



Revista Técnica de la Facultad de Ingeniería, Universidad del Zulia

ISSN: 0254-0770

revistatecnica@gmail.com

Universidad del Zulia

Venezuela

Amado Cruz-Crespo; Eduardo Díaz Cedré; Lorenzo Perdomo González; Américo Scotti  
Performance of a rutile electrode for SMAW under the  
effect of the composition of an applied peripheral coating  
Revista Técnica de la Facultad de Ingeniería, Universidad del Zulia, vol. 41, núm. 2, 2018  
Universidad del Zulia  
Maracaibo, Venezuela

Disponible en: <https://www.redalyc.org/articulo.oa?id=605765712001>

- Cómo citar el artículo
- Número completo
- Más información del artículo
- Página de la revista en redalyc.org

redalyc.org

Sistema de Información Científica Redalyc

Red de Revistas Científicas de América Latina y el Caribe, España y Portugal  
Proyecto académico sin fines de lucro, desarrollado bajo la iniciativa de acceso  
abierto

# REVISTA TECNICA

DE LA FACULTAD DE INGENIERIA  
UNIVERSIDAD DEL ZULIA

MARACAIBO - VENEZUELA



Una Revista Internacional Arbitrada  
que está indizada en las publicaciones  
de referencia y comentarios:

- Science Citation Index (SCIExpanded)
- Compendex
- Chemical Abstracts
- Metal Abstracts
- World Aluminium Abstracts
- Mathematical Reviews
- Petroleum Abstracts
- Current Mathematical Publications
- MathSci (online database)
- Reveneyt
- Materials Information
- Periódica
- Actualidad Iberoamericana

## Performance of a rutile electrode for SMAW under the effect of the composition of an applied peripheral coating

*Amado Cruz-Crespo<sup>a</sup>, Eduardo Díaz Cedré<sup>b</sup>, Lorenzo Perdomo González<sup>a</sup>, Américo Scotti<sup>c</sup>*

<sup>a</sup>Centro de Investigaciones de Soldadura, Universidad Central "Marta Abreu" de Las Villas Carretera a Camajuaní, km 51/2, Santa Clara, Villa Clara, Cuba. acruz@uclv.edu.cu

<sup>b</sup>Fabricación y Tecnología en Soldadura S.A., Queretaro, México, edcedre@yahoo.com

<sup>c</sup>Laboratorio para el Desarrollo de Procesos de Soldadura, Universidad Federal de Uberlandia, Brasil  
ascotti@ufu.br

### Abstract

The evaluation of the performance of rutile electrodes with basic peripheral coating (Limestone + Fluorite) and metallic additions (FeCrMn and Mn metallic) is described. The peripheral coatings composition was varied based on a Mc Lean Anderson experimental design. The coatings on 4 mm AWS E6013 electrodes were applied by immersion. The performance of the electrodes was evaluated in terms of consumption parameters and the hardness of the deposited metal. The all-weld-metal and the joint of the experimental electrode were compared to the AWS E6013 used as reference. It was concluded that the experimental electrode provides an all-weld-metal with greater resistance, without affectations in the joint HAZ that compromise its integrity.

**Key-words:** Manual welding; Coated electrode; Consumption Parameters; Weld metal and joint properties.

## Desempeño de un electrodo rutílico para SMAW bajo el efecto de la composición de un revestimiento periférico aplicado

### Resumen

Se describe la evaluación del desempeño de electrodos rutilicos con revestimiento periférico básico (Caliza+Fluorita) y adiciones metálicas (FeCrMn y Mn metálico). La composición de los revestimientos periféricos fue variada en base a un diseño de experimentos de tipo Mc Lean Anderson. Los revestimientos fueron aplicados por inmersión a electrodos AWS E6013 de 4 mm. El desempeño de los electrodos fue evaluado en cuanto a los parámetros de consumo y la dureza del metal depositado. Se compara el metal depositado y la unión del electrodo experimental frente al AWS E6013 de referencia. Se concluye que el electrodo experimental brinda un depósito de mayor resistencia, sin afectaciones en la ZAT que comprometan la integridad de la unión.

**Palabras clave:** Soldadura manual; Electrodo revestido; Parámetros de Consumo; Propiedades del depósito y la unión.

## Introducción

El proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW) mantiene alta vigencia por sus ventajas frente a otros procesos, sobre todo por su versatilidad. Por ello, sigue siendo un tema de actualidad el desarrollo de nuevos electrodos [1-5] y el perfeccionamiento de los revestimientos de electrodos comerciales [6-10]. Ello se sustenta en que, leves modificaciones de los componentes en el revestimiento imprimen cambios apreciables en el desempeño por sus efectos sinérgicos.

Junto al inevitable enfoque fenomenológico de los estudios sobre revestimiento de electrodos, un número importante de estos apunta hacia intereses prácticos y comerciales, frente a los desafíos de los materiales base [11-13] y frente a fluctuantes estrategias de mercado [1].

Casi la totalidad del consumo de electrodos es de revestimiento rutílico o básico, del cual alrededor del 80 % es de rutílico [12]. Ello se sustenta en sus excelentes propiedades tecnológicas, mientras que los básicos son utilizados para garantizar mejores propiedades de las uniones. Se reportan trabajos con el propósito de combinar las ventajas de estos dos tipos de revestimientos [6, 7, 9, 13].

Dada la diversidad de componentes de los revestimientos, son múltiples los estudios. Una tendencia es abordar el efecto de adiciones metálicas sobre los procesos de oxidación-reducción y sus consecuencias térmicas sobre la fusión y deposición [14-17]. También se ha estudiado el efecto de adiciones metálicas sobre la estabilidad del arco [8] y se reporta la aplicación de dos capas de revestimiento con relaciones variables de  $\text{CaF}_2/\text{CaCO}_3$  para mejorar el comportamiento operacional [18].

En el presente trabajo se intenta combinar las referidas tendencias. Se aborda el estudio del efecto, sobre el desempeño del electrodo rutílico AWS E6013, de un revestimiento periférico básico, con adiciones de FeCrMn y Mn metálico.

## Materiales y métodos

### Obtención de los electrodos

A electrodos rutílicos AWS E6013 de 4 mm de diámetro

del núcleo, le fueron aplicados revestimientos periféricos con variaciones de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y caliza+fluorita ( $X_3$ ) en un rango que se enmarca dentro de las fronteras:  $0 \leq X_1 \leq 50$  %;  $0 \leq X_2 \leq 25$  %;  $25 \leq X_3 \leq 100$  %, siendo caliza:fluorita=1:1 y  $X_1 + X_2 + X_3 = 100$  %

Fue utilizado un plan experimental, donde el rango de las variables  $X_1$ ,  $X_2$  y  $X_3$  son las condiciones de fronteras en un triángulo de composición, con vértices en el 100 % de  $X_1$ ,  $X_2$  y  $X_3$  (Figura 1). De las 12 posibles combinaciones ( $N=q^{q-1}$ , N es el número de experimentos y q el número de variables), solo 4 cumplieron la condición de normalidad ( $\sum X_i = 100$  %) y no tuvieron variables fuera de rango. La región experimental quedó enmarcada en un paralelogramo, con vértices (a), (b), (c) y (d). Se añadieron 5 puntos al centro de las aristas y en el centróide (ad, db, bc, ca y abcd), para un total de 9 revestimientos a aplicar.

Los componentes de los revestimientos presentan las composiciones siguientes: FeCrMn (Cr-15,31 %; Mn-69,88 %; Si-2,67 %; Fe-9,61%), Mn metálico (Mn-95,12 %; Si-2,34 %; Fe-0,34 %), caliza (98,57 % de  $\text{CaCO}_3$ ) y fluorita (96,10 % de  $\text{CaF}_2$ ). Previo al conformado de las mezclas, la caliza y la fluorita fueron llevadas a un tamaño de grano  $\leq 0,1$  mm, mediante un proceso de molienda y clasificación, mientras que el FeCrMn y el Mn metálico fueron llevados a 0,1-0,25 mm. Fueron preparadas las mezclas mediante pesaje en una balanza técnica y mezclado para su homogenización durante 30 min en un tambor rotatorio.

Luego de mezclar la masa seca, esta fue aglutinada con un 40 % (referido al 100 % de dicha masa seca) de silicato de sodio, cuya composición es: (29,39 %  $\text{SiO}_2$ , 10,10 %  $\text{Na}_2\text{O}$ , 60,51 %  $\text{H}_2\text{O}$ ) y con adiciones de agua para dar la textura adecuada a la pasta para su aplicación al revestimiento de los electrodos. Cada uno de los revestimientos preparados fue aplicado por inmersión, como revestimiento periférico a electrodos AWS E6013 de 4 mm. Los electrodos revestidos fueron secados al aire durante 24 h y luego calcinados a 160 °C en una estufa durante 2 horas. Estos quedaron conformados con los siguientes factores de revestimiento:

$$d_{\text{Rext}}:d_{\text{Rint}}=1,09; d_{\text{Rext}}:d_n=1,73; d_{\text{Rint}}:d_n=1,59 \quad (1)$$

donde,  $d_{\text{Rext}}$ ,  $d_{\text{Rint}}$  y  $d_n$  son los diámetros del revestimiento externo aplicado, del revestimiento interno (rutílico) y del núcleo, respectivamente.

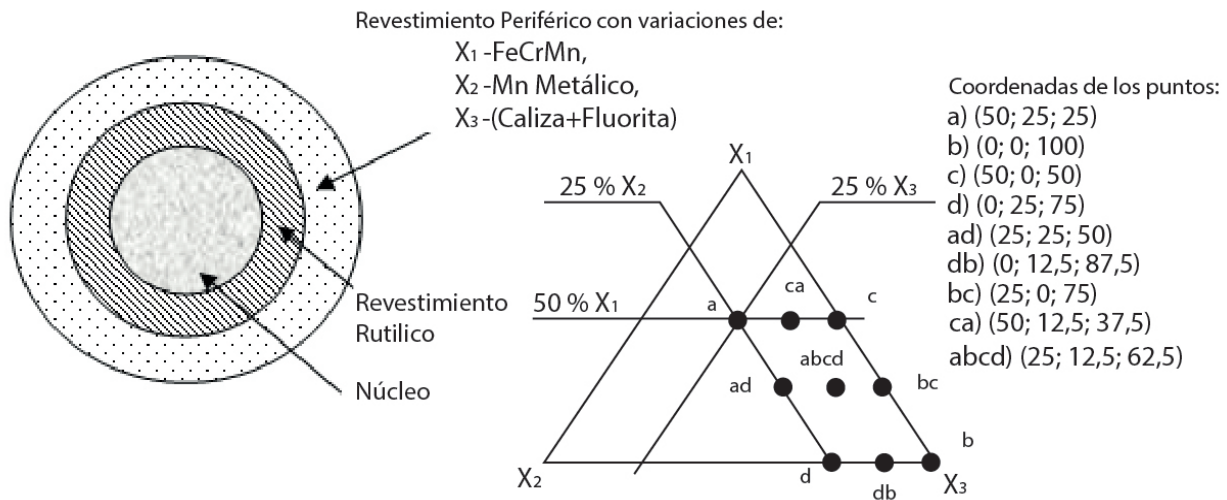


Figura 1. Revestimientos aplicados a los electrodos.

## Evaluación del comportamiento de los electrodos

Fueron realizados cordones sobre planchas de acero AISI 1020 de 200x50x6 mm en posición plana. Para evitar la interferencia del soldador, los depósitos fueron realizados por un simulador, desarrollado en LAPROSOLDA de la Universidad Federal de Uberlandia [19]. La velocidad de avance (15 cm/min) fue prerregulada previo a la realización de los ensayos, al tiempo que el voltaje fue prerregulado para cada electrodo de modo que la longitud del arco se mantuvo aproximadamente invariable y corto en todos los casos. La corriente de soldadura fue de 130 A, corriente continua con polaridad inversa (CC+). El electrodo fue colocado a 105° en relación a la línea de soldadura, en la dirección de avance.

Las chapas y los electrodos fueron pesados antes de la realización de los ensayos. Después de cada ensayo fueron pesadas la colilla del electrodo y la plancha con el depósito, para determinar la masa de metal depositada y la masa de electrodo consumida.

De los depósitos fueron extraídas muestras mediante cortes transversales, las cuales fueron preparadas para metalografía, empleando ataque con nital al 2 %. La imagen metalográfica fue tomada en el centro del cordón, a la altura de la línea superior del metal base. En esta misma región del depósito fue determinada la dureza, empleando un microdurómetro con una carga de 1 kg y con una duración de indentación de 12 s. A la muestra correspondiente al electrodo de mejor desempeño y la del AWS E6013, usado como referencia, le fueron tomadas imágenes metalográficas de la región de grano grueso de

la zona de influencia térmica (ZAT).

Fueron obtenidos los gráficos de superficies respuestas en función de las variables de composición de los revestimientos, mediante el procesamiento del diseño experimental con el software Statgraphics Centurión XV.II.

Con el electrodo experimental de mejor desempeño y con el AWS E6013, se obtuvieron aportes puros para la extracción de probetas de ensayo de tracción, según Norma ANSI/AWS A5.1 [20]. Para ello, fueron empleadas chapas de acero ASTM A36 de 20 mm, realizando el depósito en varias pasadas con una corriente de 130 A, con polaridad inversa (CC+). Antes del ensayo de tracción las probetas fueron radiografiadas. Del metal depositado también fueron extraídas muestras para análisis químico.

Adicionalmente, y tomando como referencia el código AWS D1.1 [21], fueron elaborados cupones de soldadura con el electrodo experimental de mejor desempeño y el AWS E6013. Para ello, fueron soldadas placas de acero ASTM A 36 de 200x50x10 mm, con corriente de 130 A y polaridad inversa. Del cupón de prueba fueron extraídas muestras para ensayo de tensión y doblado trasversal a la unión soldada.

## Resultados y discusión

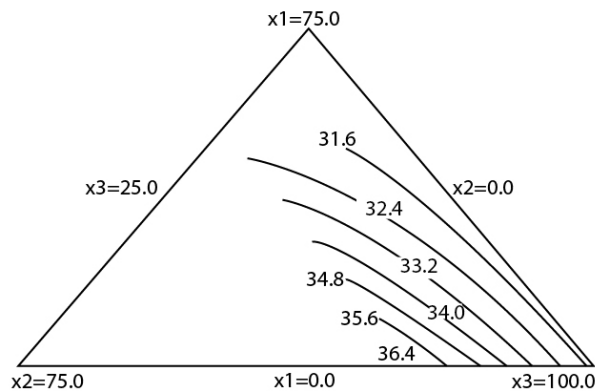
### Comportamiento de la fusión y la deposición

En todos los casos, el comportamiento de las tasas de fusión de los electrodos con revestimiento aplicado, en función de los contenidos de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y (Caliza+Fluorita) ( $X_3$ ) en el revestimiento (Figura 2), fue superior a la del electrodo AWS E6013 de referencia,

cuyo valor fue 26,84 g/min. Ello es algo esperado, ya que los electrodos experimentales presentan un revestimiento adicional (Figura 1). Se advierte que el mayor efecto sobre la tasa de fusión lo ejerce el Mn metálico, con tendencia de mayores valores hacia los bajos niveles de FeCrMn. El efecto marcado del Mn metálico coincide con lo planteado por diversos autores acerca de la influencia de adiciones metálicas en el revestimiento, entre los cuales [9, 15-17]. El manganeso se oxida frente al oxígeno con un efecto exotérmico ( $\text{Mn} + 1/2 \text{O}_2 = \text{MnO}$ ), que repercute en la energía global del proceso y en consecuencia en la tasa de fusión del electrodo. La fuente de oxígeno más importante en este proceso de oxidación es la caliza [16, 18], que por el calentamiento del electrodo al paso de la corriente se disocia ( $\text{CaCO}_3 = \text{CaO} + \text{CO}_2$ ), aportando  $\text{CO}_2$  a los gases que aumenta el potencial de oxígeno en la columna del arco ( $\text{CO}_2 = \text{CO} + 1/2 \text{O}_2$ ; (2)). La presencia de aleaciones en polvo en el revestimiento aplicado reduce la temperatura de la disociación del  $\text{CaCO}_3$ , mediante un efecto catalítico (sin efecto de otros componentes la disociación se verifica en el entorno de 850 °C) [20].

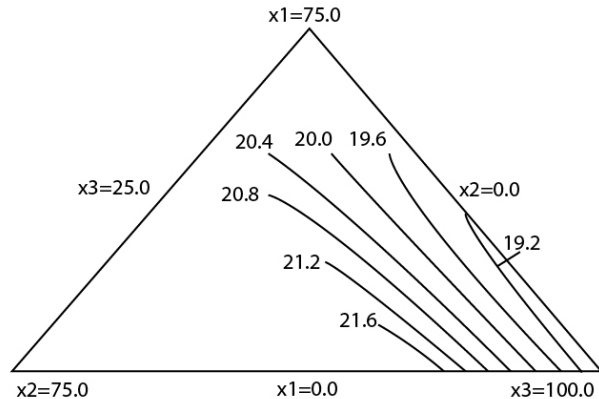
$$[P_{\text{O}_2}]^{1/2} = (P_{\text{CO}_2}/P_{\text{CO}}) \exp(-(\Delta G^\circ/RT)) \quad (2)$$

Donde,  $\Delta G^\circ$  es la energía libre de disociación del  $\text{CO}_2$ , R es la constante universal de los gases, T es la temperatura y  $P_{\text{O}_2}$ ,  $P_{\text{CO}_2}$  y  $P_{\text{CO}}$  son las presiones parciales del oxígeno,



metálico, que se encuentra en un estado más libre). A lo anterior se suman los mayores contenidos de Cr, Fe, Si, entre otros, presentes en el FeCrMn, que también podrían oxidarse frente al oxígeno con la liberación de energía ( $4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ;  $\text{Fe} + 1/2 \text{O}_2 = \text{FeO}$ ;  $\text{Si} + \text{O}_2 = \text{SiO}_2$ ), aunque de manera limitada en comparación con el Mn, por razones ante todo de actividad (de concentración) y por afinidad con el oxígeno en el caso del Cr y el Fe. Para relativamente tan altos contenidos de Mn y otros elementos que podrían actuar como desoxidantes (debe considerarse como una constante la presencia de FeMn en el revestimiento rutílico interior) el potencial de oxígeno, garantizado por la disociación del  $\text{CaCO}_3$ , podría resultar insuficiente para los procesos oxidativos exotérmicos, ya que en esta misma región se encuentran los valores más bajos de contenido de caliza. Al mismo tiempo, el hecho de que la presencia de aleaciones en polvo en el revestimiento reduzca la temperatura de disociación del  $\text{CaCO}_3$  puede llevar a que este proceso transcurra en un estadio que condiciona la ocurrencia menos intensiva de los procesos oxidativos. Ello concuerda con Allen et al [19], quienes muestran que la tasa de fusión pasa por un valor máximo al ser incrementados los contenidos de polvo de Mg o de Al.

El comportamiento de la tasa de deposición coincide de modo general con el de la tasa de fusión (Figura 2), por tanto son la oxidación exotérmica del manganeso y su



**Figura 2.** Comportamiento de las tasas de fusión y de deposición (g/min) en función de los contenidos en (%) de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y (caliza+fluorita) ( $X_3$ ) en el revestimiento aplicado. a) Tasa de fusión; b) Tasa de deposición.

del dióxido de carbono y del monóxido de carbono, respectivamente.

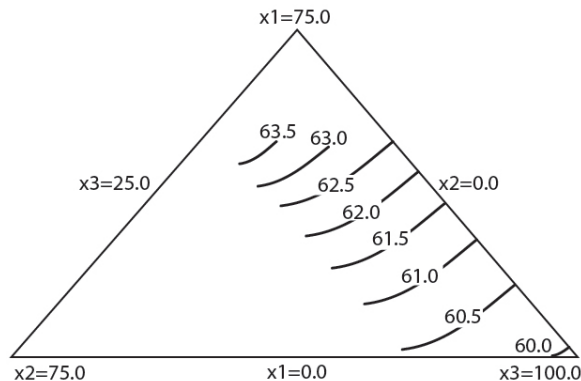
En la dirección de mayores valores sumatorios de FeCrMn ( $X_1$ ) y Mn metálico ( $X_2$ ), los valores de tasa de fusión son menores, pese a que al contenido propio de Mn del Mn metálico se añade el contenido de Mn presente en el FeCrMn (el Mn contenido en el FeCrMn está asociado dentro de esta aleación y por tanto para oxidarse requiere de una mayor activación que el Mn contenido en el Mn

relación con el potencial de oxígeno, dependiente de la descomposición de la caliza, los efectos gobernantes de tal comportamiento. A causa de tales efectos exotérmicos y a la presencia de mayor aporte por un revestimiento adicional, la tasa de deposición de los electrodos con revestimiento periférico es superior a la del AWS E6013 sin revestimiento aplicado (18,56 g/min).

En todos los casos la eficiencia de deposición de los electrodos con revestimiento aplicado (Figura 3) fue



inferior a la del AWS E6013, cuyo valor fue de 69,14 %. Ello es explicado por la diferencia en factores de revestimiento de los electrodos con y sin revestimiento aplicado. La región de valores más altos de eficiencia de deposición de la figura 3 no coincide con la región de los mayores valores de tasa de deposición y de fusión, lo que evidencia que los ritmos de crecimiento de dichas tasas son diferentes.

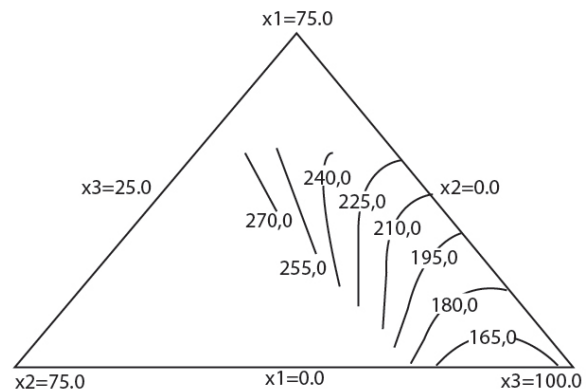


**Figura 3.** Comportamiento de la eficiencia de deposición (%) en función de los contenidos en (%) de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y (caliza+fluorita) ( $X_3$ ) en el revestimiento aplicado.

En la figura 3 se observa que los valores más altos de eficiencia de deposición están asociados a los mayores valores sumatorios de FeCrMn y Mn metálico (menores valores de (caliza+fluorita)). Esto se asocia a varios factores conjuntos: Primero, al existir una mayor concentración de elementos de aleación (y una mayor presencia de desoxidante) un mayor contenido de estos (Cr y Mn fundamentalmente) se transfiere al depósito, dado por su propia concentración (actividad). Segundo, la existencia de menores contenidos de  $\text{CaCO}_3$  en esta zona de composición lleva a un menor potencial de oxígeno y con ello a una menor oxidación de elementos, que se transferirían a la escoria ( $\text{Mn} + 1/2\text{O}_2 = \text{MnO}$ ,  $\text{Cr} + \text{O} = \text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe} + 1/2\text{O}_2 = \text{FeO}$ ). Tercero, la caliza se disocia con la liberación de  $\text{CO}_2$  a la atmósfera gaseosa y  $\text{CaO}$  que pasa a la escoria, al igual que la fluorita, por lo que a menor (caliza+fluorita) ( $X_3$ ), menores pérdidas hacia la escoria y los gases. Cuarto, como ya fue planteado, la presencia de alto contenido de aleaciones en polvo ejerce un efecto catalítico, disminuyendo la temperatura de disociación del  $\text{CaCO}_3$ , que hace la oxidación de elementos menos intensiva.

## Comportamiento de la dureza de los depósitos

La dureza, en función de los contenidos de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y (caliza+fluorita) ( $X_3$ ) en el revestimiento aplicado, crece hacia la región de mayores valores sumatorios de FeCrMn y Mn metálico (Figura 4), o sea en dirección opuesta al vértice de 100 % de (caliza+fluorita). Se advierte coincidencia de comportamiento de la eficiencia de deposición (Figura 3) y de la dureza del cordón (Figura 4), significando que los fenómenos que condicionan el comportamiento de la eficiencia de deposición están ligados al comportamiento de la dureza del cordón. De los cuatro factores señalados arriba como gobernantes del comportamiento de la eficiencia de deposición, solo el tercero no se vincula directamente al comportamiento de la dureza. Los tres factores que se vinculan con el comportamiento de la dureza están relacionados a la aleación del baño, por lo que el aumento de esta propiedad es consecuencia del aumento del Cr y Mn en el metal depositado.

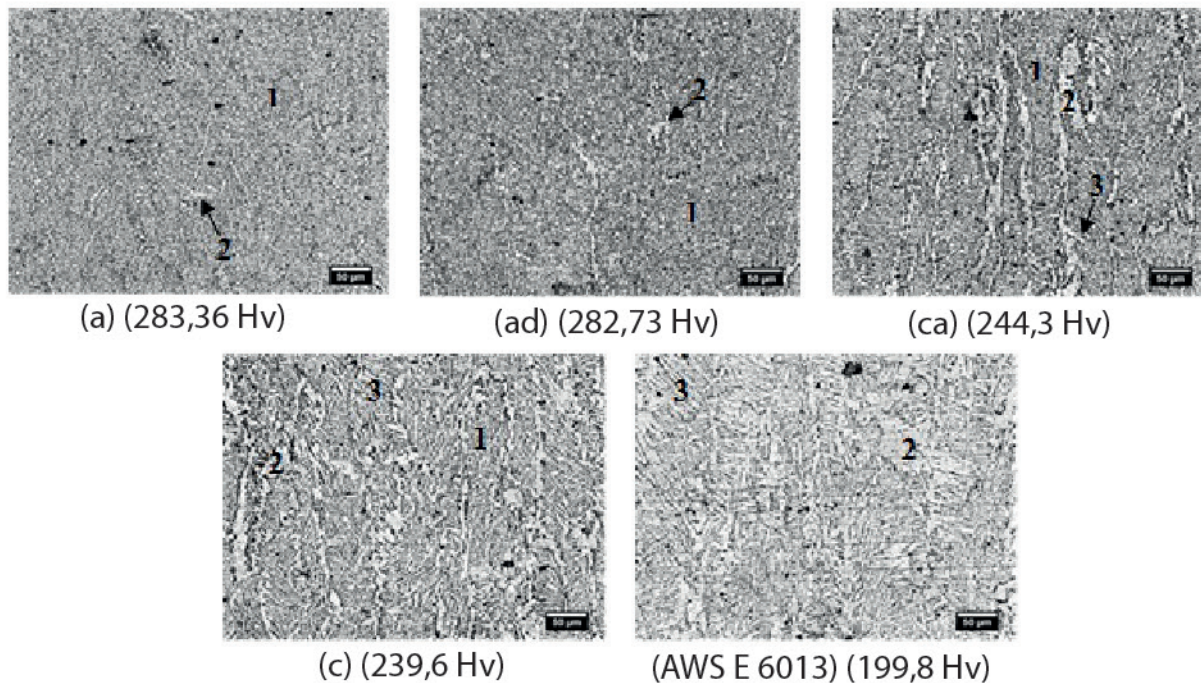


**Figura 4.** Comportamiento de la dureza del cordón (Hv) en función de los contenidos en (%) de FeCrMn ( $X_1$ ), Mn metálico ( $X_2$ ) y (caliza+fluorita) ( $X_3$ ) en el revestimiento aplicado.

Dado que el mejoramiento de las propiedades fisicomecánicas del cordón es deseado como criterio de desempeño de un electrodo, en base a los resultados de la dureza (Figura 4), se establece que la composición del revestimiento para el mejor desempeño debe enmarcarse en la siguiente composición:  $25 \leq X_1 \leq 50$  %;  $12,5 \leq X_2 \leq 50$  %;  $25 \leq X_3 \leq 37,5$  %, si se cumple que  $X_1 + X_2 \geq 50$  %. O sea, de acuerdo con la figura 1, la región de mejores resultados se enmarca en un triángulo de composición con vértices

en (a), (c) y (ad). Dentro de esta región se encuentran los electrodos (a), (ad), (ca) y (c) para los cuales los valores de dureza del cordón son, 283,36 Hv, 282,73 Hv, 244,3 Hv y 239,6 Hv, respectivamente. Estos valores de dureza, superiores a los obtenidos para el electrodo de referencia (para el AWS E6013 el valor obtenido es 199,8 Hv, enmarcado en la región de valores medios de la figura 4), validan la obtención de un metal del cordón de mejores propiedades físico-mecánicas.

de este depósito es menor (199,8 Hv). La mayor presencia de ferrita acicular en los depósitos (a) y (ad), se vincula a un mayor contenido de Cr y Mn, en correspondencia con mayores contenidos de estos elementos en el revestimiento de los electrodos (Figura 1). Tal aumento de la FA, a expensas de la disminución de la FSA y de la PF, con el incremento de los elementos de aleación en el depósito coincide con lo reportado por Surian et al [22]. El aumento del Cr y Mn en los depósitos mueve las



**Figura 5.** Microestructura del cordón de los electrodos (a), (ad), (ca) y (c) y para el AWS E6013. 1- Ferrita acicular, FA; 2-Ferrita primaria, PF; 3-Ferrita con segunda fase alineada, FSA.

En la medida que aumenta la dureza, la estructura es más fina (Figura 5). Hay similitud en la microestructura para los depósitos de los electrodos (a) y (ad), con predominio de ferrita acicular (AF) y poca presencia de ferrita primaria (PF). Los valores de dureza para estos depósitos son similares (283,36 Hv para el (a) y 282,73 Hv para el (ad)). Son también similares entre sí las microestructuras de los electrodos (ca) y (c). En relación a los depósitos (a) y (ad), el aspecto columnar de estos es más evidente, con mayor presencia de ferrita primaria (PF) y de ferrita con segunda fase alineada (FSA) y con menor presencia de ferrita acicular (AF)). Las durezas de estos depósitos son relativamente próximas entre sí (244,3 Hv para el (ca) y 239,6 Hv para el (c)). La microestructura del depósito AWS E6013 es de aspecto columnar, más basta que la de los experimentales, con predominio de ferrita primaria (PF) y de ferrita con segunda fase alineada (FSA). La dureza

curvas de transformación hacia la derecha, propiciando la formación de ferrita acicular. Al ser la microestructura gobernada por el efecto de los elementos de aleación que se transfieren al depósito, la energía de las reacciones de oxidación que ocurren con mayor intensidad en la gota, frente a la energía de entrada de la fuente de soldadura, tiene poco significado sobre la velocidad de enfriamiento del metal depositado.

### Comparación del electrodo experimental con revestimiento periférico de mejor desempeño frente al electrodo AWS E6013

En la tabla 1 se muestran los resultados de composición química de los depósitos del electrodo experimental



(a), de mejor desempeño, y del AWS E6013, usado como referencia. La adición del revestimiento periférico ha conducido a un aumento de los contenidos de manganeso y cromo, lo cual es reflejo de la composición del revestimiento añadido, con significativa presencia de estos elementos en los componentes de carga y con presencia de caliza y fluorita (Figura 1). El manganeso actúa parcialmente como desoxidante, favoreciendo la transferencia del cromo. La calcita y la fluorita, añadidas en el revestimiento periférico, aumentan la basicidad de la escoria, favoreciendo también la transferencia del cromo y del manganeso al metal depositado.

El silicio se mantiene prácticamente invariable con la aplicación del revestimiento al electrodo (Tabla 1). Este elemento es aportado por dos componentes del revestimiento periférico (Figura 1), pero la adición de caliza y fluorita en el revestimiento (aumento de la basicidad) limita su transferencia al metal depositado por la formación de silicatos de alta estabilidad que lo retienen en la escoria [23]. También el aumento de la basicidad es favorable a la disminución del fósforo y del azufre. Para este último, la adición de manganeso también lo disminuye [23].

(a) y del AWS E6013, usado como referencia. Las microestructuras de esta zona para ambos electrodos son similares, con presencia de ferrita con segunda fase alineada (FSA), de ferrita primaria de contorno de grano PF(G) y de perlita (P), sin presencia de microconstituyentes que comprometan la integridad.

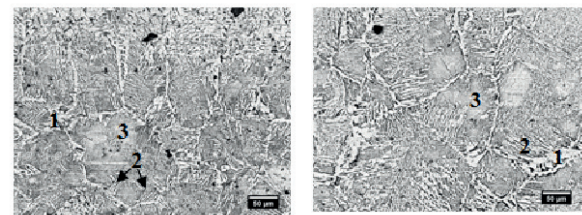
En los ensayos de tracción de las probetas de uniones soldadas con el electrodo experimental (a) y con el AWS E6013 (Tabla 2), la rotura fue dúctil por el metal de base en ambos casos (RT= 458 MPa y LF= 368 MPa para el experimental; RT= 465 MPa y LF= 364 MPa para el AWS E6013). Los resultados de doblez, cuyas probetas ensayadas se muestran en la figura 7, dan aceptado para ambos electrodos, tanto para el doblez de cara como para el doblez de raíz, de acuerdo con el código AWS D1.1 [21]. La falla dúctil por el metal de base en la tracción y los resultados de doblez confirman que la aplicación del revestimiento periférico al electrodo, al tiempo que aumentó la resistencia del metal depositado (Tabla 1), no imprimió cambios en la ZAT (Figura 6) que conduzcan a la falla de la unión.

**Tabla 1.**  
Composición química (% masa) y resultados de tracción del metal depositado

Electodo	C	Mn	Cr	Si	P	S	RT, (Mpa)	LF, (Mpa)	$\delta$ , (%)
AWS E6013	0,056	0,45	0,02	0,26	0,013	0,011	478	401	21
Experimental (a)	0,055	1,43	0,46	0,25	0,011	0,009	526	460	18

De acuerdo con la tabla 1, la aplicación del revestimiento periférico provocó un aumento de la resistencia del metal depositado (RT-Resistencia máxima, LF-Límite de fluencia), que se explica por las variaciones en la composición química. La ductilidad ( $\delta$ -Elongación) experimenta una leve disminución, quedando por encima del límite inferior de requerimiento de la norma [20].

La ZAT es la región de la unión soldada de mayor riesgo de falla, siendo crítica la zona de grano grueso, contigua a la línea de fusión. En la figura 6 se presentan las microestructuras de la zona de grano grueso de la ZAT, tomadas de las muestras de los depósitos de cordón sobre chapa del electrodo experimental de mejor desempeño



Electrodo experimental "a"

AWS E6013

**Figura 6.** Microestructura de la zona de grano grueso de la ZAT. 1-Ferrita primaria de contorno de grano, PF(G); 2-Ferrita con segunda fase alineada, FS(A); 3-Perlita, P.



**Figura 7.** Muestras de doblez. De izquierda a derecha, la muestra de doblez de cara del electrodo AWS E6013 y la del experimental (a), le siguen las de doblez de raíz en igual orden

## Conclusiones

Las tasas de fusión y deposición son gobernadas por los procesos oxidativos exotérmicos, que dependen de las relaciones de composición de los elementos metálicos en el revestimiento y del potencial de oxígeno en función del contenido de  $\text{CaCO}_3$ .

En la medida que aumenta el nivel de aleación, lo cual ocurre en el mismo sentido que la eficiencia de deposición, la microestructura es más fina y con mayor presencia de ferrita acicular. Tal modificación en la microestructura conduce al aumento de la dureza.

Para un mejor desempeño de los electrodos, correspondiente a una dureza del cordón entre 240 Hv y 283 Hv, el revestimiento periférico aplicado debe responder a las siguientes condiciones de composición:  $25 \leq \text{FeCrMn} \leq 50$  %;  $12,5 \leq \text{Mn} \leq 50$  %;  $25 \leq (\text{caliza} + \text{fluorita}) \leq 37,5$  %, si se cumple que  $\text{FeCrMn} + \text{Mn} \geq 50$  %.

El electrodo experimental de mejor desempeño presenta mayor resistencia del metal depositado que el AWS E6013 a causa de mayores contenidos de Mn y Cr. La resistencia máxima del metal depositado con el electrodo experimental es de 526 MPa y la del AWS E6013 es de 478 MPa. El límite de fluencia del metal depositado con el electrodo experimental es de 460 MPa y el del AWS E6013 es de 401 MPa.

La unión soldada con el electrodo experimental es fiable, ya que la microestructura de la zona de grano grueso de la ZAT se mantuvo similar a la del AWS E6013, al tiempo que la rotura de la unión a tracción fue dúctil por el metal de base y sin grietas no admisibles en el ensayo de doblez.

## Agradecimientos

A CAPES (Brasil) y al MES (Cuba) por el apoyo brindado para la realización de este trabajo en el marco del convenio

CAPES/MES.

## Referencias bibliográficas

- [1] Yavdoshchin I.R., Skorina N.V., Marchenko A.E. y Vakolyuk YU. D.; A.P. Paltsevich. "New electrodes for welding of carbon and low-alloyed steels". Paton Welding Journal. No 3 (2005) 36-37.
- [2] Mazel Yu A. "Development of high-productivity high-alloyed electrodes". Welding International, No 11 (2006) 913-917.
- [3] Cruz-Crespo A., Scotti A., Pérez M.R. "Operational behaviour assesment of coated tubular electrodes for SMAW hardfacing". Journal of Materials Processing Technology. Vol. 199, (2008) 265-273.
- [4] Cruz-Crespo A., Fernández Fuentes R., Scotti A. "The influence of calcite, fluorite and rutile on the fusion-related behaviour of metal cored coated electrodes for hardfacing". Journal of Materials Engineering and Performance. September (2009) 1059-9495.
- [5] Sham, K. y Liu, S. "Flux coating development for SMAW consumable electrode of high nickel alloys". Welding Journal. No 8 (2014) 271-281.
- [6] De Rissone N. M. R., Bott I. De S., Jorge J. C. F., Corvalán P. y Surian E. "ANS/AWS A5.1-91 E6013 rutile electrodes: The effect of wollastonite". Welding Journal, Vol. 76, No 11 (1997) 498-507.
- [7] De Rissone N. M. R., Farias J. P., Bott I. De S y Surian E. S. "ANS/AWS A5.1-91 E6013 rutile electrodes: The effect of calcite". Welding Journal. No 7 (2002) 113-124.
- [8] Farias J.P., Quites A.M. y Surian E.S. "The effect of magnesium content on the arc stability of SMAW E7016-C2L/8016-C2 covered electrodes". Welding Journal. Vol. 76, No. 6 (1997) 245-250.
- [9] Farias J.P., Scotti A., Bálsamo P. S. De S. y Surian E.S. "The effect of wallastonite on operational characteristics of AWS E6013 electrodes". J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng. Vol. 26, No 3 (2004) 317-322.
- [10] Sharma, C., Sharma, A. y Sharma, P. "Investigation of SMAW joints by varying concentration of rutile ( $\text{TiO}_2$ ) in electrode flux". International Journal of Engineering Research and General Science. Vol. 2, No 5 (2014) 281-288.

- [11] Sulima V.V.; Kucheroval M.I. "Ensuring the stable level of the quality of welding electrodes". *Avt Svarka*. No 11 (2002) 38-41.
- [12] Vornovitsky I.N., Zakharova N.V., Shishkova O.V., Vilisov A.A. y Zinchenko A.V. "Technological peculiarities of High-alloy Steel Welding by electrodes with rutile coating". *Paton Welding Journal*, No 2, 2005, 46s-47s.
- [13] Fleming D.A., Bracarence A. Q., Liu S. y Olson D. L. "Toward developing a SMA Welding electrode for HSLA-100 Grade Steel. *Welding Journal*. No 6 (1996) 171-176.
- [14] Yarovchuk A.V. "Effect of ferrochrome content on the oxidation-reduction processes in welding slags based on titanium dioxide". *Welding International*. No 8 (2005) 651-656.
- [15] Chen J. H. and Hand L. "Investigation of the kinetic process of metal-oxygen reaction during shielded metal arc welding". *Welding Journal* 68 (6) (1989) 245-251.
- [16] Bracarence A. Q. y Liu S. "Chemical composition and teandens control by endothermic reaction in the coating of covered electrodes". *Welding Journal*. No 12 (1997) 509-516.
- [17] Allen J. W., Olson D. L., y Frost R. H. "Exothermically assisted Shielded Metal Arc Welding". *Welding Journal*. No 7 (1998) 277-285.
- [18] Pokhonya I. K., Gorpenchyuk V. N., Milichenko S. S., Ponomarev V. E., Starodubtsev L. V. y Shvanchkov V. I., "Welding arc stability. Metallurgy of arc welding. Arc stability and electrode melting". Vol 1. Abington, Cambridge, UK. 1991.
- [19] Souza M.S. y Scotti A. "Caracterização computarizada de defectos de fabricação de eletrodos revestidos". *Proceedings of the XXIIth National Meeting on Welding Technology*, Blumenau, Brasil, ABS, July (1996) 133-143.
- [20] ANSI/AWS A5.1. "Specification for carbón steel electrodes for Shielded Metal Arc Welding". American Welding Society. USA. 2004.
- [21] AWS D1.1. "Structural Welding Code-Steel". 23rd Edition. American Welding Society. USA. 2015.
- [22] Surian E., De Rissone N. M. R., De Vedia L. "Influence of molybdenum on ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal properties". *Welding Journal*, No 4 (2005) 53-62.
- [23] Cruz-Crespo A., Quintana-Puchol R., Perdomo L., Gómez C. R., Díaz-Cedré E., García J. L. "Effect of CaO from the slag system MnO-SiO<sub>2</sub>-CaO on the chemical composition of weld metal". *Welding International*, Vol. 24, No 7 (2010) 518-523.

Recibido el 23 de Mayo de 2017

En forma revisada el 22 de Febrero de 2018



UNIVERSIDAD  
DEL ZULIA

---

## REVISTA TECNICA

DE LA FACULTAD DE INGENIERIA  
UNIVERSIDAD DEL ZULIA

**Vol. 41. N°2, Mayo - Agosto 2018\_\_\_\_\_**

*Esta revista fue editada en formato digital y publicada  
en Abril de 2018, por el **Fondo Editorial Serbiluz**,  
Universidad del Zulia. Maracaibo-Venezuela*

[www.luz.edu.ve](http://www.luz.edu.ve)  
[www.serbi.luz.edu.ve](http://www.serbi.luz.edu.ve)  
[produccioncientifica.luz.edu.ve](http://produccioncientifica.luz.edu.ve)