, así como en las propiedades de este y en el coeficiente de dilución.

Materiales y métodos

En el estudio se utilizan electrodos tubulares revestidos experimentales, cuya obtención y evaluación de depósitos sin dilución fue reportada por los autores del presente trabajo en una publicación precedente^{9, 24}.

En la planificación experimental, con vistas a la determinación de las variables de entrada para la evaluación de los depósitos de recargue, se analizaron qué factores dentro del procedimiento de recargue tienen influencia en la estructura metalográfica del depósito y por tanto afectan su resistencia al desgaste. Uno de ellos es el tipo de cordón y el número de pasadas. Se decidió trabajar con la variante más sencilla, es decir, un depósito con cordón simple, sin oscilación y de una sola pasada. Otro factor determinante es el régimen de soldadura. En trabajos anteriores de los autores¹² se obtuvo el rango de corriente que garantiza un comportamiento óptimo de estos electrodos desde el punto de vista operacional, el cual está entre 100 y 120 A de corriente de soldadura. Esto implica que el voltaje de arco esté alrededor de 20 a 23 V. Este electrodo, debido a las características de su revestimiento, emplea corriente directa y polaridad invertida. La velocidad de soldadura es uno de los parámetros del régimen que determina el calor aportado y con ello las características del depósito. En este caso se midió la velocidad de soldadura para 6 cordones al soldador, tomando el tiempo de arco y la longitud del cordón, de lo cual resultó una velocidad media de 14 m/h, con una variación de $\pm 0,7$ m/h.

La geometría de la probeta de estudio, su temperatura inicial antes de la realización del cordón de prueba y el tipo de material de que está construida son aspectos que gobiernan las condiciones de transferencia de calor del depósito y con ellos los ciclos térmicos que se desarrollan en los mismos. En este caso se utilizó un acero AISI 1020, frecuentemente utilizado para la fabricación de piezas bimetálicas mediante recargue. Si se tiene en cuenta la diversidad de formas y dimensiones geométricas de las piezas que se fabrican o recuperan mediante recargue puede plantearse que la selección de la geometría de la probeta de ensayo es un elemento a tener en cuenta en la evaluación de depósitos de recargue¹¹. Si se fijara un espesor determinado, esto establecería los distintos ciclos térmicos en el depósito y los resultados estarían sujetos a una geometría específica, por lo cual no sería aplicable para piezas que tuvieran diferentes dimensiones. Es por esto que se incluye como variable de entrada en este estudio, mediante el uso de diferentes espesores.

Teniendo en consideración que, como se ha dicho anteriormente, el electrodo CIS1 tiene ya establecida su composición química y parámetros del régimen de soldadura, la variable de entrada para la evaluación de los depósitos con una pasada es el espesor de la pieza o probeta de prueba.

Con vistas a barrer un amplio rango de velocidades de enfriamiento, dentro del cual se encuentren las múltiples posibilidades de este parámetro, se decide basar la selección de la geometría y dimensiones de la probeta de estudio en los “modelos de cálculo simplificado de cuerpos calentados”⁴. En este caso se escogen modelos que ilustren situaciones extremas (máxima y mínima velocidad de enfriamiento) y valores medios de esta variable de entrada.

Para el caso de máxima velocidad de enfriamiento se utiliza un modelo de cuerpo semi-infinito. Para dimensionar este tipo de cuerpo se utiliza el criterio espesor crítico (s^*), que es la medida a partir de la cual un aumento en esta variable no influye en los campos de temperaturas del depósito.

$$s^* = \sqrt{\frac{q/v}{2\gamma c} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \dots\dots\dots (1)$$

donde:

s^* - Espesor crítico; q – Calor aportado, J/s ($q = I \cdot U \cdot \eta$, siendo I y U la corriente y voltaje de soldadura; η la eficiencia térmica del proceso, que en el caso del SMAW está en el rango entre 0.7 y 0,85); γ – es la densidad del acero, 7,85 g/cm³; c – calor específico, 0,536 J/g °C; T_0 - temperatura inicial de la chapa, 25 °C; v – velocidad de soldadura, 14 m/h.

Con estos datos se obtiene un valor de 16 mm, siendo este el espesor máximo a utilizar en los experimentos.

Con vistas a la determinación del espesor mínimo se tuvieron en cuenta factores que en la práctica limitan esta variable, como es la perforación de la chapa y la distorsión de la misma, siendo el último corregible mediante el uso de tornillos de banco. En trabajos previos¹² se constató que este espesor mínimo de la chapa, para el régimen de soldadura estudiado, está en el orden de los 4 mm, por lo cual este es el espesor de la probeta para la obtención de la mínima velocidad de enfriamiento. Esto cumple con el modelo de capa plana. Se usa un espesor de 10 mm como nivel intermedio.

Las dimensiones de la probeta de estudio, en el plano xy, a partir de la línea central del depósito y de los extremos del cordón, al borde son de 50 mm a cada lado.

Para la realización de los depósitos se utilizó una fuente de soldadura del tipo rectificador, alemana, marca Mansfeld. Luego de realizados los mismos se limpiaron las planchas cuidadosamente con piqueta, cincel-martillo y cepillo de alambre para eliminar los restos de salpicaduras y escoria. Se realizaron tres réplicas de cada experimento.

Las probetas de estudio se clasificaron como se muestra en la tabla 1.

Tabla 1: Clasificación de las probetas de estudio.

Probetas	Espesor (mm)
A1, A2, A2	16
B1, B2, B3	10
C1, C2, C3	4

Se realizó la preparación de las muestras con vistas al estudio metalográfico de los depósitos. Se tomó la zona central del depósito con vistas a estudiar una zona donde las condiciones de historia térmica fueran aproximadamente representativos de la media de los extremos del cordón.

Las probetas fueron atacadas primeramente con Nital (2%) para revelar su microestructura y, además, diferenciar la zona del depósito de la del metal base, con vistas a la medición de las áreas para el cálculo de los coeficientes de dilución. Posteriormente, luego de volver a pulir, fueron atacadas con

reactivo Murakami, en función de poder visualizar la estructura metalográfica en un microscopio óptico y registrarlas por medio de una cámara digital.

Para la medición de la dureza fueron rectificadas, los depósitos en la parte superior, en los fragmentos de probetas que no se utilizaron en el estudio metalográfico, determinándose la dureza en la parte más cercana a la zona central del depósito. Fue también realizado un perfil de dureza desde la parte superior del cordón en la dirección al metal base.

Con ayuda del Software “SigmaScan Pro V”, el cual permite realizar mediciones de áreas en zonas marcadas por el usuario, fueron medidas las áreas del metal base y del metal de aporte, en la sección transversal de los depósitos y con ello calculado el coeficiente de dilución. Con estos resultados y la expresión 1⁸, fueron calculados, los coeficientes de dilución para cada uno de los experimentos.

$$\%D = \frac{Amb}{Amb + Ama} \cdot 100\% \dots\dots\dots(2)$$

Donde:

Amb – Área fundida del metal base.

Ama – Área del depósito por encima de la superficie del metal (en la sección transversal).

La composición química media de los depósitos se determina analíticamente mediante la ecuación 3, usando los coeficientes de dilución calculados.

$$\%Ex = \%Emb \cdot D + (1 - D) \cdot \%Ema \dots\dots\dots(3)$$

Donde: %Ex- contenido del elemento en el depósito; %Emb- contenido del elemento en el metal base; %Ema- contenido de elementos en el metal de aporte; D- coeficiente de dilución calculado, a partir de la relación de las áreas del metal base y metal de aporte, para cada probeta de estudio.

Resultados y Análisis

En la tabla 2 se muestran los resultados de los coeficientes de dilución de cada uno de los depósitos y las diferentes composiciones químicas de los mismos, obtenidas analíticamente mediante la ecuación 3. Es importante señalar que los valores obtenidos están dentro del rango reportado por la literatura^{6, 7} para el proceso SMAW.

Tabla 2: Resultados del valor del coeficiente de dilución y composición química de los diferentes depósitos.

Zona	Coef. de dilución	%C	%Cr	%Mn	%Si	%P	%S
Metal de aporte sin dilución	0	3,27	12,34	4,09	2,78	0,018	0,009
Metal Base	-	0,26	0	1	0,4	0,04	0,05
Dep. A1	0,39	2,10	7,53	2,88	1,85	0,027	0,025
Dep. A2	0,36	2,19	7,90	2,98	1,92	0,026	0,024
Dep. A3	0,37	2,16	7,77	2,95	1,90	0,026	0,024
Dep. B1	0,42	2,01	7,16	2,79	1,78	0,027	0,026
Dep. B2	0,43	1,98	7,03	2,76	1,76	0,027	0,027
Dep. B3	0,42	2,01	7,16	2,79	1,78	0,027	0,026
Dep. C1	0,48	1,82	6,42	2,61	1,64	0,028	0,029
Dep. C2	0,47	1,85	6,54	2,64	1,66	0,028	0,028
Dep. C3	0,5	1,76	6,17	2,54	1,59	0,029	0,029

Respecto al coeficiente de dilución, según los resultados mostrados en la tabla 2, que este es mayor en la medida que disminuye el espesor de la pieza. Este resultado era de esperar, ya que cuando aumenta el espesor de las chapas disminuye el ancho de las isoterma y con ello el ancho de la zona fundida ^{4, 22}. En este caso hay un menor aporte de metal base en el baño fundido, por lo cual la dilución será menor. En las figuras 1 a), b) y c) se muestran las microestructuras típicas obtenidas en las distintas réplicas realizadas en la sección transversal de los depósitos, en la zona cercana a la superficie de los mismos. Es de destacar que no hay una marcada variación de la morfología de la microestructura en toda el área de la sección transversal del cordón.

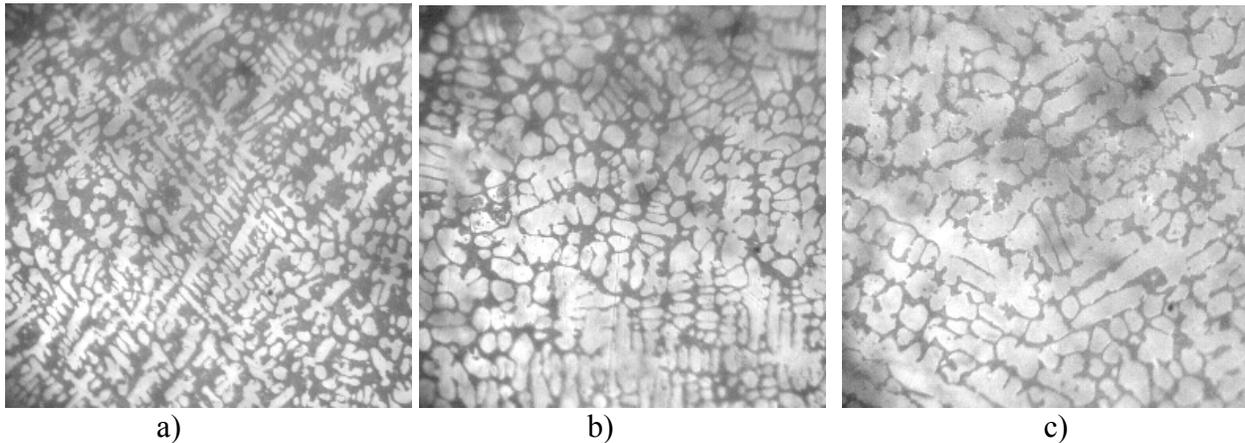


Fig. 1: Microestructura típica obtenida en los depósitos. a) Con espesor del metal base de 16 mm, donde se obtiene una máxima velocidad de enfriamiento, b) con espesor del metal base de 10 mm, donde se obtiene una velocidad de enfriamiento media, c) con espesores de la chapa de 4 mm, en los que se obtiene una velocidad de enfriamiento mínima. (400x)

Tanto en la observación directa de las microestructuras como de las imágenes que se muestran anteriormente, pueden distinguirse dos zonas, una clara y una oscura, las cuales aparentan ser fases homogéneas con el aumento utilizado.

Con la composición química y el uso del diagrama ternario Fe-Cr-C (con un corte en 6% de cromo) ²⁴ puede establecerse el tipo de aleación que se obtiene en el depósito para una pasada, la cual se ubica en la zona de las fundiciones blancas al cromo.

La diferencia entre las distintas microestructuras obtenidas para los tres espesores de metal base estudiado está en el por ciento del área total que cubre cada una de las fases. La fase clara se convierte en más fina y dispersa a medida que aumenta el espesor del metal base. Esta morfología varía en dependencia del tiempo de permanencia del metal del depósito en el rango de temperaturas de cristalización primaria. Es evidente que a medida que disminuye el espesor de la probeta hay una considerable variación en la velocidad de enfriamiento del depósito, haciéndose menor, lo que implica que el metal esté mayor tiempo en dicho rango, provocando un mayor crecimiento del microconstituyente primario. De esta forma se explican las diferencias de morfologías en las microestructuras obtenidas para los espesores estudiados en este trabajo, donde para el espesor mínimo (4mm) se obtuvo una estructura basta de la zona clara, la cual se fue haciéndose más fina a medida que se aumenta el espesor de las probetas de estudio.

Con las composiciones químicas calculadas (tabla 2) mediante los coeficientes de dilución experimentalmente obtenidos y con el uso del diagrama ternario metaestable de Jackson para aleaciones Fe-Cr-C de la figura 2, el cual representa un corte en la superficie del *liquidus* y cuya efectividad para la previsión de estructuras en depósitos de recargue de este sistema ha sido probado en otros trabajos ¹, puede hacerse un análisis aproximado del tipo estructura primaria (fase clara) que se obtiene en los depósitos, en el cual se muestra que para estas composiciones la fase primaria es la austenita.

Los productos de la cristalización en estado líquido y sólido, así como las fases finales luego de la descomposición de la austenita no es posible predecirlas con el uso de este diagrama, ya que la variación que introduce la elevada velocidad de enfriamiento que se obtiene en los depósitos de soldadura es muy marcada, debido no sólo al establecimiento del subenfriamiento para las diferentes temperaturas de cambio de fase sino también para las características de estas transformaciones y con ello para los productos de las mismas ¹⁷.

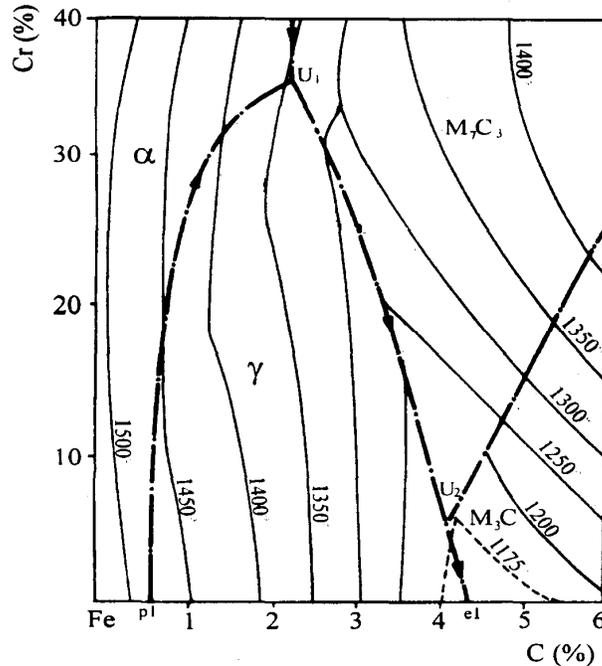


Fig. 2: Diagrama metaestable de Jackson, Fe-C-Cr en la superficie del liquidus ¹.

En el caso de la zona oscura, teniendo en cuenta la composición química de la aleación, puede predecirse que su composición fásica está compuesta por varios constituyentes, entre los que se encuentran el producto final que se obtiene luego del enfriamiento de la estructura de segregación en el intervalo de cristalización en estado sólido, además de los nuevos microconstituyentes formados en este intervalo de enfriamiento (cementita u otro tipo de carburo). Para confirmar esto es necesario el análisis de fases y químico con otros métodos de estudio, lo cual forma parte de investigaciones posteriores.

En la figura 3 que se muestra a continuación aparecen los valores de dureza superficial obtenidos en la zona superior central los depósitos estudiados.

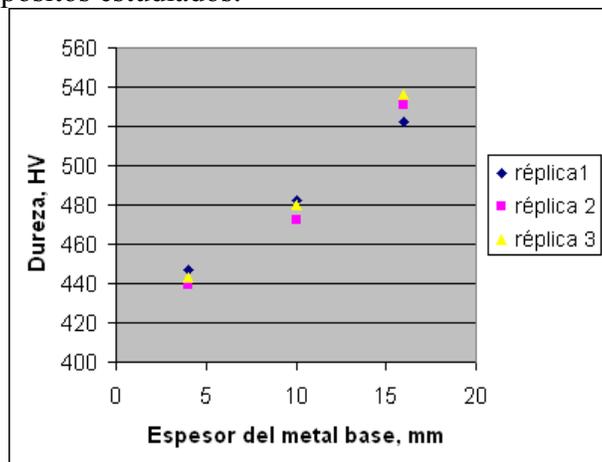


Fig. 3: Comportamiento de la dureza superficial para los diferentes espesores estudiados.

En este caso se observa que la dureza crece marcadamente al comparar los valores obtenidos en las probetas con los diferentes espesores estudiados. Este comportamiento era de esperar luego del análisis metalográfico de los depósitos, donde se pudo apreciar las diferencias entre las morfologías de las microestructuras obtenidas. Las mayores durezas se obtienen para la estructura más fina (16 mm), debido a que esta involucra un mayor tensionamiento. A pesar de que en las referencias más actuales no se relaciona directamente la dureza con la resistencia al desgaste^{2, 3, 5, 13, 16, 23}, este indicador ha sido ampliamente usado como un criterio al respecto, sobre todo, cuando se trata de iguales composiciones químicas^{7, 10, 14, 15}. Esto es una muestra de la influencia que tiene el espesor y por tanto la geometría de la probeta de estudio en las propiedades del depósito, por lo cual es un criterio a valorar cuando se trata de procedimientos de recargue, teniendo en cuenta la variedad de geometrías existente entre las piezas que se fabrican o recuperan mediante este procedimiento.

En la figura 4 se muestran los perfiles de dureza en la sección transversal del depósito, tomados en la línea central del mismo. Como puede apreciarse, estos valores aumentan a medida que el punto donde se mide la propiedad está más cercano al borde del depósito. Esto es posible explicarlo si se tiene en cuenta que aún, para los depósitos de una pasada, la composición química y la microestructura cambia para diferentes profundidades del mismo.

La composición química que se obtiene a partir del coeficiente de dilución representa una composición media de todo el depósito, pero esta no será homogénea en toda la sección transversal, debido a que el rápido enfriamiento el depósito no permite homogenizar la composición química del mismo. Esta heterogeneidad afectará las propiedades del metal solidificado en los diferentes puntos de la sección transversal, como es el caso de la dureza. Otro factor que provoca que se obtenga un perfil de dureza variado es que la microestructura no será la misma para distintas profundidades en el depósito de soldadura. Esto se debe a la misma es controlada por la razón de crecimiento de solidificación (R), el gradiente de temperatura (G) en el líquido, el subenfriamiento (ΔT) y la composición de la aleación³. La relación G/R es máxima en la línea de fusión y mínima cerca de la línea central del depósito. Consecuentemente, cambiando la razón G/R, para iguales condiciones de soldadura, resulta en una estructura que varía a través de la sección transversal del depósito y con ello las propiedades para diferentes profundidades del mismo

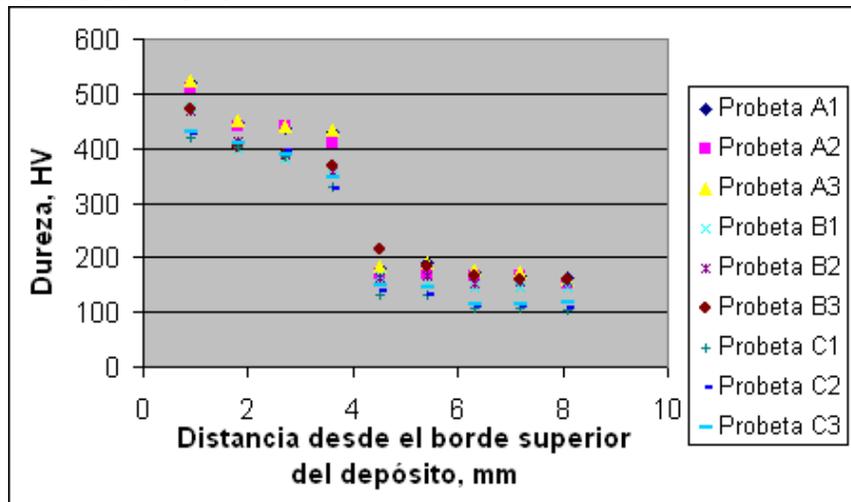


Fig. 4: Perfil de dureza de los depósitos en las diferentes probetas de estudio.

Conclusiones

1- Con la aplicación del electrodo tubular CIS1, para las condiciones estudiadas, se obtiene un depósito correspondiente a una fundición blanca al cromo, que presenta una estructura primaria de austenita.

2- Las condiciones de disipación de calor, en este caso impuestas por diferentes espesores de la probeta de estudio, ejercen influencia en la composición química, la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas del depósito, obteniéndose los mejores resultados en cuanto a dureza para el depósito realizado en el metal base de mayor espesor, el cual presenta la estructura más fina.

3- Con una sola pasada se obtienen depósitos con marcada heterogeneidad en los diferentes valores del perfil de dureza, lo cual no es favorable para el recargue superficial.

Recomendaciones

1- Realizar un estudio de resistencia al desgaste abrasivo de los depósitos estudiados, con vistas a evaluar la aplicación (en una pasada) de este consumible para el recargue de superficies de trabajo de las cuchillas cañeras.

2- Continuar estudiando este consumible para depósitos de múltiples pasadas.

Bibliografía:

1. Bálsamo, P.S.S.; Scotti, A.; Mello, J.D.B. Interpretación de la microestructura de recarques duros depositados por soldadura utilizando la superficie de *Liquidus* de diagramas Fe-Cr-C. Rev. Soldadura, 25 (4), 1995, CENIN, Madrid, pp. 199-207 (ISSN 0048-7759).
2. Berns, H; Fischer, A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits. The International Conference on Wear of Materials. Canada, April 14-18, 1985: pp. 10-12.
3. Buchely, M.F; Gutierrez, J.C; León, L.M; Toro, A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. Wear 259 (2005) 52–61
4. Burgos Solas, Jose L. Curso de Teoría de los procesos de Soldadura. Material de apoyo a la docencia de la Maestría en Ing. Mecánica. Mención Soldadura. Curso 98-99.
5. Chatterjee, S; Pal, T.K. Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron. Wear 255 (2003) 417–425
6. Chavanne, R. L. Forty-four ways to improve the hardfacing operation. Revista Welding Journal. (EUA) Vol. 62, No 5. Mayo 1983. 15-18 p.
7. Conde, R, H. Recubrimientos resistentes al desgaste. Boletín Técnico Conarco, Diciembre, 1986: pp.2-20.
8. Crook P. y H. Farmer. Friction and wear of hardfacing alloys. ASM International, 1993, 758 – 765.
9. Cruz Crespo, Amado; et all. Obtención de FeCrMn para el desarrollo de consumibles para el recargue por soldadura. Memorias del Congreso ABS. Octubre 2006. Belo Horizonte, Brasil.
10. Czichos, H. Tribology. Ed. Elsevier. Nueva York. 1978.
11. Dulón, Gómez, J. Manual de soldadura para la industria azucarera. Ed. Talleres de impresiones gráficas del Ministerio del Azúcar. La Habana. 2003. 116p.
12. Hernández Hernández, Mairiel. Estudio del comportamiento operacional de electrodos tubulares para recargue. Trabajo de Diploma. Tutores: Cruz Crespo, Amado; Ortiz Méndez, Tamara M. Fac. Ingeniería Mecánica. UCLV. Curso 2006-2007.
13. Kotecki, D. J. e Ogborn, J. S. “Abrasion resistance of iron based hardfacing alloy”, Welding Journal, pp. 269- s/278-s, (08) August 1995.
14. Kragelski, I. B. Uzly treniya mashin. “Mashinostroenie”, Moscú. 1984
15. Martínez Escanaverino, José; Martínez Pérez, Francisco. Teoría y práctica del rozamiento. Ed10 ISPJAE “José A. Echeverría”. La Habana. 1986.
16. Menon, R. New developments in hardfacing alloys. Welding Journal, 75, 2 (1996) 43–49.
17. Morales, R. F. et al., Fabricación de ferroaleaciones del tipo FeCrV a partir de residuales catalíticos para ser utilizados en cargas aleantes de soldadura. Disertación de Tesis Doctoral: Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa 2006, 152 p.

18. Ochoa Casal, Robell Raúl. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las maquinas agrícolas en Cuba. Obtenido en Internet en el sitio http://www.monografias.com/Agricultura_y_Ganaderia/more8.shtml, el 30 de Septiembre de 2006
19. Rivas, J.S. Tribological aspects for the shafts and bearings of sugar cane mills. *Wear* 261 (2006) 779–784. Obtenido en Internet en el sitio <http://www.sciencedirect.com> , el 28 de febrero de 2006
20. Rodríguez Yera, Yoannis. Estudio de los ciclos térmicos en los depósitos de recargue superficial mediante MEF. Trabajo de Diploma. Tutor: Tamara Ortiz Méndez. Facultad de Ing. Mecánica. 2007
21. Rodríguez, P. M., Electrodo tubulares revestidos para el Relleno Superficial de Centralizadores, Estabilizadores y Piezas Sometidas a Condiciones de Desgaste Similares. Disertación de Tesis Doctoral: UCLV, Santa Clara, 1992.
22. Sabo, Richard S. The Procedure Handbook of arc welding. Ed. Lincoln Electric Company. 2000. Ohio-EUA. 658p
23. SFA 5.13- 2001, Parte C, Section II (AWS A5.13-2000), Specification for Surfacing Electrodes for Shielded Metal Arc Welding, 2000, 305- 126 pp.
24. Venancio, Yohanka. Evaluación de depósitos de electrodo tubular con vistas a la recuperación de cuchillas cañeras. Trabajo de Diploma. Tutores: Cruz Crespo, Amado; Ortiz Méndez, Tamara M.. Fac. Ingeniería Mecánica. UCLV. Curso 2006-2007