

## EFFECTO DEL CALOR APORTADO Y DEL TRATAMIENTO TÉRMICO POST SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE DEPÓSITOS DE SOLDADURA DE ACEROS 9 % Cr AVANZADOS

C. Marconi <sup>(1)</sup>, N. M. Ramini de Rissone <sup>(1)</sup>, H. G. Svoboda <sup>(2)</sup>, E. S. Surian <sup>(1,3)</sup> y L. A. de Vedia <sup>(4)</sup>

(1) DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales, Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, San Nicolás, ARGENTINA.

(2) LABORATORIO DE MATERIALES Y ESTRUCTURAS - Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, CONICET, Ciudad de Buenos Aires, ARGENTINA.

(3) SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Lomas de Zamora, Buenos Aires, ARGENTINA.

(4) INSTITUTO DE TECNOLOGÍA PROF. JORGE A. SABATO, Universidad Nacional de San Martín-Comisión Nacional de Energía Atómica, Provincia de Buenos Aires, ARGENTINA.

E-mail: [cmarconi@frsn.utn.edu.ar](mailto:cmarconi@frsn.utn.edu.ar)

### RESUMEN

*Los aceros 9 % Cr son ampliamente utilizados para servicio a alta temperatura, principalmente en aplicaciones relacionadas con la generación de energía. Últimamente se han desarrollado variantes de estos materiales incorporando B, W y Co al sistema de aleación, entre otros elementos. En la mayoría de sus aplicaciones estos aceros deben ser soldados. Es indispensable entonces, que el avance en el diseño de nuevos aceros sea acompañado por el desarrollo de consumibles y procedimientos de soldadura que aseguren la calidad de las uniones soldadas. En este trabajo se estudió el efecto del calor aportado y del tratamiento térmico post-soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del metal de aporte puro de un acero 9 % Cr avanzado. Se soldaron tres cupones con 0,7; 1,3 y 2,6 kJ/mm de aporte térmico, mediante el proceso de soldadura semiautomática mecanizada, con un alambre tubular flux-cored de 1,2 mm de diámetro, bajo protección de gas Ar-20%CO<sub>2</sub>. Se determinó la composición química y se realizaron tratamientos térmicos post soldadura a 760, 780 y 800 °C durante 0,5; 1; 2 y 4 horas. Se analizó la microestructura mediante microscopías óptica y electrónica de barrido y se midió la microdureza. Se realizaron ensayos de tenacidad con las probetas en condición como soldado y tratadas térmicamente. Como conclusiones se encontró que: El aumento de calor aportado en la soldadura provocó una menor energía absorbida en el ensayo de tenacidad en condición como soldado. Con el tratamiento térmico disminuyó la dureza y aumentó la tenacidad para todos los valores de calor aportado. Al aumentar el tiempo de mantenimiento disminuyó la dureza para 760 y 780 °C y aumentó para 800 °C, para los tres calores aportados. La disminución de la dureza produjo un aumento en la tenacidad. La mayor tenacidad se obtuvo con el menor aporte térmico y el tratamiento a 780 °C, durante 2 hs.*

**Tópico 2:** Materiales Metálicos

**Palabras clave:** acero Cr-Mo, microestructura, tratamiento térmico post soldadura, microdureza.

### 1. INTRODUCCIÓN

El desarrollo de plantas de producción de energía termoeléctrica ultra supercríticas requiere la utilización de nuevos aceros que permitan reforzar y estabilizar la matriz de martensita para las altas temperaturas y presiones necesarias [1-5]. Los aceros al Cr-Mo resistentes al creep compiten con los aceros inoxidable austeníticos al presentar mejor resistencia a la termofluencia lenta, mayor conductividad térmica y menor coeficiente térmico de expansión lineal, además de tener menores costos de fabricación y transformación en productos tubulares. Por otro lado, debido a su alta resistencia mecánica, los aceros con 9 % Cr permiten reducir los espesores de pared y mejorar la resistencia a la corrosión en comparación con los aceros convencionales de baja y media aleación, además de presentar mayor tenacidad y mejor comportamiento a la termofluencia lenta [3,5].

A partir del acero Cr-Mo ASTM A335 grado P91, últimamente, se han desarrollado nuevas aleaciones que permiten incrementar su resistencia a altas temperaturas mediante el agregado de W a expensas de una reducción en el contenido de Mo y adiciones de Co y B [1]. En la literatura existen algunos trabajos sobre consumibles experimentales que ajustan su composición química a la de estos nuevos aceros, para ser usados en los procesos de soldadura SMAW, GMAW y SAW [6,7], pero no se reporta ningún trabajo sistemático con alambres tubulares para soldar por el proceso FCAW.

Las propiedades mecánicas y la resistencia a la termofluencia del metal de aporte puro de estos aceros se obtienen después de un tratamiento térmico post soldadura. Este tratamiento debe realizarse a altas temperaturas, evitando superar la temperatura  $A_{c1}$ , ya que ocurrirían transformaciones microestructurales que podrían deteriorar las propiedades del metal de soldadura. La composición química del metal de aporte puro influye en las temperaturas de transformación de fases, especialmente el contenido de Ni y Mn; por esta razón se limita el agregado de estos elementos de manera tal que la relación Ni+Mn no supere el valor de 1,5 % en el metal depositado [6]. Aunque tales aceros normalmente tienen una microestructura completamente martensítica, ellos son susceptibles a la formación de ferrita- $\delta$ , principalmente durante los procesos de soldadura. La ferrita- $\delta$  tiene varios efectos negativos en las propiedades tales como la resistencia al creep, ductilidad y tenacidad. Por ello, es importante evitar su formación [8].

El objetivo del presente trabajo fue analizar el efecto del calor aportado (HI) y del tratamiento térmico post soldadura (PWHT), realizado a diferentes tiempos y temperaturas, sobre las propiedades mecánicas y la microestructura del metal de aporte puro de un acero 9 % Cr-Mo avanzado depositado por FCAW.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se soldaron tres probetas de metal de aporte puro según la norma ANSI/AWS A5.29-2005 [9], utilizando diferentes calores aportados (bajo, medio y alto), con un alambre tubular del tipo *flux cored* de 1,2 mm de diámetro que deposita un acero de 9 % de Cr resistente al creep, bajo el proceso de soldadura FCAW mecanizado con protección gaseosa de gas Ar-20%CO<sub>2</sub>. Las chapas empleadas en las probetas de aporte puro fueron de acero al carbono, habiéndose enmantecado la junta con el consumible a estudiar, según lo indica la mencionada norma. Los parámetros de soldadura empleados para cada una de las tres probetas se presentan en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Parámetros de soldadura de los cupones soldados.

Probetas	Condición	Intensidad (A)	Voltaje (V)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
B	Bajo calor aportado	140	24,0	4,80	0,7
M	Medio calor aportado	160	24,4	3,10	1,3
A	Alto calor aportado	255	32,4	3,13	2,6

Las soldaduras se realizaron con corriente continua polaridad positiva (DC+), con un caudal de gas de 20 L/min, y longitud libre del alambre de 20 mm. Las temperaturas de precalentamiento y entre pasadas fueron de 240 °C, valor obtenido según:

$$T_o = (M_s - 90) \pm 10 \text{ } ^\circ\text{C} \quad [10]$$

Para determinar las temperaturas de transformación se realizaron ensayos de dilatometría térmica lineal sobre muestras extraídas de las probetas soldadas, mediante un dilatómetro NETZSCH, con una velocidad de calentamiento de 15 °C/min y de enfriamiento de 15 °C/min hasta 400 °C, 5 °C/min hasta 200 °C y 2 °C/min hasta 50 °C. Luego se realizaron PWHT a diferentes temperaturas (760, 780 y 800 °C) y con distintos tiempos (30 min, 1h, 2h y 4h) de tratamiento para cada uno de los calores aportados analizados. De cada probeta soldada se extrajeron cortes transversales para estudios de composición química, metalografía y microdureza y probetas de impacto Charpy-V, en las diferentes condiciones de PWHT. La composición química del metal de aporte puro como soldado (AW) se determinó por espectrometría de emisión y los contenidos de C y S con equipos Leco. La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM). Para revelar la microestructura se utilizó el reactivo Vilella. Se realizaron barridos de microdureza Vickers con 1 kg de carga (HV1).

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Tabla 2 se presentan los resultados del análisis químico de las probetas de metal de aporte puro correspondientes a los tres calores aportados. Estos resultados no muestran variaciones relevantes de los contenidos de los diferentes elementos de aleación con el calor aportado (HI).

**Tabla 2.** Composición química del metal de aporte puro

Elementos	Probetas		
	B	M	A
C	0,12	0,12	0,11
Mn	1,03	1,02	1,00
Si	0,46	0,46	0,47
S	0,011	0,011	0,012
P	0,022	0,022	0,024
Cr	9,36	9,38	9,36
Ni	0,47	0,47	0,49
Mo	0,46	0,42	0,48
V	0,25	0,25	0,25
W	1,35	1,10	1,36
Ni+Mn	1,50	1,49	1,49

Las probetas de metal de aporte puro en condición AW, mostraron una estructura de matriz martensítica con presencia de ferrita- $\delta$ . La caracterización microestructural se realizó sobre el último cordón depositado. En la zona fundida se observó una estructura columnar típica de solidificación direccional de martensita gruesa sin revenir formada durante la solidificación directamente desde la pileta líquida [11]. Como se observa en la Figura 1 el ancho de los granos columnares de austenita primaria aumentó con el HI, siendo de 40  $\mu\text{m}$  para B, 50  $\mu\text{m}$  para M y 75  $\mu\text{m}$  para A. La dureza medida en esta zona de estructura preferentemente martensítica fue levemente superior para la probeta B comparada con la M y la A, hecho asociado al aumento de la velocidad de enfriamiento con la disminución del HI, de acuerdo con lo reportado en la literatura [10].



B: 493 HV1 y 40  $\mu\text{m}$

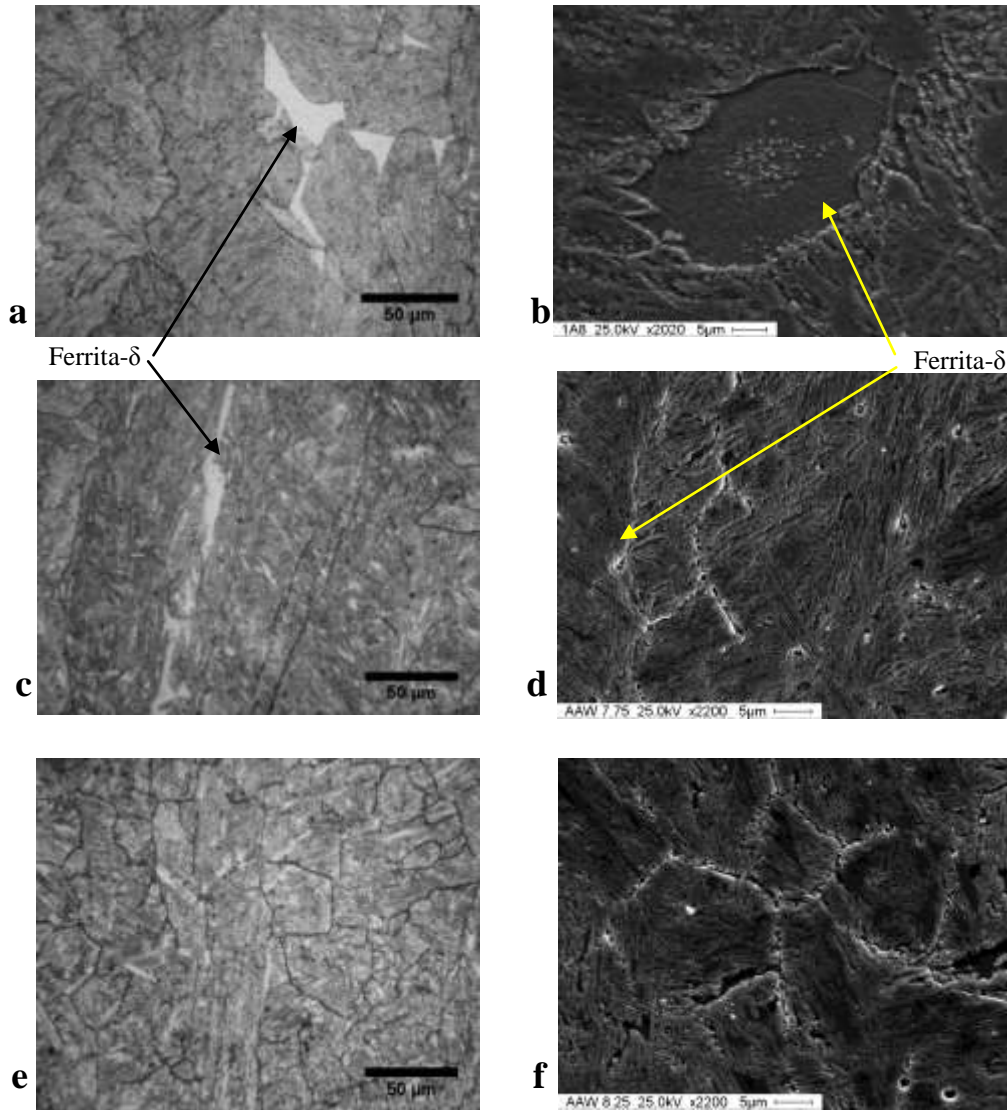
M: 463 HV1 y 50  $\mu\text{m}$

A: 460 HV1 y 75  $\mu\text{m}$

**Figura 1.** Microestructura, dureza y tamaño de grano de la zona columnar del último cordón en la condición AW para los diferentes HI

La ferrita- $\delta$  se encontró en forma de bloques intergranulares y como finas redes en bordes de grano (Figura 2 a y b), la cual quedó retenida durante el enfriamiento a alta velocidad desde la fase líquida en el cordón de soldadura. En la zona de la línea de fusión se observó una estructura martensítica columnar más fina (Figura 2 c y d), con ferrita- $\delta$  a lo largo de los bordes de grano austenítico primario. En esta región la estructura columnar primaria del cordón anterior sufre un calentamiento a temperaturas cercanas a la de fusión. A estas temperaturas el acero entra en el campo bifásico (ferrita- $\delta$  + austenita) y se produce una disolución parcial de los carburos [12 y 13]. Como resultado del posterior enfriamiento se obtiene una estructura de martensita virgen [11-13], enriquecida con el carbono proveniente de la disolución de los carburos y ferrita- $\delta$  retenida. En esta zona se

midió la máxima dureza, de alrededor de 520 HV para los tres HI. Este aumento de dureza es reportado por varios autores [1, 5, 11 y 12]. A aproximadamente 500  $\mu\text{m}$  por debajo de la línea de fusión, se observó una estructura martensítica equiaxiada y ferrita- $\delta$  en los bordes de grano, producto de la austenización parcial y posterior enfriamiento más lento [13]. El tamaño de grano varió entre 20 y 70  $\mu\text{m}$  y la dureza medida correspondió al mínimo valor, alrededor de 370 HV para los tres HI (Figura 2 e y f), debido al efecto de revenido de la última pasada sobre la pasada anterior.



**Figura 2.** Microestructura de la condición AW, LM y SEM: a y b) zona columnar; c y d) línea de fusión; e y f) ZAC.

En zonas de menor temperatura de la zona afectada por el calor (ZAC), el ciclo térmico provocado por la última pasada alcanzaría temperaturas intercríticas ( $Ac_1 < T < Ac_3$ ) y subcríticas ( $T < Ac_1$ ) en las que se reporta la precipitación de carburos del tipo  $M_{23}C_6$  [1,12-14]. Debido al carácter multipasadas del depósito, en algunos casos la ZAC del último cordón puede quedar superpuesta a la del cordón anterior eliminando parcial o totalmente alguna de las zonas mencionadas anteriormente. A su vez, la configuración de cordones presenta una fuerte influencia sobre la caracterización microestructural en la zona de la línea central del depósito, ya que si se depositan dos pasadas por capa la estructura predominante en dicha zona corresponde a la ZAC, mientras que si se cuenta con tres pasadas por capa predominan las zonas columnares y afectadas térmicamente en forma intercalada [15].

A fin de determinar la temperatura de PWHT límite y la temperatura de precalentamiento óptima se realizó un ensayo de dilatometría para definir las temperaturas críticas de transformación, sobre una muestra extraída del centro de la probeta M en condición AW. En la Tabla 3 se presentan los resultados obtenidos.

**Tabla 3.** Temperaturas de transformación

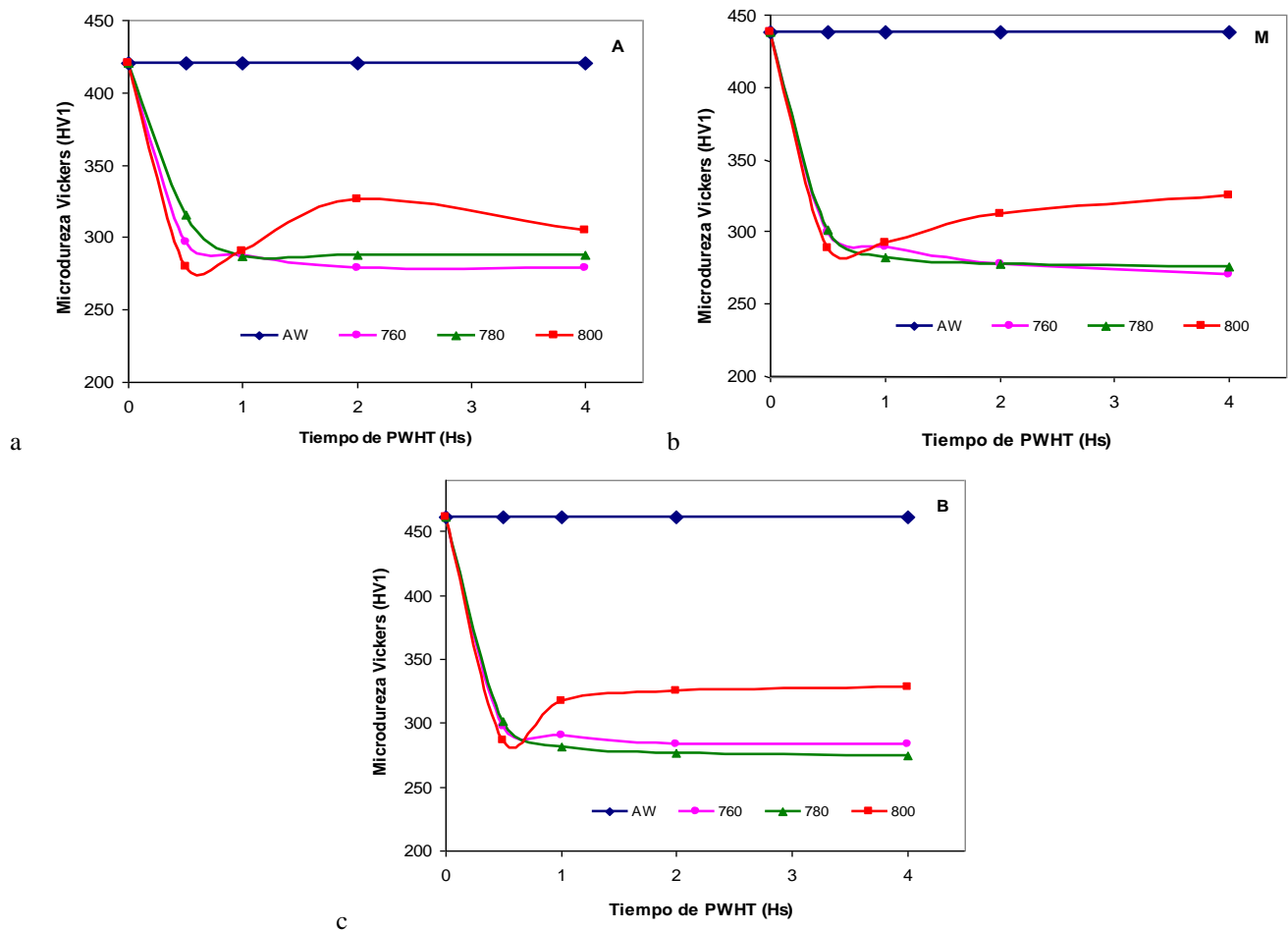
Temperatura crítica	Temperatura de transformación (°C)
$A_{c1}$	$820 \pm 10$
$A_{c3}$	$915 \pm 10$
$M_s$	$330 \pm 10$
$M_f$	$160 \pm 10$

La temperatura de inicio para la formación de austenita ( $A_{c1}$ ) fue de  $820\text{ °C}$ , por lo que la máxima temperatura de tratamiento térmico se definió en  $800\text{ °C}$  a fin de asegurar que las muestras no entraran en el campo austenítico, considerando las fluctuaciones de temperatura dentro del horno [6]. Asimismo se calcularon las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  según las siguientes ecuaciones y se compararon con las medidas por dilatometría:

$$M_s = 454 - 210 \cdot C + 4,2/C - 27 \cdot Ni - 7,8 \cdot Mn - 9,5 \cdot (Cr + Mo + V + W + 1,5 \cdot Si) - 21 \cdot Cu \quad \text{y} \quad M_f = (M_s - 190) \pm 10\text{ °C} \quad [10]$$

Para  $M_s$  el valor medido y el calculado fueron iguales, mientras que para  $M_f$  el valor calculado fue levemente inferior ( $140\text{ °C}$ ).

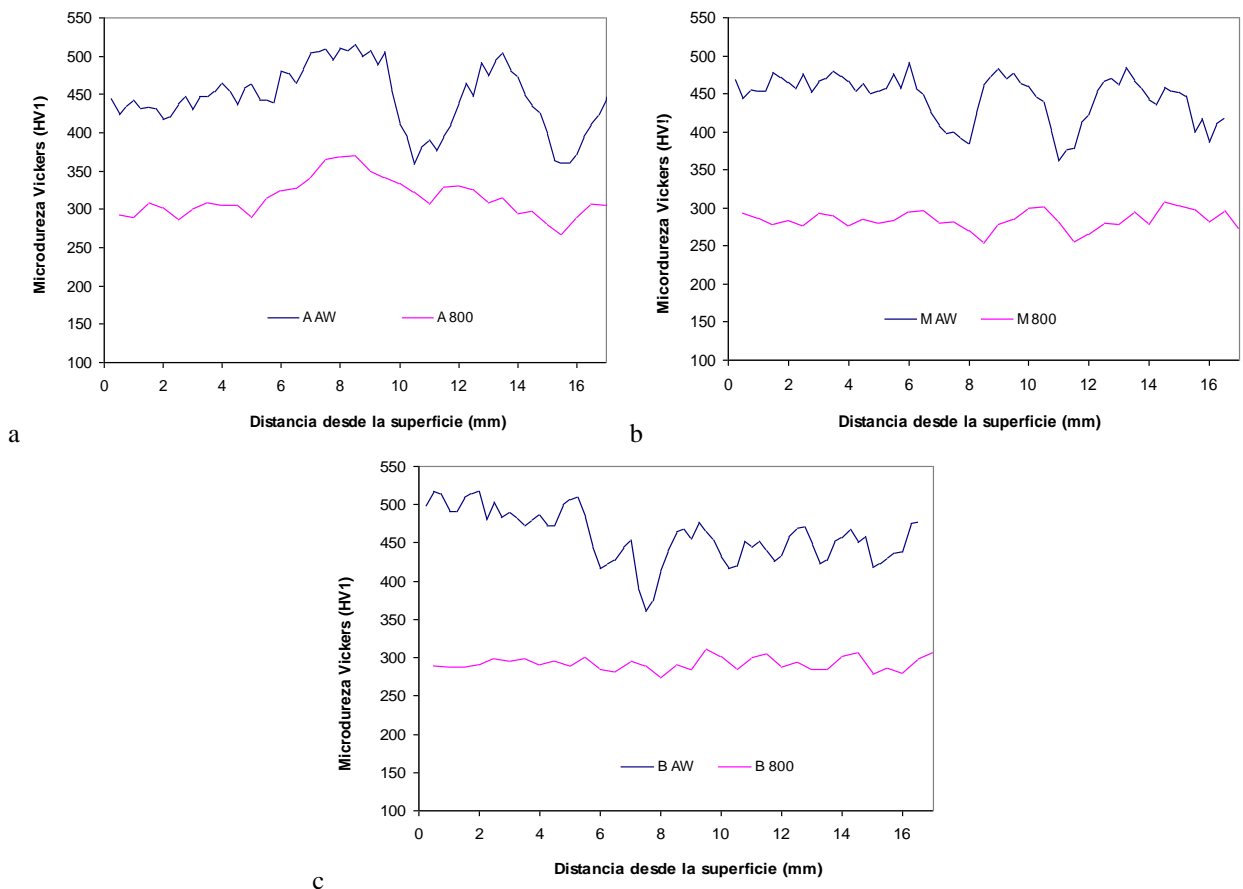
Los resultados de microdureza promedio para los tres cupones soldados en condición AW y con PWHT realizados a diferentes temperaturas y tiempos se presentan en la Figura 3.



**Figura 3.** Microdureza en función del tiempo de tratamiento para distintas temperaturas de PWHT: a- probeta A, b- probeta M y c- probeta B.

Se observó para la condición AW que con el aumento del HI disminuyó la dureza. Tal como muestra esta figura para todos los PWHT la microdureza cayó bruscamente en la primera media hora de tratamiento, observándose un mayor ablandamiento para las temperaturas más altas, en las tres condiciones de calor aportado. Para las temperaturas de tratamiento de 760 y 800 °C la dureza siguió disminuyendo para mayores tiempos de tratamiento, en todos los casos, mientras que para 800 °C se observó un aumento de la dureza para tiempos mayores de 30 min, en los tres niveles de HI. Este efecto podría estar asociado a la proximidad de la temperatura de tratamiento respecto de  $Ac_1$ . La heterogeneidad química propia de la soldadura podría generar austenita local en el calentamiento que en el enfriamiento se transformara en martensita, explicando así el endurecimiento observado [16]. Asimismo, ya que dicho fenómeno se incrementa con el tiempo de tratamiento podría también asociarse a efectos de precipitación [17].

En la Figura 4 se muestran los perfiles de microdureza correspondientes a las tres probetas en condición AW y luego del PWHT a 800 °C durante 2 hs, medidos sobre la línea central del depósito.

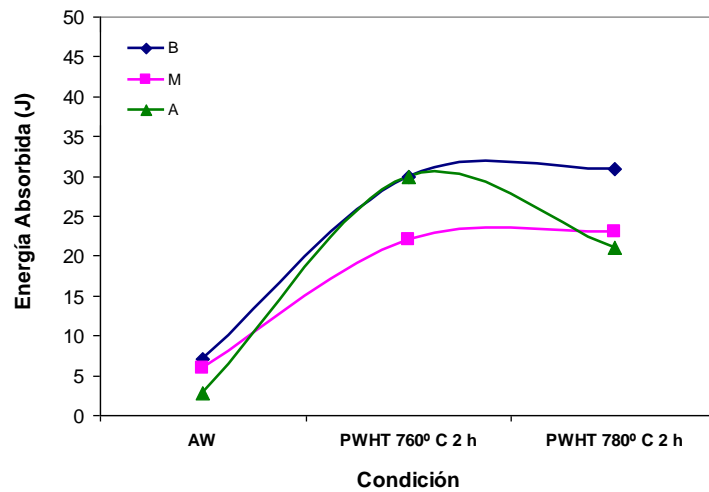


**Figura 4.** Perfil de microdureza AW y PWHT sobre la línea central del depósito: a- A, b- M y c- B.

Dichos perfiles muestran la variación mencionada para la condición AW. A su vez, dicha variación se ve disminuida luego del PWHT. Esta homogenización se observó para las distintas temperaturas de PWHT. También se pudo ver el efecto de ablandamiento del PWHT, respecto de la condición AW.

En cuanto a la tenacidad de las distintas configuraciones estudiadas, en la Figura 5 se muestra la energía absorbida en el ensayo de Charpy-V a 20 °C, para las condiciones AW y con PWHT a 760 y 800 °C durante 2 horas, para los 3 aportes térmicos. Para la condición AW se observó una leve disminución de tenacidad con el aumento del HI con una superficie de fractura completamente frágil, para los 3 valores de HI. En las probetas tratadas térmicamente a 760 °C la energía absorbida aumentó marcadamente para las probetas B y A y, en menor medida, para la probeta M; asimismo, el porcentaje de fractura dúctil en la superficie de fractura fue mayor. Para

las probetas tratadas a 780 °C no se observaron variaciones significativas en B y M, mientras que para A la energía absorbida fue menor.



**Figura 5.** Energía absorbida en el ensayo de Charpy-V a 20° C para las 3 condiciones de HI y diferentes PWHT.

Para completar el análisis de estos resultados se realizaron mediciones de microdureza en la zona cercana a la fractura de las probetas ensayadas. En la Tabla 4 se muestran los valores promedio obtenidos.

**Tabla 4.** Microdureza de las probetas Charpy-V.

HI	Microdureza HV1		
	AW	PWHT 760°C	PWHT 780°C
<b>B</b>	447	293	268
<b>M</b>	444	301	278
<b>A</b>	451	292	281

Como puede verse en la condición AW, en la probeta A se obtuvo el mayor valor de dureza y la menor energía absorbida. En la condición de PWHT a 760 °C el aumento de energía absorbida se correspondió con una disminución de dureza para las tres condiciones de HI, siendo la M la de mayor dureza y menor energía absorbida. Para 780 °C la probeta A mostró la mayor dureza correspondientemente con la menor energía absorbida. Estas variaciones observadas en la tenacidad pueden deberse al efecto del ciclo térmico sobre la precipitación de carburos, ya que las variaciones de dureza y tenacidad en soldaduras multipasada de este tipo de materiales, se relaciona con el revenido de la martensita y con la disolución y/o precipitación de carburos [18]. En este sentido se observó una correlación entre la menor dureza y la mayor tenacidad.

#### 4. CONCLUSIONES

El aumento de calor aportado en la soldadura provocó un engrosamiento de los granos columnares primarios así como un ablandamiento en la zona columnar del último cordón en condición AW y en menor medida en las condiciones con PWHT. Asimismo se observó una menor energía absorbida en el ensayo de tenacidad en condición AW. Con el PWHT disminuyó la dureza y aumentó la tenacidad para todos los valores de HI. Al aumentar el tiempo de mantenimiento disminuyó la dureza para 760 y 780 °C y aumentó para 800 °C, para los tres HI. A 760 °C aumentó la energía absorbida para los tres HI, siendo la condición de medio HI la que presentó el menor valor y a 780 °C para bajo y medio HI la tenacidad se mantuvo, mientras que disminuyó para alto HI. La disminución de la dureza produjo un aumento en la tenacidad. La mayor tenacidad se obtuvo para el menor aporte térmico y un PWHT de 780 °C, durante 2 hs.

## 5. REFERENCIAS

1. R. L. Klueh and D. R. Harries, "High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications"; Monograph 3, 2001, ASTM International.
2. C. Chovet, E. Galand, and B. Leduey, "Effect of various factors on toughness in P92 SAW weld metal"; IIW, 2007. IIW Doc. II-1646-07.
3. J. Oñoro, "Weld metal microstructure analysis of 9-12 % Cr steels"; International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 83 (2006), p. 540-545.
4. P.J. Ennis, "Recent advances in creep-resistant steels for power plant applications"; Sadhana, Vol. 28 (2003), p. 709-730.
5. M. Sireesha, S.K. Albert, and S. Sundaresan, "Microstructure and Mechanical Properties of Weld Fusion Zones in Modified 9Cr-1Mo Steel"; J. of Materials Engineering and Performance, ASM International, Vol. 10 (2001), p. 320-330.
6. K. Yamashita and A. Goto, "Welding Consumables for High Cr Ferritic Heat Resisting Steels for Fossil Fuel Power Boilers"; IIW, 2004. IIW Doc. II-A-138-04.
7. K.K Coleman and W. Newell, "P91 and Beyond"; Welding Journal, Vol. 08 (2007), p. 29-33.
8. R.G. Faulkner, J.A. Williams, E. Gonzalez Sanchez and W. Marshall, "Influence of Co, Cu and W on microstructure of 9 % Cr steel weld metals"; Materials Science and Technology, Vol. 19 (2003), p. 347-354.
9. ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2005, "Specification for low-alloy steel electrodes for flux cored arc welding", American Welding Society, (2005).
10. L. Béres, A. Balogh and W. Irmer, "Welding of Martensitic Creep-Resistant Steels"; Welding Journal, Vol. 8 (2001), p. 191-195.
11. V. Thomas Paul, S. Saroja, P. Hariharan, A. Rajadurai and M. Vijayalakshmi, "Identification of microstructural zones and thermal cycles in a weldment of modified 9Cr-1Mo steel"; Journal of Materials Science, Vol. 42 (2007), p. 5700-5713.
12. F. Abe, Torsten-Ulf Kern and R. Viswanathan, "Creep-resistant steels"; 2008, Woodhead Publishing Limited and CRC Press.
13. H. Wang, H. Zhang and J. Li, "Microstructural evolution of 9Cr-1Mo deposited metal subjected to weld heating"; Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209 (2009), p. 2803-2811.
14. D. Carrouge, H. K. D. H. Bhadeshia and P. Woollin, "Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable 13 % Cr martensitic stainless steels"; Proceedings of the Stainless Steel World conference 2002 (Houston, Texas, USA), p. 61-67.
15. G. M. Evans and N. Bailey, "Metallurgy of basic weld metal"; 1997, Abington Publishing.
16. H. Kumar, J.N. Mohapatra, R.K. Roy, R.J. Joseyphus and A. Mitra, "Evaluation of tempering behaviour in modified 9Cr-1Mo steel by magnetic non-destructive techniques"; Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210 (2010), p. 669-674.
17. M. Vijayalakshmi, S. Saroja, R. Mythili, V. Thomas Paul, V.S. Raghunathan, "Mechanical and kinetics of tempering in weldments of 9Cr-1Mo steel"; Journal of Nuclear Materials, Vol. 279 (2000), p. 293-300.
18. P.K. Ghosh and U. Singh, "Influence of pre- and post-weld heating on weldability of modified 9Cr-1Mo(V-Nb) steel pipe under shielded metal arc and tungsten inert gas welding processes"; Science and Technology of Welding & Joining, Vol. 9 (2004), p. 229-236.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a METRODE-Inglaterra por la donación de los consumibles, a CONARCO-ESAB-Argentina por la realización de los análisis químicos, a AIR LIQUIDE ARGENTINA por la donación de los gases de soldadura, al laboratorio de INTI-Mecánica por la realización de los ensayos de dilatometría, tenacidad y microscopía electrónica de barrido, a la APUENFI de la FI-UNLZ por el mecanizado de probetas y la ANPCyT por el apoyo financiero.