

Efectos del Ingreso de Hidrógeno en Juntas de Acero Soldadas Mediante el Proceso SMAW en Acero de Contenido Medio de Carbono

Resumen: El calor generado por el arco eléctrico de la soldadura rompe el enlace de hidrógeno (H) de las moléculas de la atmósfera circundante, liberando dos átomos de hidrógeno por cada disociación. La introducción de los mismos en el metal de soldadura es atribuida fundamentalmente a la absorción de estos átomos que ingresan en la red metálica. En este trabajo se realizaron cupones de soldaduras SMAW empleando electrodos tanto secos como con alto contenido de humedad. Además se efectuó carga electrolítica de hidrógeno sobre probetas de tracción construidas a partir de uniones soldadas con electrodo seco para simular condiciones agresivas de ingreso de H.

Palabras Claves: Hidrógeno; Soldadura; SMAW, Acero medio carbono.

Abstract: The heat generated by the welding arc breaks the hydrogen bonding (H) of the molecules of the surrounding atmosphere, releasing two hydrogen atoms per dissociation. The introduction thereof in the weld metal is mainly attributed to the absorption of these atoms entering into the metal net. In this paper, coupons of SMAW welds were performed using both dry and high-humidity electrodes. Also electrolytic hydrogen charging on tensile specimens constructed from welded joints with dry electrode were made to simulate aggressive conditions of H entry.

Keywords: Hydrogen; Welding; SMAW, medium carbon steel.

Mariano Bertucelli, Mariano Inés, Cesar Marconi, Graciela Mansilla

Grupo Metalurgia Física, Departamento Metalurgia-DEYTEMA, Facultad Regional San Nicolás, Colón 332, San Nicolás, Argentina.

Mail: mbertucelli@frsn.utn.edu.ar

INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

La fragilización por hidrógeno (FH) ha constituido durante años un problema de importantes consecuencias para la industria, no sólo por los efectos nocivos que causa en los materiales que lo poseen, Bertolino (2014), sino también por el impacto económico negativo que trae consigo en etapas posteriores de procesamiento.

Es bien sabido que tanto el hidrógeno atómico (H) como el hidrógeno iónico una vez que ingresan en la red atómica del acero, quedan anclados en sitios intersticiales de la red, generando distorsiones o cambios de volumen, lo cual limita el movimiento de las dislocaciones llevando consigo un aumento de la resistencia del material frente a la deformación impuesta. Tal como lo comentan Inés y Mansilla (2012), el H puede ingresar a la estructura interna del acero y quedar anclado en trampas del tipo reversibles (ejemplos: bordes de grano, dislocaciones, campos de tensiones elásticos, etc) que expulsan el H una vez que la actividad externa de éste disminuyó (a temperatura ambiente), y en aquellas de mayor energía denominadas “irreversibles” (ejemplos: interfases con inclusiones, precipitados, etc) que no producen la desorción de H sino más bien a elevadas temperaturas (aproximadamente 600°C), todos ellos caracterizados por poseer pozos de energía potencial mayores que aquellos relacionados con sitios intersticiales propios de la red, Stratmann (2003), Coudreuse y Charles (1987). De acuerdo con lo afirmado por Nelson (1974), especial seguimiento merecen aquellos procesos industriales como soldadura, decapado y deposición electrolítica sobre aceros, donde la concentración de H en la superficie del metal puede ser muy grande, constituyendo situaciones bastante complejas de ingreso de H.

Tal como se describió previamente, las operaciones de soldadura (sumamente habituales en las industrias) constituyen una de las principales vías de ingreso para

el H. Atendiendo a la naturaleza del entorno que rodea a la zona de fusión de la soldadura, Gedeon y Eagar (1990), Uda y Ohno (1973), Ouden y Griebing (1990) y Banerjee et al. (1993) comentan que existen por sobre la misma, presencia de distintos átomos y moléculas de H y de otros gases, lo que conduce a aumentar la solubilidad de estas especies gaseosas en el baño de fusión muy por encima de la predicha por la ley de Sievert. La cantidad de estos elementos que quedan presentes tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente puede provenir de la humedad del consumible utilizado, de la atmosfera de trabajo o bien por la presencia de compuestos hidrogenados en su revestimiento que al entrar en contacto con el arco eléctrico se descomponen cediendo hidrogeno al metal de soldadura. Por otra parte, el grado de absorción del H depende de la naturaleza y la composición de la atmosfera de soldadura, de la distribución de temperatura en la superficie de la pileta líquida y del área superficial de la misma. Luego de que el H se absorbe en la superficie, es transportado por convección y difusión al interior del baño líquido (metal de soldadura) y por difusión al interior del material sólido. Como expresan Alam et al. (1997), Yurioka y Suzuki (1990), a medida que la zona de fusión de la soldadura se enfría, algo de hidrógeno se desorbe de la superficie de soldadura, mientras que la difusión desde el metal de soldadura hacia el interior continúa de una manera transitoria, Mundra et al. (1997).

Debido a que la fragilización por hidrógeno (FH) puede aparecer mediante la formación de fisuras espontáneas tanto en el metal de soldadura como en la zona afectada térmicamente llevando a la falla catastrófica de estructuras, es que se pretende estudiar la forma de ingreso de este elemento y su interacción con la estructura interna del material, poniendo foco en el

hidrógeno que queda atrapado en sitios de alta energía y donde la identificación conlleva a la postulación de adecuados tratamientos post soldadura que evitarían los efectos nocivos. Por tal motivo, se mecanizaron probetas de tracción a partir de cupones de soldadura SMAW (Shield Metal Arc Welding) empleando electrodos básicos E7018 con diferentes grados de humedad. Además se efectuó carga electrolítica de hidrógeno sobre probetas de tracción para simular condiciones agresivas de ingreso de H.

METODOLOGÍA

Caracterización del Metal Base (MB)

El acero empleado como metal base corresponde a uno de contenido medio de carbono (SAE 1045), con buena soldabilidad y susceptible a la fragilización por H. En la Figura 1 se muestra la microestructura del mismo, apreciándose una típica estructura perlítico-ferrítica (74%-24%), con ferritas en borde de grano. La perlita posee la clásica morfología laminar.

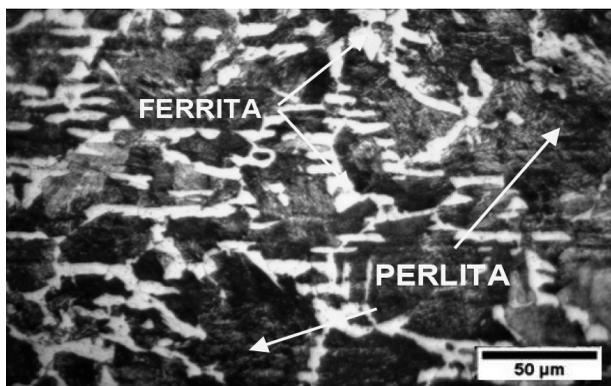


Figura 1. Microestructura del acero base atacada con Nital 2%.

Se analizó el nivel inclusionario del acero, notándose la presencia de inclusiones indeformables tipo

óxidos finos, (menores a 9 µm), e inclusiones tipo sulfuros finos (deformables menores a 4 µm), en su mayoría que no exceden a 3 µm de espesor y 30 µm de longitud. Estos sulfuros corresponden al tipo II de la clasificación de Sims y Dahle (1938).

El tamaño de grano se determinó mediante mediciones directas a una magnificación de 500x empleando la reglilla calibrada del ocular de un microscopio óptico Axiotech Zeiss. El índice de grano se determinó bajo la Norma IRAM-IAS U 500-122 bajo idénticas condiciones (ver Tabla 1).

	Tamaño de grano (µ)	Índice
Metal base	45	5-6

Tabla 1. Tamaño de grano de la chapa.

Las determinaciones de microdureza se realizaron sobre probetas extraídas en dirección transversal al cordón de soldadura, empleando un microdurómetro LECO modelo LM300AT, con una carga de 1000 gramos aplicada durante 10 segundos. Los resultados arrojaron un valor medio de 204 HV para el metal base (MB).

Soldadura de Cupones

Se realizaron soldaduras SMAW con electrodos básicos del tipo E7018 de diámetro 3,2 mm. A éstos se les realizó un ciclo de secado determinado según norma AWS A5.1/A5.1M:2004. A los electrodos sometidos a este ciclo se los denominó S. También, se seleccionó de los mismos un grupo que se sometió a un método de absorción de humedad, sumergiéndolos en agua destilada durante 24 h y se los denominó M.

Se trabajó con electrodos básicos fuertemente higroscópicos, como el E7018. Se confeccionaron cupones de

junta soldada a tope biselados en V de 60°, con un talón de 1,5 mm y una apertura de raíz de 3 mm, Figura 2. Los parámetros de soldadura se detallan en la Tabla 2.

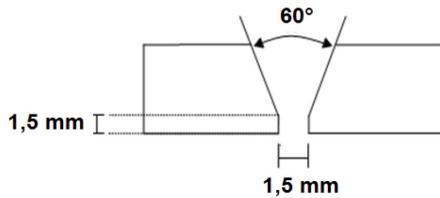


Figura 2. Diseño de junta utilizada.

Como la finalidad del trabajo es evaluar los efectos producidos a nivel microestructural por el ingreso de H al acero, se procedió a realizar cargas electrolíticas de H con el agregado de un agente promotor de este elemento para facilitar su ingreso y difusión en el material. Es decir, partiendo de probetas soldadas con electrodos secos, se permearon electrolíticamente probetas de tracción denominadas C, empleando ánodo de grafito y tensión constante de 2,1 V durante 2 h. Se utilizó una solución electrolítica 1N H₂SO₄, con el agregado de 0,25 g/L de NaAsO₂ (agente promotor de H).

En la Tabla 2 se presentan, junto con la identificación de cada una de las muestras, los valores de los parámetros de soldadura empleados y del calor aportado resultante.

Identificación de probeta	N° de pasadas	Intensidad (A)	Tensión (V)	Vel. de soldadura (mm/s)	HI (kJ/mm)
S	5	127	22,2	2,8	1,24

Tabla 2. Parámetros de soldadura.

El calor aportado se calculó de acuerdo con la Ecuación (1):

$$HI = \frac{V \cdot I}{V_a} \quad (1)$$

Donde HI es el calor aportado durante el proceso de soldadura, “V” es la tensión aplicada, “I” la intensidad de corriente, mientras que “V_a” es la velocidad a la que se realizó el proceso.

Caracterización Microestructural

Para poder observar los cambios microestructurales producidos durante la soldadura, se realizaron cortes transversales a los cordones y se extrajeron muestras. Todas se desbastaron con papeles abrasivos de SiC, partiendo de un grado 240 hasta 1200 y posteriormente se realizaron los pulidos con pasta diamantada de 6 y 1 μm, respectivamente. La microestructura se reveló con una solución de Nital 2%. En la Figura 3 se aprecia una macrografía de la muestra S, donde se diferencian las distintas pasadas y la zona afectada por el calor (ZAC). En la misma se identifican las zonas características de una junta soldada, es decir, el metal de soldadura (MS), zona afectada por el calor de grano grueso (ZAC GG), zona afectada por el calor de grano fino (ZAC GF) y metal base (MB).

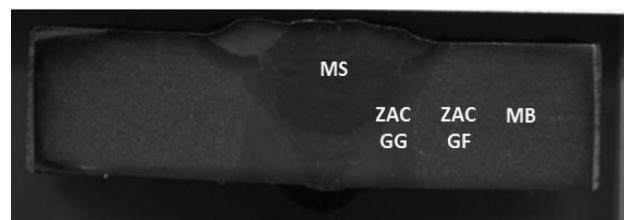


Figura 3. Macrografía de la muestra soldada.

Se realizaron observaciones con microscopio óptico Olympus GX51 para poder ver la microestructura característica de cada una de las muestras (S, M y C). Analizando el último cordón de soldadura, se identifica una estructura columnar, con ferrita primaria en borde de grano, ferrita secundaria con segundas fases

alineadas y no alineadas, y ferrita acicular. Se destaca que este microconstituyente es el más favorable otorgándole una mayor resistencia al cordón de soldadura.

También se observó la típica estructura martensítica en las cercanías a la línea de fusión, dentro de la ZAC GG. El tamaño de grano promedio aquí fue de 170 μm (ver Figura 4). Esta martensita observada en las cercanías a la zona de fusión se formó debido a las elevadas velocidades de enfriamiento imperantes. Tal como comenta Zimmer et al. (2004), tanto las bainitas como las martensitas proporcionan mayores capacidades de disolución del H frente al MB debido al mayor número de dislocaciones y otros defectos que actúan como trampas para estos átomos intersticiales.

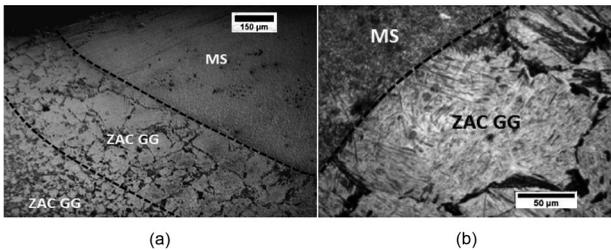


Figura 4. a) Micrografía óptica de la zona de fusión y ZAC, y b) Estructura martensítica en ZAC GG.

Ensayos Mecánicos

Del cupón de junta soldada se mecanizaron probetas de tracción planas, transversales a la junta como se esquematiza en la Figura 5.

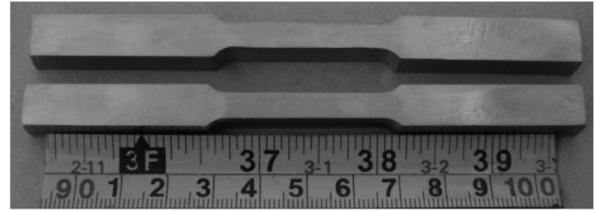
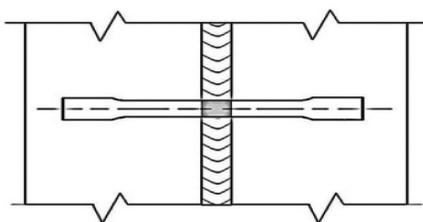


Figura 5. a) Esquema representativo de la extracción de probeta de tracción plana transversal a la junta, y b) Probetas torneadas bajo norma IRAM IAS U 500-102.

Los ensayos mecánicos se llevaron a cabo en una máquina de tracción marca Instron modelo 1125 considerando una velocidad de desplazamiento de 0,5 mm/min, equivalente a una velocidad de deformación de $1,6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Tanto las dimensiones de las probetas como el método de ejecución de ensayo cumplen con los lineamientos estipulados en la norma IRAM IAS U 500-102.

Posteriormente, se realizó un estudio fractográfico de las superficies de fractura y de las grietas generadas, mediante lupa estereoscópica Olympus SZ61 con analizador TSView y microscopio óptico Olympus GX51 con analizadores de imágenes Leco IA 32.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Respuesta Mecánica

Cada una de las curvas representadas en la gráfica de la Figura 6 se obtuvieron a partir de un promedio de dos ensayos de tracción para cada tipo de muestra considerada. Se observa que el comportamiento de la muestra soldada con electrodos húmedos (M), presenta una disminución de la resistencia máxima (UTS) del orden del 5% respecto de la muestra S, siendo que se esperaba un aumento de la misma. Posiblemente aquí los átomos de H quedaron atrapados en trampas con baja energía de activación. De acuerdo con las observaciones realizadas por Choo y Lee et al.

(1982) y Hong y Lee et al. (1983), para un acero de medio contenido en carbono como el empleado en este trabajo, dichas trampas podrían ser las dislocaciones y las interfaces Fea/Fe₃C, ambas del tipo reversible. Debe considerarse que, tal como expresa Babu et al. (2005) en su trabajo sobre el transporte de H en aceros para ductos, el flujo de H a través del material está relacionado con el gradiente de concentración y con la difusividad del mismo, lo que a su vez estaría vinculado con los distintos procedimientos de ingreso de H, la temperatura y el tiempo de exposición a la fuente.

Una condición de ingreso de H más agresiva, condujo a que la tensión de fluencia (σ_f) y la UTS mostraran leves incrementos para la muestra permeada electro-líticamente con H (muestra C) respecto de la muestra sin carga de H (muestra S), Figura 6. Estos resultados

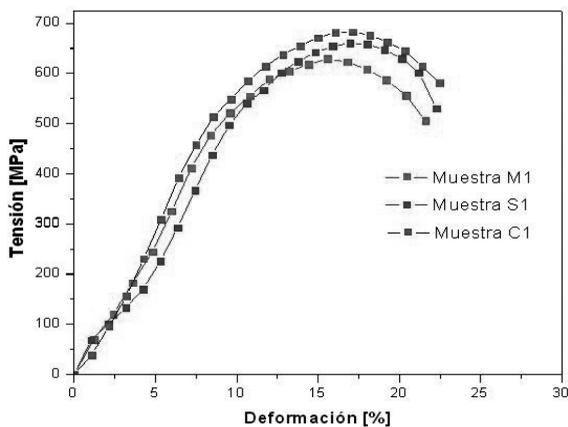


Figura 6. Curva tensión - deformación para las muestras ensayadas.

permiten interpretar que, como fuera presentado previamente por Hereñú et al. (2010) para un acero de alta resistencia, el H ingresado durante la carga electro-lítica quedó atrapado en el material y su interacción con la estructura sería el responsable del incremento de la resistencia máxima. Por otra parte, en el caso de la muestra M el hidrógeno ingresado a través de los

electrodos húmedos, habría quedado atrapado en sitios de bajas energías y pudo ser liberado durante el mismo proceso de la soldadura provocando una disminución de la UTS respecto de la muestra C.

Estudio Fractográfico y Análisis de Grietas

En primera instancia, y tal como se aprecia en la Figura 7, se observó el perfil de fractura encontrándose evidencias de zonas fibrosas en la región central y de un perfil de rotura irregular, similar al presentado por materiales dúctiles, para la muestra sin contenido de H (muestra S). En cambio, para la muestra con contenido de H (muestra C), además de presentar cierto brillo e indicios de una textura más áspera, es notorio que los bordes externos son más lisos y rectos respecto de la probeta S, aspectos que estarían asociados a un comportamiento de origen mixto cuando se ensayó al material bajo sollicitaciones de tracción uniaxial.

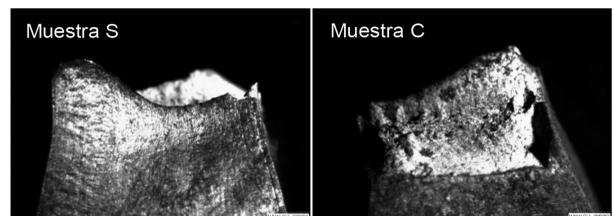


Figura 7. Perfiles de fractura de las muestras.

Ahora bien, siguiendo los lineamientos planteados en trabajos anteriores, Inés y Mansilla (2012 y 2013), se procedió a analizar la presencia de grietas sobre las muestras, empleando aumentos de 500x y 1000x, con microscopio óptico, encontrándose escasa cantidad de grietas del tipo lineal en la muestra con carga electro-lítica de H (muestra C), de pocos micrones de longitud, con ubicación preferencial en regiones subsuperficiales, y en ningún caso asociadas con inclusiones. En contra-

posición, la muestra sin contenido de H (muestra S) no presentó grietas en toda la sección analizada.

Análisis de Microdureza

Continuando con el estudio, uno de los ensayos con el que se puede evaluar el grado de interacción del hidrógeno con la microestructura, es el de microdureza. En la Figura 8 se grafican los valores determinados para las diferentes zonas del cupón soldado, el MB, ZAC-GG, ZAC-GF y también para el MS. Las mediciones se efectuaron sobre el último cordón de soldadura, observándose que, independientemente del contenido de H de las muestras, éstas presentan un comportamiento similar para todas las zonas.

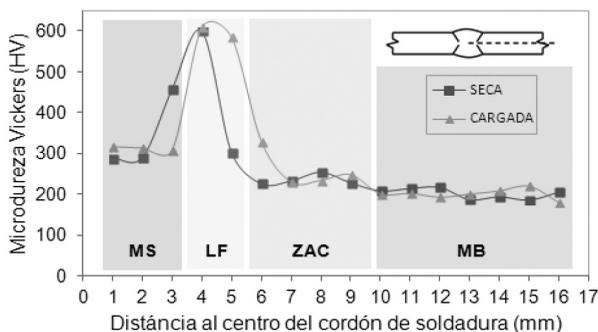


Figura 8. Barrido de microdurezas realizado en las probetas analizadas.

En el MB los valores de microdureza son prácticamente constantes para ambas muestras (C y S), ya que aquí es poca la influencia que ejerce el consumible. Puede apreciarse que las mayores variaciones están localizadas en la interface MS-LF, con picos máximos de microdureza al atravesar el borde de la LF. Como lo expresa Choubey et al. (2014), este aumento podría atribuirse a que en esta zona adyacente a la pileta líquida quedaron granos parcialmente fundidos, actuando éstos como sitios favorables de nucleación

para la nueva fase del MS durante la etapa de solidificación. A su vez, la presencia de los desarrollos martensíticos en la misma, observados en la Figura 4, también justifican los altos valores obtenidos de microdureza. Para ambas muestras (C y S), los valores de dureza son mayores para la muestra C dentro la zona de la LF, lo que en principio estaría relacionado con la presencia del H que ingresó electrolíticamente y difundió. Ensayos de microdureza llevados a cabo sobre las muestras traccionadas, muestran un aumento del 10% en los valores de microdureza para la muestra con carga de H respecto de la que no lo posee. Este aumento podría en principio justificar el incremento de la resistencia máxima para la muestra con carga de H observado en la Figura 6.

Para finalizar, en la zona del MS, en ambas muestras, se nota una reducción de los valores de microdureza cercana al 50% respecto de los obtenidos para la ZAC, resultado que está de acuerdo con el cambio microestructural que se presenta en esta zona.

Analizando en detalle los resultados obtenidos de las curvas tensión-deformación de la Figura 6 junto con los valores de microdureza observados en la Figura 8, podría plantearse un bajo grado de interacción del H en el comportamiento mecánico de este material soldado mediante el proceso SMAW y permeado electrolíticamente con H. Es decir, para la muestra C, los resultados muestran leves incrementos en los valores de resistencia (tensión de fluencia y de rotura) y en la microdureza. A su vez, en la muestra C se aprecia una reducción del alargamiento en un 4,5% frente a la muestra S, resultado que no hace más que reafirmar el efecto fragilizante del H en los materiales. Por otra parte, consistente con el resultado anterior, Candia et al. (2013) en un trabajo previo sobre un acero resulfurado y un acero inoxidable austenítico AISI 316L,

reporta que el hidrógeno provoca un aumento en el valor de la microdureza superficial, incrementándose en aquellas muestras que fueron permeadas electrolíticamente.

Ahora bien, se puede establecer un Índice de Fragilidad de Hidrogeno (IFH) que mida el efecto del H sobre la respuesta en tracción de las muestras M y C, respecto de la S, a través de la variación del área, propuesta por Echegoyen et al. (2009) según la Ecuación (2):

$$IFH (\%) = \%Ra_{C-M} - \% Ra_S / \%Ra_{C-M} \quad (2)$$

Donde IFH es el Índice de Fragilidad de Hidrogeno, RaC-M representa el porcentaje de reducción de área en la muestra cargada y/o mojada, y RaS es el porcentaje de reducción de área de muestra seca.

Para las condiciones experimentales descritas en este trabajo, se hicieron los cálculos correspondientes para la zona de la línea de fusión (ver Tabla 3). De los valores obtenidos se puede interpretar que el aumento en la microdureza va acompañado de un aumento en el índice de fragilidad de las muestras M y C con respecto a S. Tendencia consistente con el aumento de la UTS para las muestras C

Muestra	Microdureza (HV)	Índice de Fragilidad de Hidrogeno (IFH)
Mojada	457	5
Cargada	596	11

Tabla 3. Relación Índice IFH respecto de la microdureza.

respecto de las S, evidenciándose cierta influencia del H con la microestructura del acero estudiado.

En base a estos resultados, se plantea como próxima línea de trabajo la implementación de técnicas de microscopía electrónica de transmisión (TEM) para poder determinar el lugar de anclaje de los átomos de H, tales como en los defectos lineales de la red (dislocaciones), como así también, la realización de ensayos de calorimetría diferencial de barrido (DSC) para poder determinar la energía de atrape y lugar de anclaje de estos átomos.

CONCLUSIONES

De los ensayos de tracción realizados, junto con las mediciones de microdureza, queda de manifiesto la incidencia del H sobre la respuesta mecánica para este tipo de acero de contenido medio de carbono, soldado mediante el proceso SMAW. Se notó claramente que el índice de fragilización por hidrógeno fue mayor para la muestra cargada electrolíticamente con hidrogeno en comparación con la muestra soldada con electrodos húmedos; esto podría relacionarse con el tipo de trampa en la cual se encuentran anclados los átomos de hidrogeno.

Los resultados demuestran el efecto fragilizante del H y su relación con el aumento de la microdureza y las variaciones en las propiedades mecánicas de los materiales, no obstante es necesario continuar este trabajo considerando un análisis con mayor número de juntas soldadas bajo las condiciones ensayadas en este trabajo.

REFERENCIAS

- Bertolino G. , *Deterioro de las propiedades mecánicas de aleaciones base circonio por interacción con hidrógeno. Tesis doctoral carrera de doctorado en ingeniería nuclear. Instituto Balseiro - Comisión de Energía Atómica - Universidad Nacional de Cuyo - Noviembre 2001*
- Inés, Mariano; Mansilla, Graciela.(2012) *Trampas irreversibles, su influencia en la fragilización de un acero de alta resistencia. CONAMET/SAM 2012. 12º Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales. Chile*
- Stratmann, M; *Encyclopedia of Electrochemistry Corrosion and oxide films, Vol. 4. 2003. pp 108-145*
- Coudreuse,L, Charles,J (1987). *The use of a permeation technique to predict critical concentration of H2 for cracking. Corrosion Science. Vol. 27, No 10/11, ppt 1169-1181*
- Nelson H.G (1974), *Testing for Hydrogen Environment Embrittlement: Primary and Secondary Influences, ASTM STP 543, American Society of Testing and Materials, pp. 152-169*
- Gedeon S.A, Eagar, T.W. (1990). *Weld. J. Res. Suppl., 69, (7), 264s.*
- Uda. M., Ohno. S. (1973). *Trans. Natl. Res. Inst. Met. (Jpn), 15-20.*
- Ouden. G., Griebing. O. (1990). *Recent trends in welding science and technology. Ed. S. A. David and J.M. Vitek. 431. ASM International.*
- Banerjee. A., Debroy. T., Onneby. C., Small. M. (1993). *Recent trends in welding science and technology. Ed. S. A. David and J.M. Vitek. 39. ASM International.*
- Mundra, K, Blackburn, J. M., DebRoy, T. (1997). *Absorption and transport of hydrogen during gas metal arc welding of low alloy steel. Science and Technology of Welding and Joining, 2-4.*
- Sims C.E, Dahle F.B.(1938): *Trans. Am. Foundarymen's Ass., 46-65.*
- Zimmer Peter Kannengiesser B, T. *Effects of hydrogen on weld microstructure mechanical properties of the high strength steels S690Q and S1100QL (2004). Federal Institute of Materials Research and Testing (BAM) Unter den Eichen 87 D-12200 Berlin, Germany.*
- APURV C, VIJAYKUMAR S. (2014). *Influence of Heat Input on Mechanical Properties and Microstructure of Austenitic 202 grade Stainless Steel Weldments. WSEAS TRANSACTIONS on APPLIED and THEORETICAL MECHANICS. Volumen 9. (E.ISSN: 2224-3429)*
- Alam N, Li H, Chen and D. Dunne (1997). *Effect of hydrogen on fracture morphology of hydrogen assisted cracking in steel weldments. Sydney, Australia. International Conference on Frature.*
- Yurioka N and Suzuki H (1990) . *Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. International Materials Reviews Vol. 35 No 4 217*
- Inés M., Mansilla G.(2013) *Effect of hydrogen concentration and MnS inclusions on the embrittlement of a high strength steel. Acta Microscopica Vol. 22, No. 1, pp. 20-25 (issn 0798-4545.)*
- Inés, M; Mansilla, G (2012). *Trampas irreversibles, su influencia en la fragilización de un acero de alta resistencia. Libro. Artículo Completo. Congreso. 12º Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales. CONAMET/SAM*
- Candia, G, Brandaleze E, Mansilla G. (2013). *Estudio del efecto del hidrógeno sobre la microdureza de aceros. Revista Ciencia y Tecnología, 19, 64-68.*
- Choo, W.Y, Lee, J.Y., (1982). *J Mater Sci 17, pp. 1930-1938.*
- Hong, J.Y., Lee, G.W., 1983. *J Mater 18, pp. 271-277.*
- Hereñú S, Armas A, Brandaleze E, Mansilla G (2010). *Hydrogen Influence on the Mechanical Behaviour of High Strength Steel, Materials Testing Vol. 52, No. 9, pp. 610-614.*
- Babu SS., Feng Z., Santella ML., David S.A, Lencoe J.G., Anovitz L., Korinko PS (2005). *Hydrogen Pipeline R&D, Project Review Meeting Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, Hydrogen permeability and Integrity of hydrogen transfer pipelines. (TN 37831-6096)*
- Echegoyen R. Zappa S., Svoboda H., Surian E. (2009) *“Daño por hidrogeno en depósitos de soldadura de aceros inoxidables supermartensítico” Congreso SAM/ CONAMET. Buenos Aires. Argentina.*