

EFECTO DE LA COMPOSICIÓN DE LA ESCORIA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES DEL METAL DEPOSITADO POR ELECTRODOS TIPO ANSI/AWS A5.1-91 E6013

Reemplazo de TiO_2 por MnO , FeO , CaO , MgO , K_2O o Na_2O

N. M. Ramini de Rissone⁽¹⁾, E. S. Surian⁽²⁾, R.H. Conde⁽³⁾ y L. A. de Vedia⁽⁴⁾

(1) Deytema, Facultad Regional San Nicolás, UTN.

(2) Air Liquide Argentina S.A./ Deytema, Facultad Regional San Nicolás, UTN.

(3) Intema. Facultad de Ingeniería. UNMP.

(4) Instituto de Tecnología Prof. Jorge Sábato (UNSAM-CNEA)/ Deytema, Facultad Regional San Nicolás, UTN

Email: mabelut@cablenet.com.ar

Este trabajo es parte de un programa de investigación que estudia la influencia de la variación del diseño del revestimiento de electrodos manuales revestidos del tipo rutilico, sobre las propiedades operativas del mismo y las características del metal depositado. En trabajos previos se encontró que el aumento de la basicidad de la escoria, obtenida a través de modificaciones del revestimiento, produjo un mejoramiento en las propiedades de impacto del metal depositado así como una disminución del hidrógeno difusible, unidos a modificaciones beneficiosas de las características operativas de los electrodos rutilicos. El objetivo del presente trabajo es el estudio de la influencia del reemplazo, en el revestimiento de un electrodo tipo ANSI/AWS A5.1-91 E6013, de óxido de titanio por óxidos de metales alcalinos (sodio y potasio), alcalino-térreos (calcio y magnesio) y óxidos de hierro y de manganeso, sobre la operatividad del electrodo y la microestructura, las propiedades mecánicas y el hidrógeno difusible del metal depositado. En las probetas de aporte puro efectuadas con cada uno de los siete electrodos diseñados para este estudio, se midieron las propiedades de tracción, de impacto y dureza. En un corte transversal de la misma probeta se determinó la composición química y se realizó el estudio metalográfico al microscopio óptico. Se observaron variaciones de operatividad relacionadas con el agregado de los distintos óxidos en ambas corrientes, disminución del hidrógeno difusible en el metal depositado y una mejora en las propiedades de impacto del depósito correspondiente a los electrodos en cuyo revestimiento se reemplazó parte del rutilo por óxido de sodio. Se están realizando estudios al microscopio electrónico y ensayos con mayor cantidad de óxidos, para marcar más los efectos encontrados.

I. INTRODUCCIÓN

A pesar de que los electrodos manuales revestidos rutilicos producen el mayor tonelaje del material depositado por soldadura en el mundo y que han sido producidos durante muchos años, no existe mucha información básica sobre ellos en la literatura técnica internacional. Trabajos realizados con electrodos tipo ANSI/AWS A5.1-91 E6013 indican que existe la posibilidad de aumentar la tenacidad del metal de aporte puro a través de por lo menos dos caminos:

a) Aumentando la basicidad de la escoria, con el incremento de carbonato de calcio del revestimiento, (**Refs. 1 y 2**) o mediante el reemplazo de óxido de silicio por óxido de calcio, usando wolastonita (50% CaO -50% SiO_2), en lugar de cuarzo (100% de SiO_2) (**Ref. 3**). En ambos casos, el contenido de oxígeno del metal de soldadura disminuye y la tenacidad aumenta. Sólo en el segundo caso se produjeron cambios microestructurales que podrían explicar el incremento de tenacidad observado. Las características operativas de los electrodos con la escoria modificada mantuvieron las típicas propiedades de los electrodos rutilicos, e

incluso se detectó un mejoramiento de operatividad en posición vertical ascendente (**Refs. 1 y 3**). La buena estabilidad de arco también se mantuvo en corriente continua y se mejoró en corriente alterna (**Ref. 4**).

b) Incorporando fuertes desoxidantes tales como magnesio y titanio en polvo al revestimiento, (**Refs. 5, 6, 7 y 8**), a fin de obtener menores niveles de oxígeno en el metal depositado, en algunos casos similares a los obtenidos con electrodos de revestimiento básico (**Ref. 6**). En estos casos se produjeron modificaciones microestructurales que resultaron en un mejoramiento de la tenacidad. Asimismo, se detectó la importancia de mantener el contenido de silicio del metal depositado por debajo de cierto valor a fin de asegurar buena tenacidad (**Refs. 7, 8, 9 y 10**).

El objetivo del presente trabajo es el estudio de la influencia del reemplazo en el revestimiento de un electrodo del tipo ANSI/AWS A5.1-91 E6013, de óxido de titanio (principal componente del mismo), por óxidos de metales alcalinos (sodio y potasio), alcalino-térreos (calcio y magnesio) y óxidos de Fe y de Mn, sobre:

- las características operativas de los electrodos.
- la microestructura del metal de aporte puro, analizada al microscopio óptico.
- las propiedades mecánicas del metal de aporte puro.
- el hidrógeno difusible del metal depositado.

II MATERIALES Y MÉTODOS

Electrodos

Sobre una fórmula standard de un electrodo de revestimiento rutilico de 4 mm de diámetro, se reemplazó óxido de titanio por titanatos de sodio, potasio, calcio, hierro férrico/ferroso y óxidos de magnesio y de manganeso. Este reemplazo produjo un aumento de la basicidad de la escoria al sustituirse un óxido ácido (TiO_2) por óxidos alcalinos (K_2O y Na_2O), óxidos alcalino-térreos (CaO y MgO), y anfóteros (FeO y MnO_2), de acuerdo con la fórmula del Índice de Basicidad de Boniszewski (Ref. 11):

$$IB = \frac{\text{CaF}_2 + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{CaO} + \text{MgO} + \frac{1}{2}(\text{FeO} + \text{MnO})}{\text{SiO}_2 + \frac{1}{2}(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2)}$$

Se obtuvieron así 7 electrodos, en los que se reemplazó 5 % de TiO_2 por 5 % de Na_2O , K_2O , CaO , MgO , FeO y MnO , respectivamente.

Soldaduras y ensayos

Con cada electrodo se soldó en corriente continua polo negativo al electrodo, una probeta de aporte puro según Norma ANSI/AWS A5.1-91: la Tabla 1 muestra los parámetros utilizados. De cada probeta se extrajeron (previo radiografiado) una probeta Minitrac (Ref. 12) para ensayo de las propiedades de tracción, un corte transversal para la medición de dureza y el estudio metalográfico y suficiente cantidad de probetas de impacto Charpy-V como para construir la curva Energía Absorbida vs. Temperatura de Ensayo. Las probetas fueron ensayadas en la condición como soldado. La tracción se ensayó a temperatura ambiente (previo tratamiento de deshidrogenado a 250 °C durante 6 horas) y los impactos a temperaturas entre 20 y -40 °C.

Composición Química

La composición química se obtuvo del quinto cordón superpuesto, a fin de evitar la contaminación con el metal base. El análisis de oxígeno y nitrógeno se llevó a cabo en equipos LECO, extrayéndose las muestras de los cuerpos de las probetas de tracción una vez ensayadas.

Estudio metalográfico

El análisis metalográfico se realizó sobre cortes transversales de las probetas soldadas mediante el uso de microscopía óptica. La cuantificación de los microconstituyentes de la zona columnar se realizó según el esquema propuesto por el IIW (Ref. 13), a 800x y analizando 10 campos de 100 puntos en cada probeta. La evaluación del tamaño de grano de la zona afectada térmicamente, del último cordón se realizó según la norma ASTM E112.

En la zona de localización de la entalla Charpy se midió la microdureza (Vickers con 1000g de carga) y el porcentaje de zonas columnares y afectadas térmicamente de grano fino y grano grueso.

Hidrógeno difusible

Con cada uno de los electrodos se determinó Hidrógeno Difusible (HD) del metal depositado según Ref. 14. Para esta determinación, los electrodos fueron secados a 120 °C y 420 °C, durante una hora

III RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Características operativas.

Los electrodos fueron probados en posiciones bajo mano y filete vertical ascendente, en CA con 55 V de vacío.

Bajo mano

Salpicaduras: El electrodo que presenta menor cantidad de salpicaduras, más pequeñas y en menor cantidad, es el 2-Na siguiendo en forma creciente 6-Mg, 7-Mn, 3-K, 5-Fe, 4-Ca y 1-Ti. Este último es el que presenta mayor cantidad de salpicaduras y más calientes (no se desprenden por cepillado, es necesario el corta frío). Ver Figura 1.

Desprendimiento de escoria: La escoria de los electrodos 1-Ti y 2-Na, cuarteada sola (Figura 1). Con la piqueta, en todos los casos el desprendimiento fue bueno, empeorando en el sentido siguiente: 5-Fe, 4-Ca- 3-K, 7-Mn, 6-Mg, 1-Ti, 2-Na. Este último electrodo deja bordes con escoria agarrada.

Conformación de cordón: La conformación de cordón empeora en la siguiente secuencia: 5-Fe, 6-Mg, 7-Mn, 2-Na, 1-Ti, 3-K. El cordón 1-Ti, si bien no es parejo presenta muy buen mojado. Ver Figuras 2 y 3.

Vertical ascendente

Ningún electrodo presenta cordones buenos, pero el peor es 1-Ti. El agregado de componentes básicos mejora todos los cordones haciéndolos más planos.

Escoria

Composición química

La Tabla 2 muestra la composición química de la escoria de cada uno de los electrodos. Se observa muy buena correlación entre dicha composición y las variaciones realizadas en el revestimiento de los electrodos. En todos los casos se detectó un aumento de

la basicidad de la escoria, medida a través del Índice de Basicidad de Boniszewski, siendo este aumento más marcado en los electrodos con Mg y Ca, decreciendo en los que tienen Na y K y menor en los que tienen los óxidos más ácidos, de Fe y de Mn.

Metal de aporte puro

Composición química

La Tabla 3 presenta la composición química del metal de aporte puro. Puede observarse la variación de oxígeno que se obtuvo con el reemplazo del TiO_2 por óxidos más básicos. Los menores valores de oxígeno se obtuvieron con los óxidos alcalinos (570-580 ppm), luego con los alcalino-térreos (650-680 ppm) y finalmente con los óxidos de Fe y de Mn, los niveles de oxígeno son sólo algo menores (730 ppm) y aún mayores (880 ppm) a los obtenidos con el electrodo original (790 ppm), que no tiene el TiO_2 reemplazado. Como tendencia general, se observan leves aumentos de Mn con la disminución de oxígeno (se protege la transferencia de Mn al haber menor cantidad de oxígeno). El Si, como comportamiento general, tiende a bajar con la disminución del oxígeno, pero este efecto no es muy marcado debido a que en estos electrodos, la incorporación de óxidos más básicos que el TiO_2 se realizó a expensas de este último, sin modificar el contenido de SiO_2 del revestimiento, a diferencia de lo que sucedió en la **Ref. 3** en que la incorporación de CaO se realizó reemplazando SiO_2 . Por esto, el contenido de Si disminuyó notablemente en el metal depositado, en este último trabajo.

Tomando en cuenta los valores de N obtenidos, podemos distinguir tres grupos: el menor contenido (90 ppm) para el 1-Ti, intermedios (110-120 ppm) para 2-Na, 4-Ca, 5-Fe, 6-Mg y 7-Mn, y alto (170 ppm) para 3-K. Se obtuvo un valor notablemente alto para este último electrodo.

Estudio metalográfico

En la Tabla 4 se presentan los valores de los porcentajes de microconstituyentes medidos en la zona columnar del último cordón de cada soldadura. Como puede observarse el metal de aporte puro de las probetas soldadas con los electrodos que depositan mayores contenidos de oxígeno: 1-Ti, 5-Fe y 7-Mn alcanzan mayores porcentajes de ferrita primaria (FP). Es esperable que para niveles altos de oxígeno la población de inclusiones sea tal que existan muchas de ellas con tamaños inferiores a $0.1/0.2 \mu m$ precipitadas en el borde de grano austenítico primario favoreciendo la formación de este microconstituyente. (**Refs. 15, 16 y 17**).

El efecto nocivo de la presencia de ferrita primaria en borde de grano está asociado a la posibilidad de proveer sitios de iniciación de fractura por clivaje y permitir una rápida propagación de la misma. La Figura 4 muestra algunas microfotografías de las estructuras observadas en esta zona.

En la zona afectada térmicamente del último cordón de soldadura se obtuvieron los valores de

tamaño de grano fino y grueso que se muestran también en la Tabla 4 para cada una de las condiciones analizadas. Puede observarse en esta tabla que los granos más refinados corresponden a las soldaduras realizadas con los electrodos a los que se les reemplazó TiO_2 por óxidos más básicos. La Tabla 5 presenta los resultados de las mediciones del porcentaje de las zonas afectadas térmicamente de grano grueso y fino y las zonas columnares correspondientes a la ubicación de la entalla Charpy-V, seleccionada para efectuar los ensayos de resistencia al impacto. El electrodo tomado como base, 1-Ti, presenta el mayor porcentaje de zona columnar, no teniendo este resultado relación directa con los valores de Charpy. Puede observarse en esta tabla que las probetas 2-Na, 5-Fe y 7-Mn tienen los mayores porcentajes de zona recristalizada de grano fino, estructuras éstas con menor presencia de segundas fases.

Durezas

En la Tabla 6 se presentan los resultados de la medición de microdureza realizada en la zona de trazado de la entalla Charpy-V. Aquí se puede observar que los menores valores de dureza corresponden a las probetas 2-Na, 5-Fe y 7-Mn, las cuales, tal como se dijo en el párrafo anterior tienen el mayor porcentaje de zona recristalizada de grano fino libre de segundas fases que puedan endurecer el material. La distribución de la microdureza a lo largo de la entalla Charpy-V de algunas de las probetas se puede ver en la Figura 5.

Propiedades de tracción

En la Tabla 7 se pueden observar los resultados de los ensayos de tracción. Todos los valores satisfacen los requerimientos de la norma AWS para este tipo de electrodos. Se observa una buena correlación entre los valores de resistencia a la tracción y límite de fluencia con el contenido de Mn. A mayores valores de Mn (electrodos 2-Na, 3-K, 4-Ca, 7-Mn), mayores de tracción. En especial el valor más alto de tracción se obtuvo con el metal depositado de mayor contenido de nitrógeno (170 ppm), que es el obtenido con el electrodo con K_2O .

Impacto Charpy-V

La Tabla 8 muestra los resultados de energía absorbida a cada temperatura de ensayo. Como resultado general, puede observarse que no hay un efecto marcado sobre las propiedades de impacto, excepto para el electrodo 2-Na.

Está generalmente aceptado (**Refs. 18**) que en metales de soldadura ferríticos aleados al C-Mn, la tenacidad disminuye con el aumento de: a) las propiedades de tracción y de dureza, b) los porcentajes de zonas columnares, c) el aumento del tamaño de los granos austenítico primario y recristalizados fino y grueso, d) la disminución del contenido de ferrita

acicular y el aumento de la ferrita primaria en las zonas columnares e) el contenido de nitrógeno. Además en depósitos provenientes de electrodos rúflicos la tenacidad aumenta con la disminución de los tenores de oxígeno y de silicio (**Refs. 3, 9 y 10**).

Los resultados obtenidos con 3-K presentan valores más bajos de tenacidad que 1-Ti, a pesar de tener menor contenido de oxígeno, menor porcentaje de zona columnar, menor tamaño de grano recristalizado, tanto fino como grueso, seguramente debido al muy alto contenido de N.

La tenacidad de los depósitos 4-Ca y 6-Mg, con valores intermedios de oxígeno y de nitrógeno, son similares a los obtenidos con el electrodo original 1-Ti, quizás debido a que por presentar similares niveles de tracción, dureza y Si, la disminución del oxígeno por sí sola no alcanza para mejorar la tenacidad.

Para los electrodos 5-Fe y 7-Mn se obtuvieron también similares resultados de tenacidad que con el electrodo 1-Ti. Estos electrodos presentaron parecidos niveles de oxígeno, nitrógeno y Si así como de tracción y un mayor porcentaje de ferrita poligonal (FP). La menor dureza obtenida no fue factor suficiente para aumentar la tenacidad.

Sólo el electrodo 2-Na presentó un mejoramiento de la tenacidad, probablemente debido a la marcada disminución de Si en el metal depositado, unido a menor tenor de oxígeno, bajo porcentaje de zona columnar, menor tamaño de grano recristalizado fino y baja dureza.

Hidrógeno difusible del metal depositado

En la Tabla 9 se presentan los resultados de la medición de hidrógeno difusible (HD) para las dos temperaturas. En todos los casos el reemplazo de TiO₂ produjo una disminución de los valores, para ambas temperaturas de secado. Como era de esperar, los contenidos de HD son menores a mayor temperatura de secado. Estos resultados confirman la relación que existe entre esta variable y la basicidad de la escoria, como fue encontrado previamente con el aumento de MgO y CaO en la escoria. (**Refs. 2, 3 y 19**)

IV CONCLUSIONES

El reemplazo de TiO₂ por distintos óxidos alcalinos, alcalino-térreos y de Fe y de Mn, dio por resultado:

- una mejoría en las propiedades operativas
- un aumento de la basicidad de la escoria
- leves variaciones de la composición química del metal depositado, en especial una disminución de los valores de oxígeno y un aumento de los valores de nitrógeno.
- leves variaciones de las propiedades de tracción, coherentes con las de composición química, pero todos los electrodos satisficieron los requerimientos de la norma ANSI/AWS A5.1-91, E6013.

- un aumento de la tenacidad para el electrodo en el que se reemplazó TiO₂ por Na₂O.
- una disminución de ferrita primaria en borde de grano, con excepción del electrodo 5-Fe.
- un menor porcentaje de zona columnar en la zona de ubicación de la entalla Charpy-V.
- una disminución del tamaño de grano fino y grueso de la zona recristalizada.
- Una disminución del hidrógeno difusible para todos los electrodos con aumento de basicidad, a ambas temperaturas de secado (siendo el HD menor a mayor temperatura de secado).

Se están ensayando reemplazos de TiO₂ con mayor porcentaje de óxidos más básicos a fin de marcar más los efectos obtenidos.

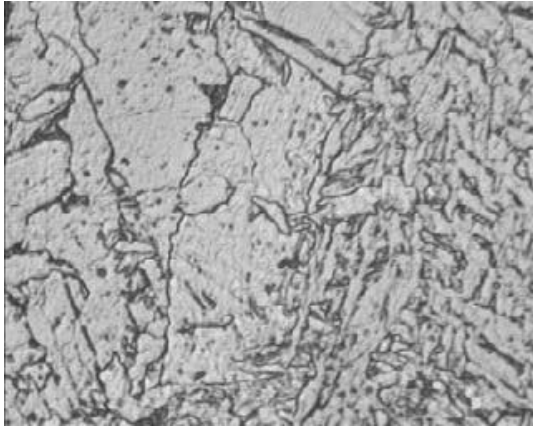
AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a AIR LIQUIDE ARGENTINA SA el uso de sus instalaciones para la soldadura de las probetas y la realización de los análisis químicos, a SIDERAR SA, a través del Ingeniero Norberto Bomvecchi, por la realización de los análisis de oxígeno y nitrógeno y al Centre Technique des Applications du Soudage-Air Liquide, Francia, por las determinaciones de hidrógeno difusible.

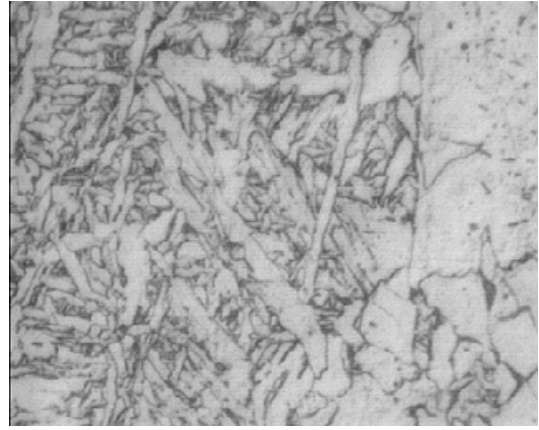
REFERENCIAS

- (1) Ramini de Rissone, N. M., Corvalán, P. and Surian, E. "The effect of the variation of the slag basicity on an AWS A5.1-91 E6013 type electrode" IIW-IIS Doc. II-A-929-94 (II-1262-95) and published in Spanish in "Revista de Soldadura" Madrid, 25(3), 1995:121-131.
- (2) Boniszewski, T., Evans, G.M. and Hart, P.H.M. "Studies of AWS E6013 rutile electrodes. Part 1: Effects of Calcium Carbonate". IIW-IIS Doc. II-A-931-94 (II-1263-95).
- (3) Ramini de Rissone, N., S. Bott, I., Jorge, J. C.F., Corvalán, P. and Surian, E. "AWS A5.1-91 E6013 rutile electrodes: the effect of wollastonite. Part 1: on diffusible hydrogen, operational behavior and all-weld metal properties" IIW-IIS Doc. II-A-931-95
- (4) Farias, J. P, de S. Bálamo, P.S. and Scotti, A. "AWS E6013 rutile electrodes: the effect of wollastonite. Part 2: on arc stability and economical characteristics". IIW-IIS Doc. II-A-953-95
- (5) Boniszewski, T. and Malsingh, I. "Studies of AWS E6013 rutile electrodes. Part 5: deoxidation with titanium and magnesium" IIW-IIS Doc. II-A-963-95
- (6) Boniszewski, T. and Malsingh, I. "Studies of AWS E6013 rutile electrodes. Part 6: generation of acicular ferrite". IIW-IIS Doc. II-A-975-96

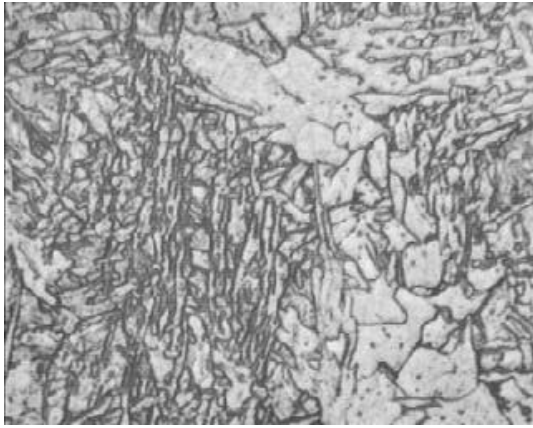
- (7) Edited by T. Boniszewski. "Round Robin Report Electrode 1366 from Doc.II-A-963-95" IIW-IIS Doc.II-A-984-96.
- (8) Edited by T. Boniszewski. "Modifications of Electrode 1366 from Doc. II-A-963-95 using FeTi40 instead of Titanium". IIW-IIS Doc. II-A-991-96.
- (9) Boniszewski, T. and Evans, G.M. "Studies of AWS rutile electrodes. Part 2: Changes in toughness at constant strength" IIW-IIS Doc. II-A-940-95 (II-A-1263-95).
- (10) Boniszewski, T. and Evans G.M. "Studies of AWS rutile electrodes. Part 3: Deoxidation with silicon". IIW-IIS Doc. II-A-948-95.
- (11) Tuliani, S. S., Boniszewski T. and Eaton, N. F. "Notch toughness of commercial submerged-arc weld metal" Welding Met. Fab., Aug. 1969, 37, pp 327-339.
- (12) Schnadt, H.M. and Leinhard, E.W. "Experimental Investigation of the Sharp-notch behavior of 60 steels at different temperature and strain rates" IIW-IIS Doc. 196-343-63.
- (13) "Guide to the Light Microscope Examination of Ferrite Steel Weld Metals" IIW-IIS Doc.IX-1533-88.
- (14) IIW Commission II, Arc Welding, 1991. "Measurement of Hydrogen in Ferritic Arc Weld Metal". IIW-IIS Doc. II-1155-91, The Hague 1991 Edition, Draft IIW/ISO Standard.
- (15) Liu, S. and Olson, D. L. "The role of inclusions in controlling HSLA steel microstructure". Welding Journal, 65, 6, 139s-149s, (1986).
- (16) Braid, J. E. M. and McGrath, J.T., "The influence of microstructure and strain on the toughness of welded joints in structural steels for offshore applications". Canadian Metallurgical Quarterly, V25, N°2, pp.131-143.(1986).
- (17) Bott, I de S., Ramini de Rissone, N.M. and Surian, E. S.. "AWS A5.1-91 E6013 Rutile electrodes: Effect of Wollastonite. Part 3: Evaluation of the inclusion influence on the all-weld metal toughness". 2° Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, (1997).
- (18) Abson, D.J. and Pargeter, R.J. "Factors influencing the as-deposited strength, microstructure and toughness of manual arc welds suitable for C-Mn steel fabrication". IIW-IIS Doc. II-1092-87.
- (19) Surian, E. 1997. "ANSI/AWS E7024 SMAW electrode : The Effect of Coating Magnesium Additions. Part 1: on operational behavior, diffusible hydrogen and all-weld metal mechanical properties and microstructure" IIW-IIS Doc. II-A-994-96. Welding Journal, 76 (10), 404-s to 411-s.



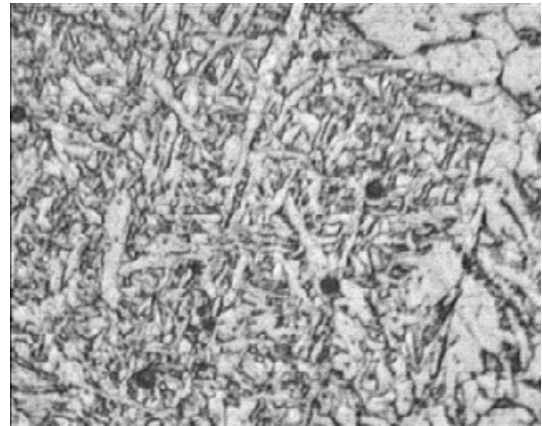
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4: Microestructura de la zona columnar del último cordón de soldadura de las probetas: a) 7-Mn (O:730ppm, b) 5-Fe (O:880ppm), c) 2-Na (O:570ppm) y 4-Ca (O:650ppm)

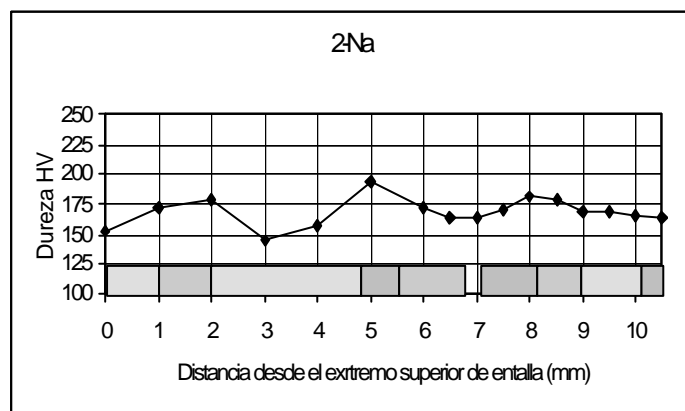
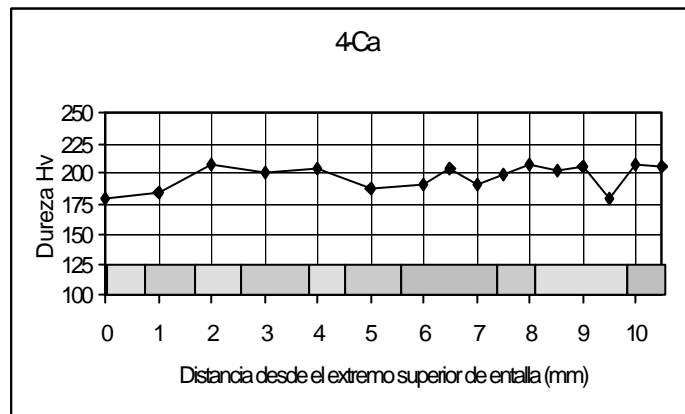
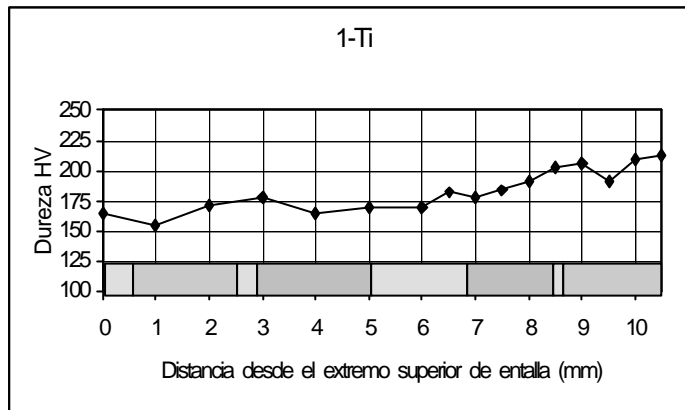


Figura 5: Distribución de dureza (estructura más blanda) vs distancia desde el extremo superior de entalla (mm) para los electrodos 1-Ti, 2-Na, 4-Ca y 5-Cr. Las zonas microestructurales son: Zona recristalizada de grano fino (0-1 mm), Zona recristalizada de grano grueso (1-10 mm), and Zona columnar (7-8 mm).

a: 1-Ti (electrodo de referencia), 2-Na

TABLA 1: PARÁMETROS DE SOLDADURA

Probeta	Tensión (V)	Intensidad (A)	Velocidad (mm/seg)	Calor aportado (kJ/mm)
1-Ti	25	175	2.3	1.9
2-Na	21	180	2.1	1.8
3-K	14	198	1.9	1.5
4-Ca	23	190	2.2	2.0
5-Fe	22	190	2.2	1.9
6-Mg	24	180	2.0	2.2
7-Mn	22	195	2.1	2.0

TABLA 2: COMPONENTES DE LA ESCORIA

Probeta	MnO %	FeO %	CaO %	SiO ₂ %	Al ₂ O ₃ %	TiO ₂ %	Na ₂ O %	K ₂ O %	MgO %	Total	IB
1-Ti	10.5	10.2	7.74	18.6	1.29	47.7	0.27	3.46	0.16	99.92	0.51
2-Na	10.1	11.8	7.92	15.6	1.00	42.7	2.19	3.34	0.16	94.81	0.66
3-K	10.0	9.10	7.11	16.7	1.07	46.9	0.30	7.53	0.13	98.84	0.64
4-Ca	9.90	10.4	14.0	16.3	1.16	41.6	0.29	3.53	0.15	97.33	0.75
5-Fe	10.9	12.3	7.50	18.6	2.33	42.5	0.38	3.99	0.42	98.92	0.58
6-Mg	10.0	12.8	7.48	18.3	1.17	38.9	0.31	3.24	7.11	99.31	0.76
7-Mn	14.3	10.4	7.36	17.3	1.98	41.5	0.39	3.49	0.32	97.04	0.62

TABLA 3: COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL METAL DE APORTE PURO

Probeta	C %	Mn %	Si %	P %	S %	O ppm	N ppm
1-Ti	0.066	0.41	0.25	0.014	0.016	790	90
2-Na	0.068	0.44	0.12	0.012	0.012	570	110
3-K	0.074	0.59	0.21	0.014	0.015	580	170
4-Ca	0.081	0.54	0.24	0.014	0.014	650	120
5-Fe	0.075	0.41	0.23	0.016	0.020	880	110
6-Mg	0.056	0.45	0.21	0.013	0.015	680	120
7-Mn	0.068	0.54	0.20	0.014	0.012	730	110

TABLA 4: PORCENTAJE DE MICROCONSTITUYENTES EN ZONA COLUMNAR Y TAMAÑO DE GRANO DE LA ZAT EN EL ÚLTIMO CORDÓN

Probeta	Microconstituyentes (%)					Tamaño de Grano (mm)	
	AF	PF(G)	PF(I)	FS(NA)	FS(A)	ZAT- GG	ZAT-GF
1-Ti	3	42	2	46	7	13.1	9.1
2-Na	7	32	4	51	6	9.1	7.4
3-K	7	30	5	54	4	10.8	7.4
4-Ca	14	29	1	54	2	10.1	7.1
5-Fe	2	45	3	43	7	9	6.5
6-Mg	6	31	3	57	3	10.8	8.6
7-Mn	17	35	4	36	8	11.2	8.1

FA: Ferrita acicular, FP(G): Ferrita primaria en borde de grano, FP(I): Ferrita primaria intragranular, FS(NA): Ferrita con segundas fases no alineadas, FS(A): Ferrita con segundas fases alineadas, ZAT: zona afectada térmicamente.

TABLA 5: DISTRIBUCIÓN DE ZONAS COLUMNARES Y ZAT EN LA ZONA DE UBICACIÓN DE LA ENTALLA CHARPY-V

Probetas	ZAT (%)		Zona Columnar (%)
	Grano Grueso	Grano fino	
1-Ti	34	27	39
2-Na	29	54	17
3-K	23	48	29
4-Ca	40	39	21
5-Fe	7	74	19
6-Mg	50	39	11
7-Mn	25	46	29

TABLA 6: MICRODUREZAS VICKERS (1000 g)

Probetas	Microdurezas			
	ZATGG	ZATGF	COL	Promedio
1-Ti	191	178	179	183
2-Na	171	163	177	168
3-K	188	172	189	181
4-Ca	193	197	199	196
5-Fe	147	141	146	143
6-Mg	181	183	192	183
7-Mn	170	158	159	160

TABLA 7: PROPIEDADES DE TRACCIÓN DEL METAL DE APORTE PURO

Probeta	Req. AWS	1-Ti	2-Na	3-K	4-Ca	5-Fe	6-Mg	7-Mn
RT (MPa)	414 m	484	512	580	524	483	501	509
LF (MPa)	331 m	406	444	529	462	413	446	448
% A	17 m	21.8	18.0	19.5	18.4	19.1	24.0	22.9

RT: Resistencia a la tracción; LF: Límite de fluencia; A: alargamiento; m: mínimo

TABLA 8: VALORES DE IMPACTO CHARPY-V (J)

Probeta	1-Ti	2-Na	3-K	4-Ca	5-Fe	6-Mg	7-Mn
-40 °C			7-5 6	8-6 7	10 10		
-20 °C	15-27-10 17	25-34-18 26	12-13-10 12	34-36-10 27	18-15-25 19	18-25-24 23	32-32-24 29
-10 °C	48-60-30 46	48-60-34 46	20-26 23	42-40 41	44-60-60 55	30-25 28	54-42-20 39
0 °C	77-79-50 68	88-95-98 94	44-37-64 49	83-56-71 70	65-72-76 71	69-68-64 67	74-68-64 69
20 °C	92-98- 92	112-128-120 120	78-99 88	101-116 109	78-90 84	90-87-94 90	96-91-88 92

Renglón superior: valores obtenidos; Inferior en negrita: promedio.

TABLA 9: HIDRÓGENO DIFUSIBLE

Electrodo secado a T °C x 60 min.	HD (ml/100 g de metal depositado) a 20 °C / 40 % HR
1-Ti -120	24.6
1-Ti -420	16.2
2-Na -120	22.5
2-Na -420	10.7
3-K -120	21.2
3-K -420	12.8
4-Ca -120	19.9
4-Ca - 420	15.0
5-Fe -120	20.9
5-Fe -420	12.3
6-Mg -120	19.8
6 Mg -420	13.1
7-Mn-120	19.7
7 -Mn -420	13.6

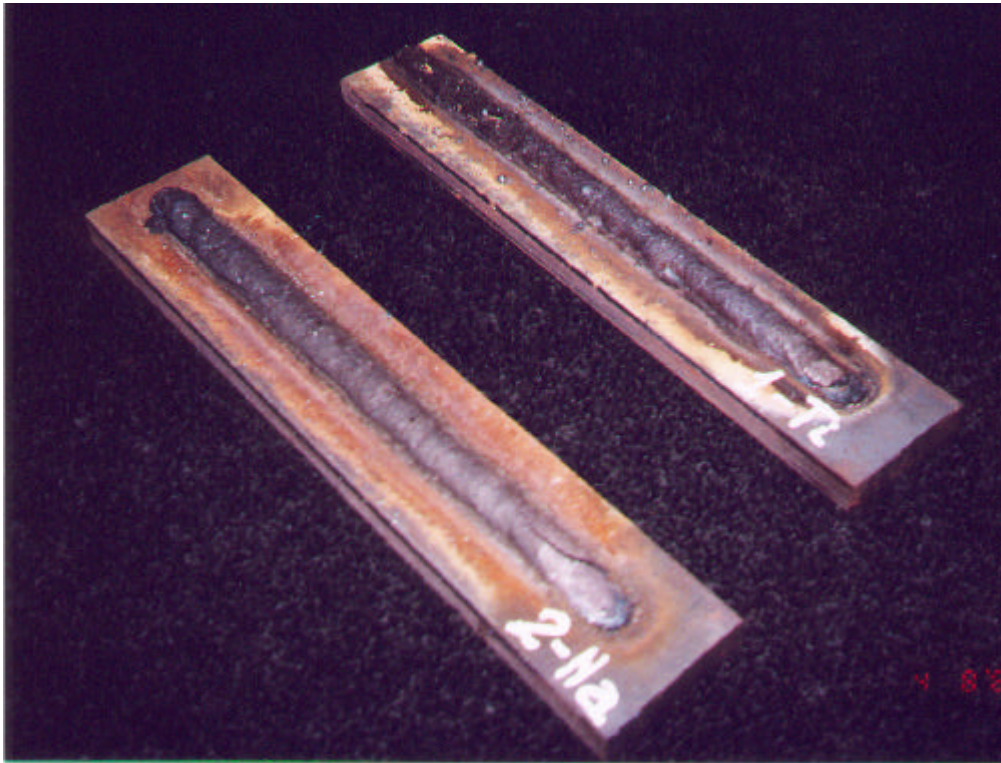


Figura 1: Cordones realizados con los electrodos 1-Ti y 2-Na, en posición bajo mano. Muestran la diferencia en cantidad de salpicaduras y el auto-desprendimiento de la escoria en ambos electrodos.

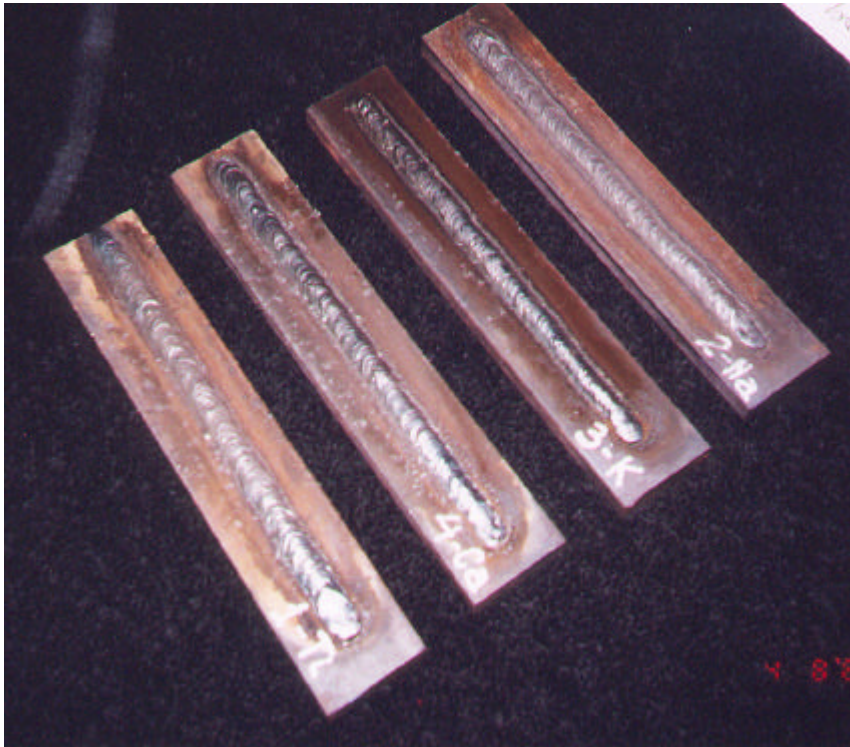


Figura 2: Cordones realizados con los electrodos 2-Na, 3-K, 4-Ca y 1-Ti en posición bajo mano y corriente alterna.

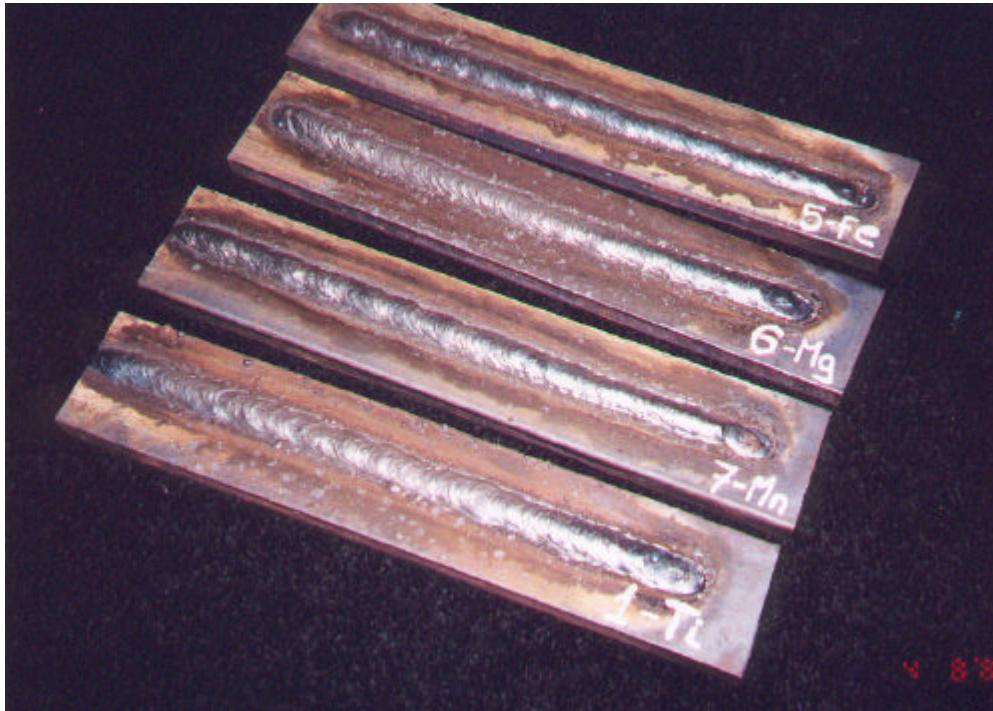


Figura 3: Cordones realizados con los electrodos 5-Fe, 6-Mg, 7-Mn y 1-Ti, en posición bajo mano y corriente alterna.