



II CAIM 2010  
Segundo Congreso Argentino  
de Ingeniería Mecánica  
San Juan - Noviembre 2010

## Daño por hidrógeno en soldaduras de aceros 13Cr | 6,5Ni | 2,5 Mo

S. Zappa <sup>(1)</sup>, H. Svoboda <sup>(2)</sup>, E. Surian <sup>(1,3)</sup>, L. de Vedia <sup>(4)</sup>

<sup>(1)</sup> **Secretaría de investigación – Facultad de Ingeniería – Universidad Nacional de Lomas de Zamora  
Camino de Cintura y Juan XXIII (1832) – Buenos Aires – Argentina**

*E-mail: [zappasebastian@gmail.com](mailto:zappasebastian@gmail.com)*

<sup>(2)</sup> **Laboratorio de Materiales y Estructuras – Facultad de Ingeniería – Universidad de Buenos Aires  
Av. Las Heras 2214 (1427) – Ciudad de Buenos Aires – Argentina**

<sup>(3)</sup> **DEYTEMA – Facultad Regional San Nicolás – Universidad Tecnológica Nacional  
Colón 332 (B2900LWH) – San Nicolás – Argentina**

<sup>(4)</sup> **Instituto de Tecnología Prof. Jorge A. Sabato – Universidad Nacional de San Martín – Comisión Nacional  
de Energía Atómica – Provincia de Buenos Aires – Argentina**

### RESUMEN

El daño por hidrógeno es el responsable de fallas en servicio de diversos componentes de acero utilizados en la industria del gas y del petróleo. Desde mediados de la década de los 90 la utilización de los nuevos aceros inoxidables supermartensíticos soldados ha experimentado un crecimiento en estas aplicaciones. Estos aceros han sido desarrollados como una alternativa tecnológica, siendo una opción económica, ofreciendo buena resistencia a la corrosión y adecuadas propiedades mecánicas, asociadas a un muy bajo contenido de C y mayores contenidos de Ni y Mo. La resistencia a la corrosión bajo tensiones en chapas y soldaduras de estos aceros ha sido abordada en la literatura, pero no hay demasiada información respecto de la fisuración asistida por H. El objetivo del presente trabajo fue el de estudiar la susceptibilidad al daño por H de depósitos de soldadura de aceros supermartensíticos obtenidos bajo diferentes procedimientos de soldadura y diferentes tratamientos térmicos post soldadura. Se soldaron dos cupones de metal de aporte puro mediante el proceso de soldadura semiautomática con protección gaseosa, acorde con la norma ANSI/AWS A5.22-95, con un alambre tubular de 1,2 mm de diámetro y con un calor aportado de 1,5 kJ/mm. Los gases de protección utilizados fueron Ar+5 %He y Ar+18 %CO<sub>2</sub>. Se estudiaron las soldaduras en condición como soldado y con diferentes tratamientos térmicos (solubilizado y solubilizado con doble revenido) con el fin de obtener diferentes condiciones microestructurales. Se caracterizó la microestructura por medio de microscopías óptica y electrónica y difracción de rayos X. Se midieron las propiedades mecánicas y para caracterizar la susceptibilidad al daño por H, se realizaron ensayos de carga catódica en tracción lenta, en una solución acuosa 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, con una densidad de corriente de 20 mA/cm<sup>2</sup>. En todos los casos se observó algún grado de fragilización, encontrándose que la ductilidad y la resistencia a la tracción disminuyen a medida que aumenta la dureza. Los cupones más susceptibles fueron aquellos con mayores contenidos de C, N y O.

**Palabras Claves:** acero inoxidable supermartensítico, soldadura semiautomática, tratamientos térmicos post soldadura, propiedades mecánicas, daño por H.

## 1. INTRODUCCIÓN

El acero convencional 13Cr (*AISI 410/420*) ha sido poco utilizado debido a su pobre soldabilidad. Recientemente, se ha mejorado esta propiedad con los aceros inoxidables supermartensíticos 13Cr (*SMSS*) [1]. Éstos ofrecen buena resistencia a la corrosión en ambientes dulces o ligeramente ácidos y han sido desarrollados para aplicaciones OCTG (*oil country tubular goods*) [2]. Desde mediados de la década de los 90 es posible soldarlos y su utilización se ha incrementado casi exclusivamente en la industria del gas y del petróleo [3]. Además, ofrecen alta resistencia y buena tenacidad a bajas temperaturas por medio de la realización de diferentes tratamientos térmicos post soldaduras (*PWHT*) [4]. Para alcanzar determinadas propiedades en condición como soldado (*AW*) o después de determinados *PWHT*, el contenido de C es reducido a muy bajos niveles mejorando la soldabilidad y disminuyendo la dureza y se agregan elementos como Mo y Cu para mejorar la resistencia a la corrosión [5] y Ni para encontrar el equilibrio químico entre elementos alfégenos y gammágenos, tratando de obtener una estructura completamente martensítica [6-7]. Estas aleaciones solidifican como ferrita delta. La transformación de ferrita delta en austenita comienza alrededor de los 1300 °C y termina, en el caso de condiciones de equilibrio, alrededor de los 1200 °C. Con velocidades de enfriamiento reales, durante el proceso de soldadura, pequeñas cantidades de ferrita delta son retenidas en la microestructura, como así también cantidades variables de austenita [8]. El desarrollo de consumibles de soldadura *SMSS* ha sido el foco en este último tiempo y se han destinado algunos programas de investigación para entender el comportamiento de las soldaduras para diferentes aplicaciones de estos materiales [5, 9]. La resistencia a la corrosión bajo tensiones (*SCC*) en chapas y soldaduras de *SMSS* ha sido abordada en la literatura, pero no hay demasiada información respecto de la fisuración asistida por H [9-11]. El objetivo del presente trabajo fue estudiar la susceptibilidad a la fragilización por H en el metal de aporte puro (*MAP*) de depósitos de soldadura *SMSS* bajo diferentes condiciones microestructurales.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se soldaron dos probetas de *MAP* según la norma ANSI/AWS A5.22-95 [12] con un alambre tubular del tipo metal cored (*MC*) de 1,2 mm de diámetro que deposita un acero inoxidable supermartensítico, bajo el proceso de soldadura GMAW con protección gaseosa [13]. Las chapas empleadas en los cupones fueron de acero al carbono, habiéndose enmantecado la junta con el consumible a estudiar, según lo indica la mencionada norma [12]. Los parámetros de soldadura de los dos cupones están resumidos en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros de soldadura de los cupones

Identificación	GP	T	C	Vs	CA
		[V]	[A]	[mm/s]	[kJ/mm]
H	Ar+5 %He	29	298	5,0	1,7
C	Ar+18 %CO <sub>2</sub>	29	301	5,5	1,6

GP: gas de protección; T: tensión, C: corriente de soldadura; Vs: velocidad de soldadura; CA: calor aportado

Para ambos casos, la posición de soldadura fue bajo mano y el aporte térmico fue similar. El caudal del gas fue de 18 L/min. Se empleó una fuente de arco pulsado con una frecuencia de 120 Hz y la longitud libre del alambre fue de 20 mm. 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 [14] con el fin de detectar defectos en las soldaduras. De cada cupón se extrajeron cortes transversales

para composición química, metalografía y dureza. La composición química del metal de aporte puro se determinó por espectrometría de emisión y los contenidos de C, O, N y S con equipos Leco™. La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica (LM), electrónica de barrido (SEM) y difracción de rayos X (XRD). Por medio de metalografía cuantitativa [15] y el método comparativo de picos [16] se establecieron las fracciones de ferrita y austenita presentes en cada caso. A su vez, se mecanizaron probetas de tracción de MAP según norma ASTM E8-04 [17]. En la Figura 1 se observa el esquema de la zona de MAP donde se hicieron todas las mediciones. En la Figura 2, se muestra la zona de extracción de la probeta de tracción y las dimensiones de las mismas, utilizadas en los ensayos de carga de H.

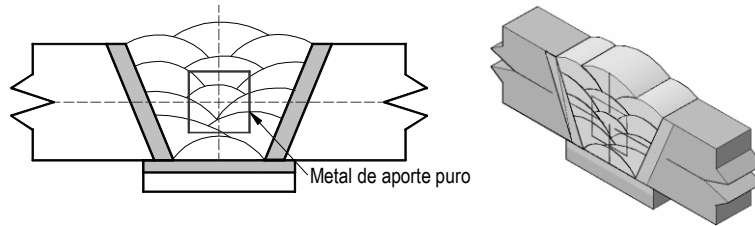


Figura 1. Esquema de un corte transversal y la zona de MAP

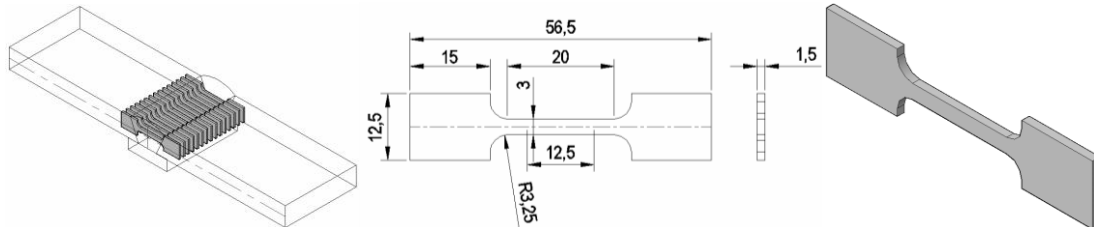


Figura 2. Zona de extracción y dimensiones de la probeta de tracción

Por otro lado, se realizaron PWHT (solubilizado y solubilizado con doble revenido), con el fin de obtener diferentes microestructuras. El objetivo de estos PWHT fue eliminar completamente la ferrita retenida en el MAP, producto de la incompleta transformación de ferrita a austenita y maximizar la fracción de austenita. Los solubilizados a temperaturas entre 950 y 1050 °C aseguran la disolución de las fases residuales de ferrita y austenita. Con esto se garantiza que luego del enfriamiento al aire la estructura sea un 100 % martensítica [18]. Los solubilizados se realizaron a 1000 °C durante 1 hora. Luego del solubilizado, con el primer revenido a 650 °C durante 15 min y el segundo revenido a 600 °C durante 15 min, se obtiene una estructura martensítica con gran cantidad de austenita retenida [18-19]. Se determinaron la dureza Vickers y las propiedades en tracción, para la condición AW, como así también con PWHT. En la Tabla 2 se muestran los diferentes PWHT realizados y la identificación de los depósitos de soldaduras.

Tabla 2. PWHT aplicado a los diferentes cupones

Material	PWHT	Temperatura	Tiempo	Enfriamiento
		[°C]	[min]	
Haw	-----	-----	-----	-----
H1000	solubilizado	1000	60	aire
H1000+650+600	solubilizado + doble revenido	1000 + 650 + 600	60 + 15 + 15	aire
Caw	-----	-----	-----	-----
C1000	solubilizado	1000	60	aire
C1000+650+600	solubilizado + doble revenido	1000 + 650 + 600	60 + 15 + 15	aire

Para evaluar la susceptibilidad al H de los materiales se realizaron ensayos de carga catódica en tracción lenta (0,1 mm/min) en una solución 1 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> a temperatura ambiente con una densidad de corriente de 20 mA/cm<sup>2</sup>. Las probetas utilizadas para estos ensayos se muestran en la figura 2.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Una vez soldados los cupones se realizaron radiografías de todas las probetas, según la norma ANSI B.31.3 [14], presentando niveles admisibles de defectos.

#### 3.1 Composición química

En la Tabla 3, se muestra la composición química obtenida en el MAP para cada gas de protección. Los valores se expresan en porcentaje en peso y partes por millón [ppm]. El contenido de C es superior a lo esperado para este consumible, siendo el valor nominal alrededor de 100 ppm [13, 20].

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

	C*	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	O*	N*	S*
H	120	1,76	0,44	12,13	6,27	2,69	0,49	390	50	130
C	220	1,61	0,40	11,93	5,98	2,57	0,43	610	260	140
V.N.	≤100	1,80	0,40	12,50	6,70	2,50	0,50	-----	≤100	-----

V.N.: Valores nominales bajo Ar+30 %He según Ref.[13]; \*Valores expresados en ppm, vía Leco

El cupón soldado con Ar+18 %CO<sub>2</sub> en el gas de protección mostró mayores contenidos de C, O y N y menores de Mn, Si, Cr, Ni, Mo y Cu. Las variaciones observadas en cuanto a la composición química corresponden al proceso de oxidación de los elementos metálicos que ocurre en el arco eléctrico. A mayor oxígeno en el gas de protección, mayor será el potencial de oxidación y mayor el efecto anteriormente mencionado (oxidación) [21]. Los más altos contenidos de elementos intersticiales podrían estar relacionados con una mayor presión parcial de oxígeno en la atmósfera del arco producto de la descomposición de CO<sub>2</sub> [22]. Para obtener buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, estos aceros deben tener un muy bajo contenido de C (menor a 100 ppm) y altos valores de Mo (2,5 %) [23] con un muy bajo nivel de elementos como O, N y S [24-25], ya que estos elementos afectan fuertemente la tenacidad y la resistencia a la corrosión [20, 26-27]. Estas variaciones observadas en la composición química, podrían afectar las propiedades de los cupones soldados. Está bien sabido que el daño por H es generalmente más alto en regiones de alta dureza y microestructuras susceptibles, como lo es la martensita [28], con lo cual mayores contenidos de C implicarían una mayor dureza obteniendo una mayor susceptibilidad al H. En cuanto al contenido de O de los depósitos soldados, la literatura reporta que las inclusiones son puntos de nucleación de la fractura por H [29], por lo que a mayores contenidos de inclusiones, es de esperar una menor resistencia frente a este mecanismo de falla.

#### 3.2 Microestructura

A partir de lo observado con LM y SEM, se tiene que la microestructura del MAP, en condición AW, está compuesta por martensita y ferrita. Por otro lado, esta microestructura, no fue sensiblemente afectada por las distintas mezclas de gases estudiados, como lo reporta la literatura [30]. En las Figuras 3.a, 3.b y 3.c se muestran las microestructuras del cupón H en estado AW, H1000 y H1000+650+600, respectivamente, obtenidas para el MAP. En las Figuras 4, se muestran imágenes de la probeta C en iguales condiciones. Estas imágenes corresponden a la zona columnar del depósito, observándose la presencia de ferrita en una

estructura martensítica para las condiciones AW y martensita en condiciones de PWHT. Estos resultados son consistentes con lo reportado previamente para estas aleaciones [5]. A su vez, se reporta la presencia de austenita retenida la cual no es observable a través de las técnicas de microscopía empleadas [5, 24]. A fin de evaluar la presencia de esta fase se realizó XRD, tanto a las probetas en condición AW como a las PWHT [20]. En las Figuras 5.a y 5.b se presentan los espectros XRD obtenidos para las muestras H y C en condición AW y con sus respectivos PWHT.

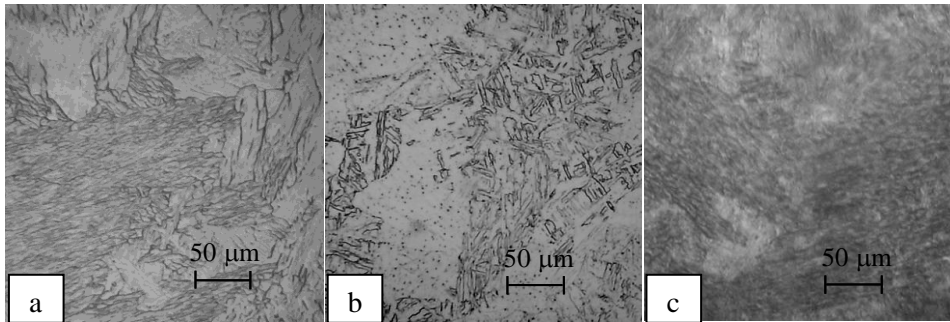


Figura 3. Cupón H a) AW; b) H1000; c) H1000 + 650 + 600

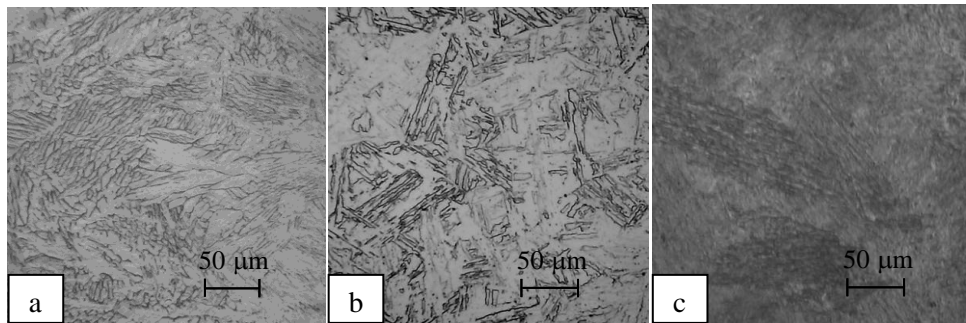


Figura 4. Cupón C a) AW; b) C1000; c) C1000 + 650 + 600

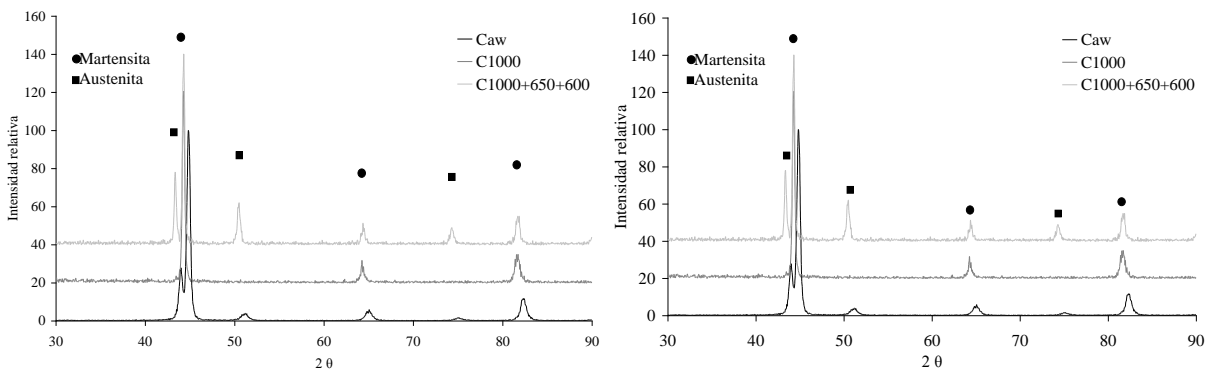


Figura 5. a) Cupón H; b) Cupón C

La Tabla 4 muestra los resultados obtenidos de las fracciones de ferrita, determinados mediante metalografía cuantitativa [15], y los de austenita estimados por el método comparativo de picos [16]. Se reporta para este tipo de acero, que los contenidos de austenita varían entre el 5 y 30 % [19-20, 24, 31]. No se encontraron diferencias en cuanto al contenido de ferrita delta, pero se obtuvieron diferentes contenidos de austenita retenida en función al PWHT efectuado. Como puede verse, las condiciones AW presentan una estructura martensítica, con pequeñas fracciones de ferrita y austenita retenida. Sin embargo se detectó una leve disminución de esta última fase para la condición bajo CO<sub>2</sub>. Esto podría asociarse con la disminución observada en los contenidos de Ni, Mn y Cu, elementos que estabilizan la fase austenítica

[32]. El PWHT a 1000 °C fue efectivo en disolver la ferrita y la austenita retenida que provienen de las transformaciones de fase fuera del equilibrio en ambos cupones. Por otro lado, el PWHT de 1000 °C 60 min + 650 °C 15 min + 600 °C 15 min fue capaz de alcanzar niveles de austenita semejantes a la condición AW. Finalmente, este último PWHT promueve un mayor contenido de austenita estable respecto de un simple revenido, con una más fina distribución de esta última fase. Sin embargo, estas diferencias, en cuanto a los contenidos de austenita retenida en la microestructura, podrían afectar la resistencia al daño por H ya que esta fase es una potencial trampa de H [33]. Además, se reporta que el coeficiente de permeación tiende a disminuir con el aumento del contenido de austenita [33], con lo que mayores contenidos de austenita retenida, afectarían fuertemente el daño por H.

Tabla 4. Contenidos de ferrita delta y austenita retenida en el MAP

Cupón	Ferrita delta	Austenita retenida
	[%]	[%]
Haw	10	20
H1000	0	0
H1000+650+600	0	21
Caw	9	22
C1000	0	0
C1000+650+600	0	19

### 3.3 PROPIEDADES MECÁNICAS

En la Tabla 5 se puede observar los valores de dureza y de propiedades mecánicas y los resultados de los ensayos de carga catódica para todos los cupones. Los valores de propiedades mecánicas son consistentes con lo reportado en la literatura [19] para este tipo de materiales y la especificación técnica del producto [13]. No se observaron variaciones significativas en función del gas de protección empleado, detectándose una leve tendencia de aumento de la dureza y resistencia a la tracción con el contenido de CO<sub>2</sub> en el gas de protección. Este efecto podría estar relacionado a los mayores tenores de C y N de este cupón formadores de carburos y/o nitruros [8, 34]. Los valores de dureza disminuyeron con los sucesivos tratamientos térmicos para ambos materiales en estudio, debido al revenido de la martensita y la precipitación de austenita retenida [35]. La literatura reporta, para este tipo de aceros, que la generación de carburos y/o carbonitruros tiene un fuerte efecto sobre la difusión del H. Es decir, al aumentar el contenido de los precipitados (carburos o carbonitruros) disminuye el coeficiente de difusión de H en el acero [33]. En cuanto a los ensayos de carga catódica, el comportamiento de ambos materiales fue similar, es decir, a medida que disminuyó la dureza aumentó la reducción de área para todas las condiciones bajo carga de H. Esta propiedad fue sensiblemente afectada [9] y no se pudo determinar diferencias en cuanto a la deformación específica por los métodos de medición empleados.

Las probetas con más altos valores de dureza fueron los más susceptibles al daño. Esto es así, ya que el daño por H es generalmente más alto en regiones de más alta dureza y microestructuras susceptibles [28]. Algunos autores [29] reportan que inclusiones o precipitados son sitios de nucleación de las fisuras inducidas por H, con lo cual, mayores contenidos de O (generadores de mayores contenidos de inclusiones) reflejarían la leve mayor susceptibilidad de los cupones soldados con CO<sub>2</sub> en el gas de protección. Además, se observa que la resistencia a la tracción disminuyó bajo condiciones de H. Esto muestra el rol que juega el H, no solamente en la ductilidad de los materiales, sino también en la resistencia [9]. Por otro lado, de estos

ensayos se cuantifica la variación del parámetro reducción de área a la fractura. El valor porcentual de la pérdida, se usa como índice de fragilización por H (IFH) [36]. Este índice esta dado por la Ecuación (1).

Tabla 5. Dureza y propiedades mecánicas ensayadas al aire y bajo condiciones de carga de H

Cupón	Medio de ensayo	Dureza [Hv1]	DE [%]	RA [%]	RT [MPa]	IFH [%]
Haw	Aire	327	15,7	32,0	1048	---
H1000	Aire	319	20,0	33,5	986	---
H1000+650+600	Aire	303	29,4	46,7	941	---
Caw	Aire	352	12,5	24,9	1107	---
C1000	Aire	329	13,0	27,8	1008	---
C1000+650+600	Aire	318	18,7	34,4	963	---
Haw	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	327	6,7	8,8	989	73
H1000	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	319	6,7	9,9	945	70
H1000+650+600	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	303	6,7	18,8	890	60
Caw	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	352	6,7	5,7	1035	77
C1000	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	329	6,7	8,2	971	71
C1000+650+600	1M H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	318	6,7	13,5	912	61

DE: deformación específica, RA: reducción de área; RT: resistencia a la tracción; IFH: índice de fragilización por H

$$IFH[\%] = \frac{RA_{aire} - RA_{carga\ H}}{RA_{aire}} \cdot 100 \quad (1)$$

Donde IFH[%]: es el índice de fragilización por H; RA<sub>carga H</sub>: es la reducción de área de la muestra cargada con H; RA<sub>aire</sub>: es la reducción de área de la muestra en el ensayo al aire. En la Figura 6 se muestra una grafica del IFH vs dureza. En esta curva se puede observar que la susceptibilidad del material está fuertemente controlada por la dureza de la microestructura, como lo reporta la literatura [28]. Esta relación es un interesante dato tecnológico, ya que conociendo la dureza, se puede estimar la pérdida de ductilidad de estos materiales bajo estas condiciones.

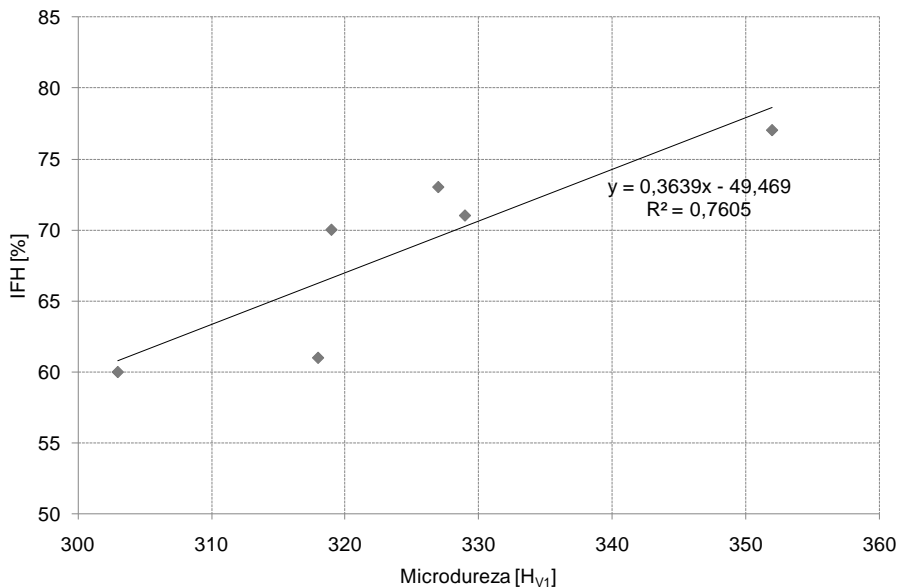


Figura 6. Relación entre el IFH y dureza

La Figura 7 muestra la relación entre el IFH y la ductilidad medida por medio de la deformación específica. En ésta se puede ver que a menor deformación específica mayor será el IFH.

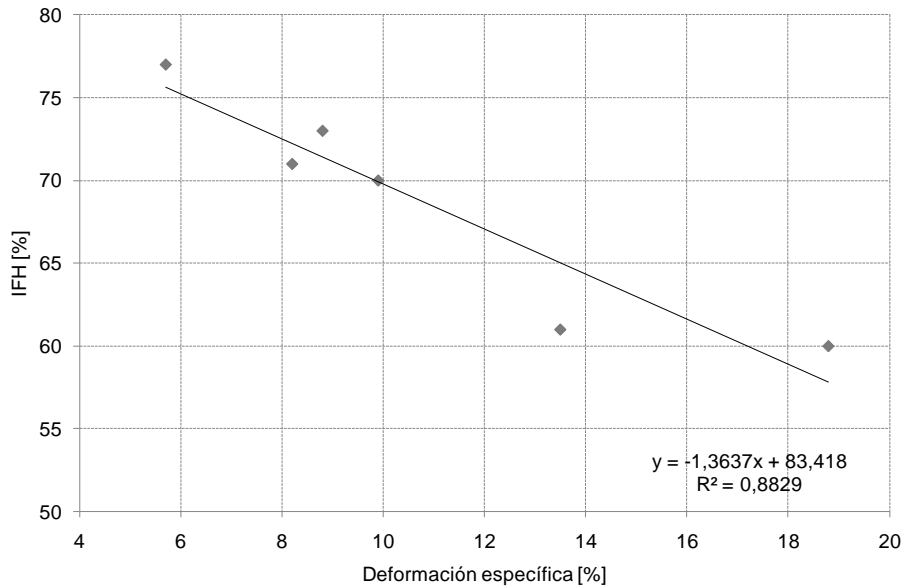


Figura 7. Relación entre el IFH y la deformación específica

En la Figura 8 y 9 se muestran las imágenes SEM de la superficie de fractura del cupón H y C bajo carga de H, respectivamente.

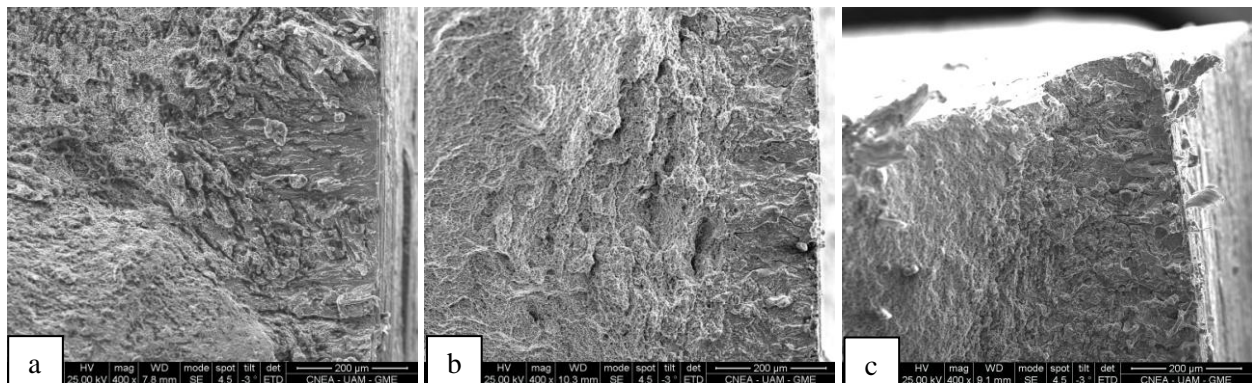


Figura 8. a) Haw; b) H1000; c) H1000 + 650 + 600

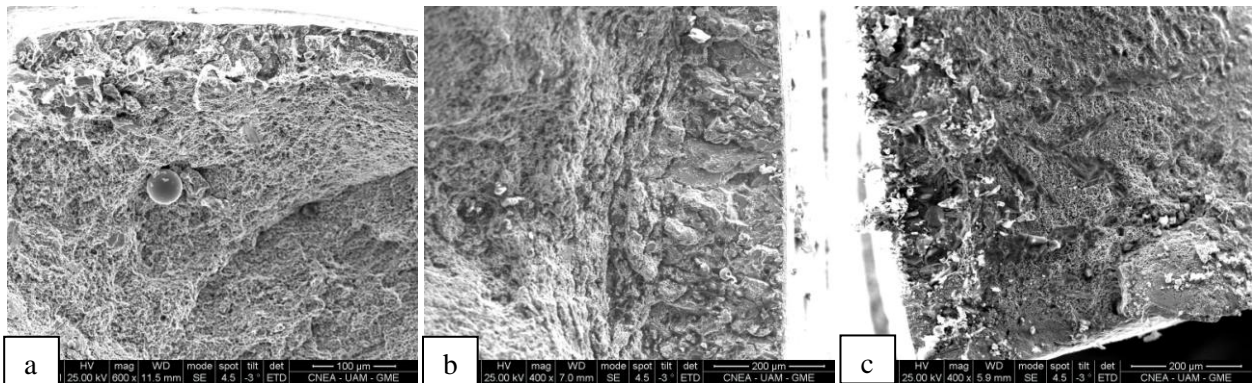


Figura 9. a) Caw; b) C1000; c) C1000 + 650 + 600

La observación de las probetas ensayadas bajo condiciones de H muestran una superficie de fractura plana, característica de este mecanismo de falla [9]. Debido a que el H ingresa al material desde el exterior, su

concentración es mayor en la superficie de la probeta implicando que el fenómeno de fragilización comienza siempre en la periferia de la probeta. Esto es algo característico [36] de los ensayos de fisuración inducida por el medio y la rotura final por sobrecarga es catastrófica. La velocidad de ensayo no da tiempo a que se manifiesten los mecanismos de daño por H y por ende, el último sector en romper lo hace en forma dúctil [36]. El inicio de la fisuración fue transgranular y la propagación siguió diferentes mecanismos. Con lo cual, en la periferia de la superficie de fractura se evidencian la fractura trans e inter granular [9, 28]. Por otro lado, la Figura 9 evidencia fisuras secundarias en la superficie de las probetas, característica para estos materiales bajo estas condiciones [36] con una dirección perpendicular a la tensión aplicada para las diferentes condiciones.

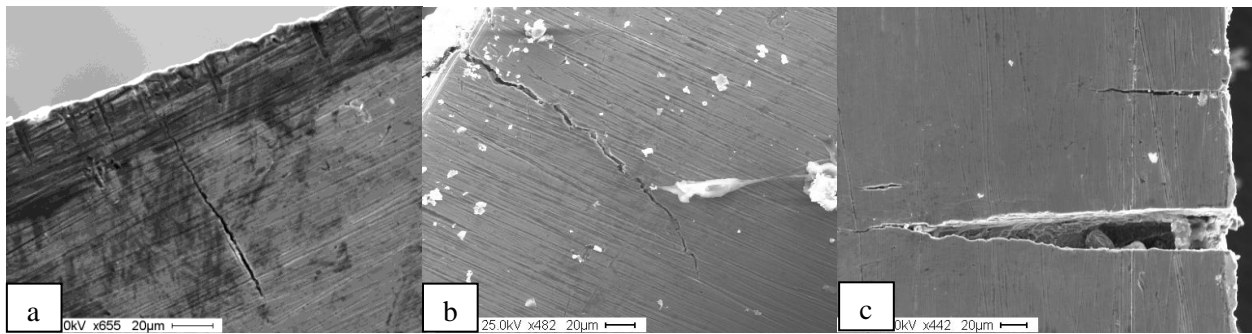


Figura 10. a) Caw; b) C1000; c) Haw

Es necesario realizar mayores estudios en aceros soldados supermartensíticos, para evaluar la susceptibilidad al daño por H y su relación con la microestructura, inclusiones y precipitados de carburos / carbonitruros.

#### 4. CONCLUSIONES

El cupón soldado con contenidos de CO<sub>2</sub> en el gas de protección muestra mayores contenidos de C, O y N, y menores de Mn, Si, Cr, Ni, Mo y Cu.

Se observó que los contenidos de ferrita fueron similares para las dos condiciones analizadas. El tratamiento térmico a 1000 °C fue efectivo en disolver la ferrita y la austenita retenida que provienen de las transformaciones de fase fuera del equilibrio en ambos cupones. Por otro lado, el tratamiento térmico de 1000 °C 60 min + 650 °C 15 min + 600 °C 15 min fue capaz de alcanzar niveles de austenita retenida levemente mayores que en la condición AW.

Se detectó una leve tendencia al aumento de la dureza y de la resistencia a la tracción con el contenido de CO<sub>2</sub> en el gas de protección para los ensayos al aire.

En cuanto a los ensayos de carga catódica, el comportamiento de ambos materiales fue similar, es decir, a medida que disminuyó la dureza aumentó la reducción de área para todas las condiciones bajo carga de H. Las probetas con más altos valores de dureza fueron las más susceptibles al daño. Además, se observó que la resistencia a la tracción disminuyó bajo condiciones de H.

En cuanto a las superficies de fractura se encontraron varios mecanismos: un mecanismo trans e inter granular en la periferia de las muestras, mientras que el núcleo de las mismas la fractura fue dúctil. Además se evidenciaron fisuras secundarias en la superficie de las probetas, características de estos materiales bajo estas condiciones.

## REFERENCIAS

- [1] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, *John Wiley & Sons, Inc.*, 1 - 356, 2005
- [2] H. Amaya, et al., Stress corrosion cracking sensitivity of super martensitic stainless steel in high chloride concentration environment, *CORROSION 2004, NACE, Houston*, Paper No 04124.- 1-11, 2004
- [3] H. Van der Winden, et al., *SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL, Past, present and future of weldable supermartensitic alloys*, Brussels, Belgium, 2002
- [4] p. D. Bilmes, et al., *The 20th ASM Heat Treating Society, Role of the retained austenite on the mechanical properties of 13Cr-4NiMo weld metals*, America's Center St. Louis, Missouri, USA, 2000
- [5] L. Karlsson, et al., *Stainless Steel Word, Efficient welding of supermartensitic stainless steels with matching composition consumables*, The Hague, The Netherlands, 1999
- [6] L. Karlsson, et al., Development of matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables, *Svetsaren*, No 3.- 3 - 7, 1999
- [7] P. E. Kvaale and S. Olsen, *Stainless Steel Word, Experience with supermartensitic stainless steels in flowline applications*, The Hague, The Netherlands, 1999
- [8] P. D. Bilmes, et al., Characteristics and effect of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals, *Materials Characterization*, 46.- 285-296, 2001
- [9] P. B. Srinivasan, et al., Hydrogen assisted stress-cracking behaviour of electron beam welded supermartensitic stainless steel weldments, *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING, A* 385.- 6-12, 2004
- [10] M. Kimura, et al., Effect of test method on SSC performance of modified 13Cr Steel, *CORROSION 1998, NACE, Houston*, Paper No 114.- 1-9, 1998
- [11] T. Hara and H. Asahi, Conditions under which cracks occur in modified 13% chromium steel in wet hydrogen sulfide environments, *Corrosion*, Vol. 56, No. 5.- 533 - 542, 2000
- [12] 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, *American Welding Society, AWS, Miami*.- 1995
- [13] Technical Sheet OK Tubrod, 15-55 ESAB, 2004
- [14] ANSI B31.3, Chemical plant and petroleum refinery piping, *American National Standards Institute*, 1996
- [15] ASTM E562-99, Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count, 1999
- [16] B. D. Cullity and S. R. Stock, Elements of X ray diffraction, *Prentice-Hall*, 3rd Edition, New Jersey.- 2001
- [17] ASTM E8-04, Standard test methods for tension testing of metallic materials, 2004
- [18] P. D. Bilmes, et al., *II Encuentro de Ingeniería de Materiales, Microestructuras y propiedades de metales de soldadura FCAW de aceros inoxidable martensíticos 13%Cr-4%NiMo*, La Habana, Cuba, 1998
- [19] S. Zappa, 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.- 115-123, 2007
- [20] L. Karlsson, et al., Welding of supermartensitic stainless steels. Recent developments and application experience, *Svetsaren*, No 2.- 15-22, 2002
- [21] V. Vaidya, Shielding gas mixtures for semiautomatic welds, *Welding Journal*, 81(9).- 43 - 48, 2002
- [22] N. Stenbacka, The influence of shielding gas on cored wires, *WELDING JOURNAL*, 69(11).- 43-45, 1990

- [23] P. C. Gough, et al., *Supermartensitic Stainless Steel '99, Welding consumables for supermartensitic stainless steels*, Brussels, Belgium, 1999
- [24] L. Karlsson, et al., *Supermartensitic Stainless Steels '99, Matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables*, Brussels, Belgium, 1999
- [25] L. Karlsson, et al., *Stainless Steel Word, Mechanical properties and ageing response of supermartensitic weld metals*, The Hague, The Netherlands, 2001
- [26] P. D. Bilmes, et al., Microstructure and pitting corrosion of 13CrNiMo weld metals, *Corrosion Science*, 48.- 3261-3270, 2006
- [27] P. D. Bilmes, Rol de la austenita en las propiedades mecánicas de metales de soldadura de aceros inoxidable soft martensíticos, *Tesis de Doctor en Ingeniería* Universidad Nacional de La Plata, Facultad de Ingeniería, La Plata, Argentina.- 147, 2000
- [28] P. B. Srinivasan, et al., Environmental cracking behavior of submerged arc-welded supermartensitic stainless steel weldments, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13 (2).- 232 - 236, 2004
- [29] M. Beghini, et al., Effect of hydrogen on tensile properties of martensitic steel for fusion application, *Journal of Nuclear Materials*, 258 - 263.- 1295 - 1299, 1998
- [30] B. Bonnefois, et al., *Supermartensitic, Development in GMAW of new martensitic stainless steels*, Houston, 2002
- [31] S. Zappa, et al., *SAM / CONAMET 2007, Efecto del tratamiento térmico post soldadura sobre la tenacidad del metal de aporte puro de un acero inoxidable supermartensítico* San Nicolas, Argentina, 2007
- [32] T. G. Gooch, Heat treatment of welded 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels for sour service, *WELDING JOURNAL, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*, 74(7).- 213-223, 1995
- [33] C. Gesnoux, et al., Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and hydrogen permeation of 13CrNiMo steels *CORROSION SCIENCE*, 46.- 1633-1647, 2004
- [34] P. D. Bilmes, et al., *The 18th ASM Heat Treating Society Conference and Exposition, Effect of post weld heat treatment on the microstructure and mechanical behaviour of 13Cr-4NiMoL and 13Cr-6NiMoL weld metals*, Chicago, USA, 1998
- [35] P. D. Bilmes, et al., Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high strength steel welds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1 - 19, 2000
- [36] A. Hazarabedian, et al., *Jornadas SAM/CONAMET, Efecto de los tratamientos térmicos de post soldadura sobre la resistencia al daño por H de aceros inoxidables "soft martensíticos"*, San Carlos de Bariloche, Argentina, 2003.

#### 4. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a ESAB Suecia por la provisión del consumible utilizado y por los análisis químicos junto a CONARCO-ESAB Argentina; a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a la Fundación Latinoamericana de Soldadura por las soldaduras, a CNEA por las imágenes SEM y a APUENFI/FIUNLZ y ANPCyT por el apoyo económico al presente proyecto.