

Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura y las propiedades de un depósito inoxidable supermartensítico

S. Zappa ⁽¹⁾, H. Svoboda ⁽²⁾, E. Surian ^(1, 3), M. Ramini de Rissone ⁽³⁾, L. de Vedia ⁽⁴⁾

⁽¹⁾ *Secretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería - Universidad Nacional de Lomas de Zamora. Camino de Cintura y Juan XXIII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.
e-mail: sebazappa13@hotmail.com*

⁽²⁾ *Laboratorio de Materiales y Estructuras – Facultad de Ingeniería - Universidad de Buenos Aires. Av. Las Heras 2214 (1427), Ciudad de Buenos Aires, Argentina.*

⁽³⁾ *DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales- Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, Colón 332 (B290LWH) San Nicolás, Argentina.*

⁽⁴⁾ *Instituto de Tecnología Prof. Jorge A. Sabato - Universidad Nacional de San Martín-Comisión Nacional de Energía Atómica, CIC, Provincia de Buenos Aires, Argentina.*

RESUMEN

Se estudiaron los efectos del gas de protección (GP) y del tratamiento térmico post-soldadura (PWHT), sobre la operatividad del consumible y la composición química, la microestructura y las propiedades mecánicas del metal de aporte puro de un acero inoxidable supermartensítico, depositado por el proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa. Se soldaron cuatro cupones de aporte puro con un alambre tubular con relleno metálico (metal-cored) utilizando dos mezclas gaseosas como protección: Ar-5%He y Ar-20%CO₂. Se determinaron la composición química, la microdureza, las propiedades de tracción y la resistencia al impacto (Charpy-V) entre 20 y -60°C. La caracterización microestructural de los depósitos se realizó mediante microscopías óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM) y con difracción por rayos X (XRD). En cuanto a la operatividad, se observó un incremento en el nivel de salpicaduras con el contenido de CO₂ en la mezcla de protección. La composición química de los depósitos se vio levemente afectada por el tipo de gas utilizado. La microestructura estuvo constituida por martensita y ferrita, detectándose distintas fracciones de austenita (aprox. 5 a 30 %) en función de las distintas condiciones de soldadura y del PWHT. Para los distintos cupones, la resistencia a la tracción osciló entre 945 y 1010 MPa y la energía absorbida varió entre 18 y 63 J en función de la temperatura de ensayo. Se observaron leves disminuciones de dureza y resistencia a la tracción y aumento de ductilidad para las probetas soldadas con Ar-5%He y con PWHT. Esto estaría asociado a un menor contenido de carbono, al revenido de la martensita y al incremento de la austenita. Asimismo, para estas condiciones, se observaron los mayores valores de tenacidad. Este hecho estaría asociado a un menor contenido de oxígeno y al aumento de la austenita-y. Si bien, para las soldaduras con Ar-20%CO₂ sin PWHT se obtuvieron menores valores en estas propiedades, estas variaciones no fueron significativas, presentando el uso de estos parámetros, una fuerte reducción en costos operativos.

Palabras Claves: acero inoxidable supermartensítico, soldadura, tratamientos térmicos, microestructura, propiedades mecánicas.

1. INTRODUCCIÓN

El uso de aceros inoxidable supermartensíticos (SMSS) se ha introducido en la industria del gas y del petróleo hace poco más de 10 años y se han observado considerables avances en el desarrollo de los mismos. Desde mediados de la década del 90, la soldadura de estos aceros ha sido empleada en cantidades crecientes, casi exclusivamente en estas industrias. La primera aplicación de los aceros clásicos 13%Cr fue en gasoductos en 1980. Para obtener buenas propiedades en cuanto a la tenacidad, incluso en condiciones ambientales benignas, se aplicaron diversos precalentamientos y tratamientos térmicos post soldaduras (PWHT). Estas instalaciones continúan operando con éxito. Hoy en día, tal grado de acero, no es considerado adecuado debido a limitaciones de soldabilidad en aplicaciones actuales, teniendo requerimientos de tenacidad, que nunca serían alcanzados con un acero clásico 13 %Cr. La soldadura con los nuevos SMSS, comenzó en 1995 cuando una empresa Noruega, empleó estos materiales para cañería de conducción [1]. Para mejorar el control microestructural, dos ajustes específicos fueron aplicados a los aceros 13 %Cr convencionales: el C fue reducido (o casi eliminado por las técnicas de fabricación modernas) y el Ni fue agregado para promover la austenita. El Ni presenta ciertas mejoras en comparación con el C: amplía el rango austenítico más eficazmente, sin incrementar la dureza de la martensita. Hoy en día, se sabe que una matriz martensítica de bajo C, ofrece mejores propiedades que una con una combinación de ferrita – martensita. Esto se logra con el agregado de Ni para obtener un balance crítico en la composición química [2]. Los nuevos SMSS contienen un muy bajo contenido de C y altos contenidos de Ni y Mo para mejorar la soldabilidad, obtener una estructura libre de ferrita delta y mejorar la tenacidad y la resistencia a la corrosión [3].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se soldaron cuatro probetas de metal de aporte puro según la norma ANSI/AWS A5.22-95 [4] con un alambre tubular de relleno metálico de 1,2 mm de diámetro que deposita un acero inoxidable supermartensítico, bajo el proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa. Los parámetros de soldadura de los cuatro cupones están resumidos en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros de soldadura

Cupón	Tipo de gas de protección	Condición	T [V]	C [A]	V [mm/s]	CA [kJ/mm]
HA	Ar – 5 % He	AW	25	226	5,0	1,2
CA	Ar – 20 % CO ₂	AW	26	232	6,0	1,1
HP	Ar – 5 % He	PWHT	25	227	5,0	1,2
CP	Ar – 20 % CO ₂	PWHT	26	226	5,5	1,1

T: tensión; C: corriente; V: velocidad de soldadura; CA: calor aportado

Las chapas empleadas para 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 [4]. En todos los casos la posición de soldadura fue bajo mano y el aporte térmico fue similar. El caudal del gas de protección fue de 18 L/min. Las temperaturas de precalentamiento y entre pasadas fueron de 100 °C. Una vez soldados los cupones se realizaron evaluaciones

radiográficas de los mismos según la norma ANSI B.31.3 con el fin de detectar defectos existentes. De cada probeta soldada se extrajeron cortes transversales para el estudio de la macro y microestructura, la determinación de la composición química y la microdureza. Para poder analizar la operatividad del consumible se relevó en forma cualitativa el nivel de salpicaduras producido con ambos gases de protección empleados y la forma del último cordón soldado. Sobre uno de los cortes de cada probeta soldada se determinó la composición química, en la zona central del corte, correspondiente al metal de aporte puro (MAP), mediante la técnica de espectrometría de emisión, excepto los contenidos de C, O, N y S que fueron determinados empleando un Leco. La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica (LM), microscopía electrónica de barrido (SEM) y difracción de rayos X (XRD). Mediante metalografía cuantitativa se determinó la fracción de ferrita presente en cada caso, según la norma ASTM E562-99 [5]. Además, se determinaron los valores de microdureza Vickers HV_1 . La Figura 1 muestra un esquema de un corte transversal y las distintas zonas anteriormente mencionadas.

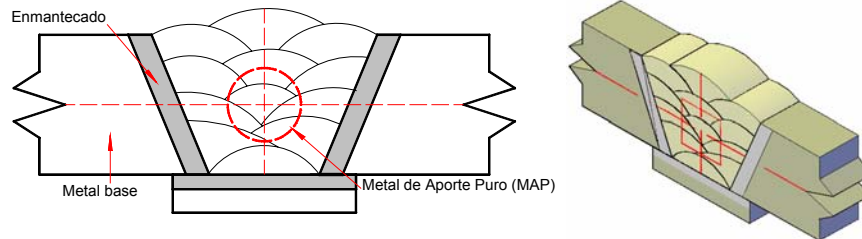


Figura 1. Corte transversal y zona de MAP

Por otro lado, de cada probeta soldada se mecanizaron probetas de tracción de metal de aporte puro “transversales” según la norma ASTM E8-04 [6] y entre 15 y 20 probetas para ensayo de impacto tipo Charpy-V según la norma ASTM E23-05 [7]. En la Figura 2 se observa un esquema de la probeta de tracción, de impacto Charpy y la zona de extracción de las mismas, respectivamente.

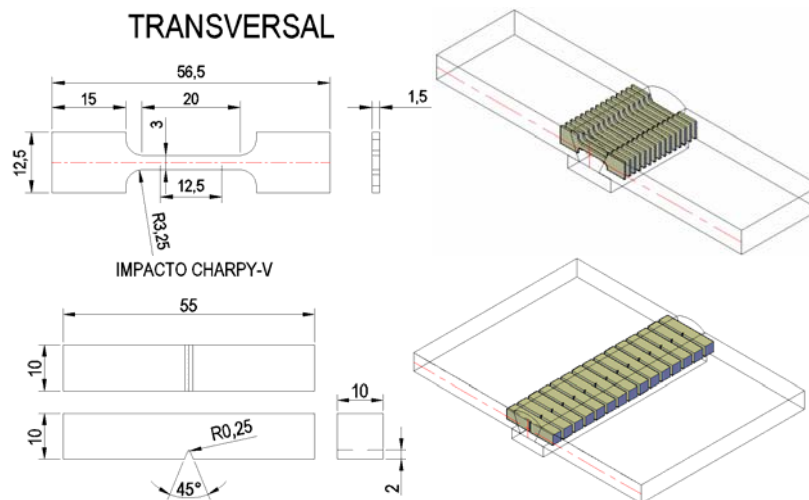


Figura 2. Dimensiones y zona de extracción de las probetas de tracción y de impacto

Finalmente, se determinaron las propiedades en tracción del metal de aporte puro para cada condición, como así también la tenacidad a 20, 0, -20, -40 y -60 °C. El tratamiento térmico post-

soldadura (PWHT) efectuado fue a 650 °C durante 15 minutos. Estos parámetros de tratamiento térmico se eligieron en función a lo recomendado por el fabricante y estudios realizados previamente [8].

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Operatividad y penetración

Las radiografías de las probetas soldadas mostraron un bajo nivel de defectos. La Figuras 3 muestra el perfil del último cordón soldado para los cupones HA y CA respectivamente. A fin de evaluar la operatividad del consumible con los distintos gases estudiados se realizó un relevamiento cualitativo del nivel de salpicaduras. En las Figuras 3 y 4 se puede apreciar los resultados obtenidos en este sentido. Como se ve en las figuras mencionadas, se tiene un aumento de la cantidad de salpicaduras producidas durante la transferencia metálica al emplear el gas de protección con CO₂.

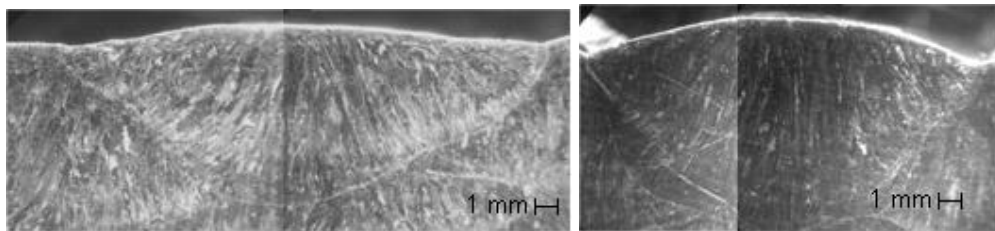


Figura 3. Perfil del último cordón de soldadura de las probetas HA y CA, respectivamente.

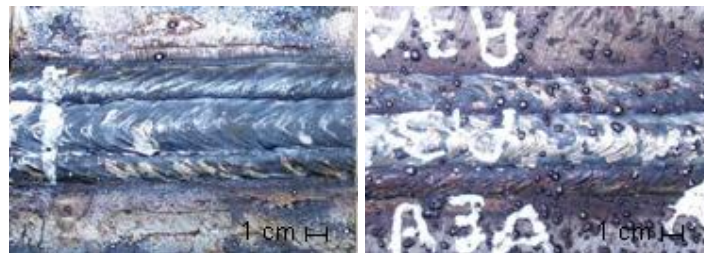


Figura 4. Nivel de salpicaduras en las probetas HA y CA, respectivamente.

Para los parámetros de soldadura empleados la transferencia metálica se produciría según un régimen mixto globular-spray. El cambio de un modo a otro está caracterizado por una corriente de transición. Ésta depende del gas de protección empleado y aumenta con el contenido de CO₂, debido a que la presencia de este gas en la atmósfera del arco limita las fuerzas de origen electromagnético que controlan la transferencia tipo spray [9]. En este sentido, al emplear mezclas gaseosas con contenidos de CO₂ se retrasa hacia mayores valores de corriente la transición globular-spray, por lo que el nivel de salpicaduras, asociado a la transferencia globular, aumenta. Por otro lado, a mayor contenido de CO₂ en el gas de protección es mayor la penetración de los cordones soldados, según lo reportado previamente [9]. La Tabla 2 muestra la relación ancho/penetración para cada cupón soldado.

Tabla 2. Relación ancho/penetración de los cupones soldados

Cupón	Ancho/Penetración
HA	2,7
CA	1,9

3.2. Composición química

En la Tabla 3 se presenta la composición química obtenida para los distintos MAP analizados. Los valores se expresan en porcentaje en peso y en partes por millón (ppm) para el C, O y N. El contenido de C nominal para este tipo de materiales es de alrededor de 100 ppm [10, 11].

Tabla 3. Composición química del metal de aporte puro para cada gas de protección

Prob.	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	O	N
HA	140	1,72	0,44	0,015	0,015	11,82	6,21	2,69	0,48	0,09	380	50
HP	130	1,75	0,46	0,015	0,015	11,95	6,19	2,72	0,46	0,09	380	40
CA	180	1,57	0,42	0,016	0,016	12,16	6,12	2,47	0,41	0,09	710	140
CP	190	1,49	0,40	0,016	0,013	11,06	6,21	2,44	0,36	0,09	950	150

En este tipo de materiales para obtener buena tenacidad y valores apropiados de dureza son necesarios bajos contenidos de O, C, N y S [12, 13]. Se ha reportado que el contenido de C afecta fuertemente la dureza y la tenacidad para este tipo de aceros, obteniéndose buenos resultados para valores menores a 100 ppm [14]. En este caso, para la condición con CO₂ en el gas de protección, el valor medido se encuentra cercano a las 200 ppm. Este hecho podría tener asociada una disminución en la tenacidad respecto de lo esperado. En cuanto al contenido de O presente en el metal de soldadura, al superar las 300 ppm la energía absorbida cae bruscamente [14]. Este elemento se encuentra vinculado con el consumible y proceso de soldadura empleado. Los contenidos de O y N fueron marcadamente mayores en las probetas soldadas con la mezcla que contenía CO₂; también aumentó levemente el contenido de C. Además, los elementos como el Cu, Mn, Mo, Ni y Cr disminuyeron levemente con el contenido de CO₂ en la mezcla gaseosa lo que podría estar asociado con la oxidación de dichos elementos en el arco eléctrico, que se vería magnificada en la mezcla con mayor contenido de CO₂ por presentar una mayor presión parcial de oxígeno en la atmósfera del arco [15].

3.3. Caracterización microestructural

A partir de lo observado con microscopías óptica y electrónica de barrido, se tiene que la microestructura del metal de aporte puro, en condición como soldado (AW), estuvo compuesta por martensita y ferrita. En las Figuras 5 y 6 se muestran las microestructuras en estado AW obtenidas para el MAP. Estas imágenes corresponden a la zona columnar del depósito, observándose la presencia de ferrita-δ en una matriz martensítica. Estos resultados son consistentes con lo reportado previamente para estas aleaciones [12].

En la microestructura observada, no se aprecian diferencias asociadas al gas de protección y el PWHT [16]. Mediante metalografía cuantitativa [5] se midió la fracción de ferrita en el MAP para las probetas AW, como se muestra en la Tabla 4. Ambos contenidos fueron similares. A su vez, se reporta la presencia de austenita retenida, la cual no es observable a través de las técnicas de microscopía empleadas [12]. A fin de evaluar la presencia de esta fase se realizó difracción de rayos X, tanto a las probetas en condición AW como así también a las PWHT [10]. Fueron identificados los picos correspondientes a las fases austenita y martensita/ferrita. Se reporta para este tipo de acero, que los contenidos de austenita están entre aproximadamente 5 y 30

% [8, 10, 12]. Se utilizó un método semi-cuantitativo para estimar las fracciones de austenita retenida presentes en el metal de soldadura [17]. La Tabla 5 muestra los resultados obtenidos de las fracciones de austenita retenida estimada por el método comparativo de picos [17].

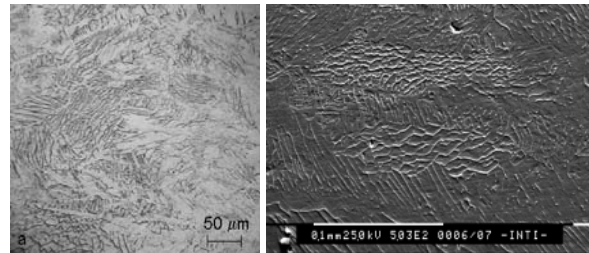


Figura 5. Probeta HA: martensita y ferrita

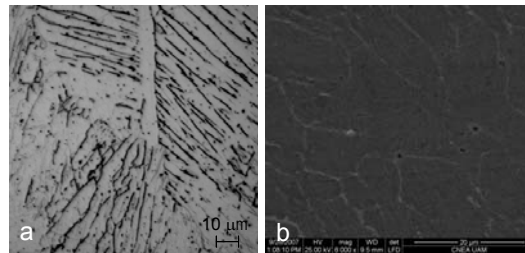


Figura 6. a.- Probeta CA; b.- Probeta CP

Tabla 4. Fracciones de ferrita medidos en el MAP para las condiciones AW

Condición	Ferrita delta [%]
HA	9
CA	10

Tabla 5. Fracciones de austenita retenida medidos en el MAP

Condición	Austenita retenida [%]
HA	6
HP	29
CA	26
CP	15

La probeta CA presenta un mayor contenido de austenita retenida que la HA. Esto podría estar asociado con el mayor contenido de aleantes que estabilizan la fase gamma (principalmente de C y N) en esta probeta [12]. En cuanto a las condiciones de PWHT, la probeta HP presentó un mayor contenido de austenita retenida que la HA. Por el contrario, el contenido de austenita de la probeta CP disminuyó, comparándola con la probeta CA. Desde un punto de vista microestructural, el objetivo del PWHT es el de revenir la martensita y aumentar la fracción de austenita estable a temperatura ambiente, produciendo ablandamiento y mejorando la tenacidad y resistencia a la corrosión de los depósitos soldados [2, 10, 18, 19]. Durante los PWHT, en estos aceros, el revenido de la martensita es seguido, en general, de un ablandamiento, asociado con la precipitación incoherente de carburos, alcanzando el máximo ablandamiento con la precipitación del carburo $M_{23}C_6$ a una temperatura de alrededor de 500 °C [20]. En aleaciones sin el agregado de Ni, los PWHT son realizados a una temperatura superior a los 700 °C por efectos cinéticos. Sin embargo, la presencia de Ni, reduce la temperatura crítica (Ac_1). Esta temperatura depende de la composición química y de la velocidad de calentamiento, pero en aleaciones con altos contenidos de Ni, puede ser tan baja

como 500 – 550 °C [20]. A esta temperatura la cinética de la formación de carburos es muy lenta y es normal que, bajo estas condiciones, precipite austenita [20]. De este modo, la austenita formada después del PWHT tendrá diferente composición química que la retenida [20, 21] y será rica en N, C y Ni. Este grado de enriquecimiento determinará la estabilidad de la misma. Si el PWHT se realiza a temperaturas levemente por encima de Ac_1 , entonces la austenita enriquecida será estable a temperatura ambiente. Si el PWHT se lleva a cabo a temperaturas muy por encima de Ac_1 , la austenita formada se transformará en martensita “fresca” durante el enfriamiento [20]. En este sentido, las diferencias observadas en las probetas HP y CP podrían estar relacionadas con diferencias en la composición química que produce cambios en la temperatura de transformación crítica (Ac_1) para cada condición. Estos cambios en dicha temperatura crítica controlan el contenido final de austenita retenida para una dada temperatura de tratamiento térmico.

3.4. Propiedades mecánicas

3.4.1 Microdureza

La Tabla 6 muestra los valores promedio de microdureza Vickers (HV1 kg) determinados en el MAP para cada caso. Las probetas soldadas con 20 % de CO₂ en el gas de protección mostraron la mayor dureza. Este efecto puede estar relacionado con los mayores contenidos de C que, por un lado endurece la martensita, y por otro, genera precipitación de carburos [22]. Además, el PWHT fue efectivo en reducir la dureza de ambos materiales. Esto podría estar relacionado con el revenido de la martensita y en el caso de la probeta HP, con una mayor fracción de austenita retenida en la microestructura [2, 19, 22].

Tabla 6. Valores de microdureza

Cupón	Microdureza Vickers [HV ₁]
H3A	339
H3P	318
A3A	357
A3P	337

3.4.2. Resistencia a la tracción

La Tabla 7 muestra los resultados de los ensayos de tracción para las cuatro condiciones.

Tabla 7. Propiedades en tracción

Condición	TS _{0.2} [MPa]	YS [MPa]	E [%]	A [%]
HA	972	708	14	52
HP	944	730	18	54
CA	1010	701	11	27
CP	977	624	12	31

TS_{0.2}: resistencia a la tracción; YS: tensión de fluencia; E: elongación; A: reducción de área

Comparando las soldaduras en condición AW, se observó un leve aumento de la resistencia a la tracción y una disminución de la ductilidad para la condición con CO₂ en el gas de protección. Esto podría estar asociado a mayores contenidos de C y N formadores de carbonitruros [22] y mayor dureza de la martensita. Por otro lado, el PWHT produjo una leve

disminución de la resistencia a la tracción y un aumento en la reducción de área y en la elongación comparándolas con las soldaduras en condición AW.

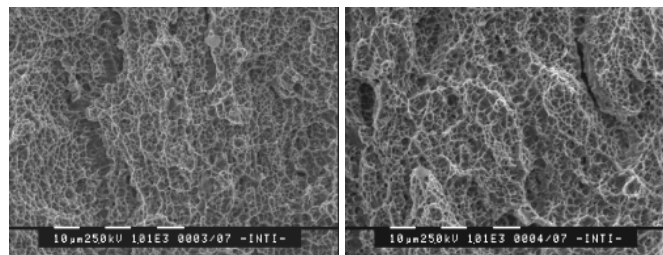
3.4.3. Impacto Charpy-V

La Tabla 8 muestra los resultados de los ensayos Charpy-V ensayados a temperaturas entre 20 y -60 °C. Los valores reportados son el promedio de tres mediciones efectuadas de cada condición. El gas de protección afectó la tenacidad de los depósitos: con CO₂ en la atmósfera del arco, los valores de energía absorbida fueron significativamente menores para todas las temperaturas de ensayo. Esto podría estar asociado con los mayores contenidos de C, N, y O para las condiciones C, como se mencionó anteriormente [13, 14, 16], independientemente de contener este cupón un mayor contenido de austenita retenida.

Tabla 8. Energía de impacto Charpy-V [J]

Temperatura de ensayo [°C]	HA	HP	CA	CP
20	41	63	26	40
0	33	51	24	35
-20	31	45	21	34
-40	29	43	18	32
-60	29	43	18	32

El PWHT mejoró la tenacidad en ambos casos (H y C). Para la condición H el PWHT generó los más altos valores de austenita retenida, mientras que para la condición C produjo una disminución de esta fase. Esto estaría relacionado con la selección de la temperatura de tratamiento térmico, como se mencionó anteriormente. Sin embargo el revenido de la martensita compensaría el efecto de la disminución de la austenita. Para la probeta HP la tenacidad aumentó en un 53 %, respecto de la condición sin tratamiento térmico.



Superficie de fractura de las probetas HA y CA ensayadas a 20 °C, respectivamente

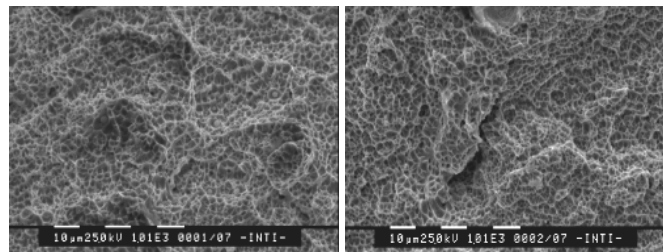


Figura 7. Superficie de fractura de las probetas HP y CP ensayadas a -60 °C, respectivamente

Por otro lado, la tenacidad de la probeta CP fue mayor que la de la probeta CA incluso cuando el contenido de austenita retenida fue menor. Esto indica que los PWHT cortos tuvieron un efecto positivo sobre la tenacidad de estos materiales. Sin embargo se conoce que en estos

materiales, el factor que controla esta propiedad es la composición química y en forma particular el contenido de O. La tenacidad al impacto disminuye rápidamente con el aumento del contenido de O [14]. Esto indica que, no solamente la cantidad de austenita retenida controla la tenacidad, sino que también intervienen otras variables como la fracción de ferrita y el contenido de O. Con respecto a los modos de fractura de las probetas de Charpy, en todos los casos, fue predominantemente dúctil. La Figura 7 muestra las superficies de fractura de las probetas HA y CA ensayadas a 20 °C y HP y CP ensayadas a -60 °C, respectivamente.

4. CONCLUSIONES

Se logró una mejor operatividad empleando el gas inerte, mientras que la penetración fue mayor al usar el gas con CO₂. Se encontraron aumentos significativas en los contenidos de C, O y N utilizando CO₂ como gas de protección. La dureza y las propiedades en tracción fueron similares para las soldaduras en condición AW, sin embargo se pudo apreciar un ligero aumento de estas propiedades para los cupones soldados con este último gas. La tenacidad fue la propiedad más sensible, disminuyendo en un 50 % la energía absorbida para estos cupones. De la misma forma, el PWHT no modificó significativamente las propiedades en tracción, mientras que sí mejoró la tenacidad de los depósitos, obteniéndose los mejores resultados empleando el gas totalmente inerte y con PWHT.

Los parámetros de soldadura a aplicar a estos aceros varían en función a la aplicación y requerimientos particulares. Si no se imponen altos valores de tenacidad, podría soldarse satisfactoriamente Ar-20% CO₂ como gas de protección sin PWHT, impactando ambos factores fuertemente en los costos y tiempos de soldadura.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a ESAB-Suecia por la donación de los consumibles y los análisis de oxígeno, nitrógeno y carbono, a CONARCO-ESAB-Argentina por la realización de análisis químicos, a AIR LIQUIDE-Argentina por la donación de los gases de soldadura, a la FUNDACIÓN LATINOAMERICANA DE SOLDADURA por las facilidades para soldar y la realización de los ensayos de impacto y a INTI-MECÁNICA-Argentina por la microscopía electrónica de barrido. Además, quieren agradecer a APUEMFI y a ANPCyT por el apoyo financiero.

6. REFERENCIAS

- [1].- Van Der Winden H., et al. "Past, present and future of weldable supermartensitic alloys", Supermartensitic Stainless Steel, Brussels, Belgium, pp 1-7, 2002.
- [2].- Marshall A. W. and Farrar J. C. M. "Welding of ferritic and martensitic 13%Cr steels Preliminary Report (draft 2)", IIW Doc IX-H-422-98, pp 1-18, 1998.
- [3].- Karlsson L., et al. "Development of matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables", *Svetsaren*, No 3, pp 3-7, 1999.
- [4].- ANSI/AWS A5.22-95 "Specification for stainless steel electrodes for flux cored arc welding and stainless steel flux cored rods for gas tungsten arc welding", AWS, Miami, 1995.

-
- [5].- ASTM E562-99 "Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count", 1999.
- [6].- ASTM E8-04 "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", 2004.
- [7].- ASTM E23-05 "Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials", 2005.
- [8].- Zappa S., et al. "Efecto del tratamiento térmico post-soldadura en las propiedades de un acero inoxidable supermartensítico depositado con un alambre tubular metal-cored", *Soldagem & Inspeção*, Vol. 12, Nro 2, pp 115-123, 2007.
- [9].- Lancaster J. F. "Metallurgy of welding", Allen & Unwin, 4ta ed., London, 1987.
- [10].- Karlsson L., et al. "Welding of supermartensitic stainless steels. Recent developments and application experience", *Svetsaren*, No 2, pp 15-22, 2002.
- [11].- Technical sheet OK Tubrod 15-55 ESAB, 2004.
- [12].- Karlsson L., et al. "Matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables", Supermartensitic Stainless Steels'99, Brussels, Belgium, pp 172 - 179, 1999.
- [13].- Karlsson L., et al. "Mechanical properties and ageing response of supermartensitic weld metals", Stainless Steel Word Conference, The Hague, The Netherlands, pp 47-59, 2001.
- [14].- Karlsson L., et al. "Efficient welding of supermartensitic stainless steels with matching composition consumables", Stainless Steel Word Conference, The Hague, The Netherlands, pp 341-354, 1999.
- [15].- Vaidya V. "Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds", *Welding Journal*, 81 (9), pp 43 - 48, 2002.
- [16].- Bonnefois B., et al. "Development in GMAW of new martensitic stainless steels", Supermartensitic Conference, Houston, pp 62-67, 2002.
- [17].- Cullity B. D. and Stock S. R. "Elements of X Ray Diffraction", Prentice-Hall, 3rd Edition, New Jersey, 2001.
- [18].- Bilmes P. D., et al. "Effect of post weld heat treatment on the microstructure and mechanical behaviour of 13Cr-4NiMoL and 13Cr-6NiMoL weld metals", The 18th ASM Heat Treating Society Conference and Exposition, Chicago, USA, pp 454 - 463, 1998.
- [19].- Bilmes P. D., et al. "Microstructure and pitting corrosion of 13CrNiMo weld metals", *Corrosion Science*, 48, pp 3261-3270, 2006.
- [20].- Gooch T. G., et al. "Welding metallurgy of low carbon 13 % Chromium martensitic steels", Supermartensitic Stainless Steel Conference, Brussels, Belgium, pp 188-195, 1999.
- [21].- Folkhard H. "Welding metallurgy of stainless steels", Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
- [22].- Bilmes P. D. "Rol de la austenita en las propiedades mecánicas de metales de soldadura de aceros inoxidables soft martensíticos", Tesis de Doctor en Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Facultad de Ingeniería, La Plata, Argentina, pp 147, 2000.