

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN ENSAYOS DE TRACCIÓN DE ACERO INOXIDABLE AISI 316L

Mariano N. Inés ¹ y Graciela A. Mansilla ¹

¹ Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional
Colón N°332, Sn Nicolás de los Arroyos, Argentina
mines@frsn.utn.edu.ar y gmansilla@frsn.utn.edu.ar

RESUMEN

En este estudio se presentan los resultados obtenidos de la investigación llevada a cabo para determinar la interacción existente entre los carburos de cromo y el hidrógeno en muestras de acero inoxidable AISI 316L, y su posible incidencia en el comportamiento mecánico considerando distintas velocidades de deformación en ensayos de tracción.

Para lograr una microestructura susceptible, con una distribución homogénea de carburos, se desarrollaron tratamientos térmicos con enfriamiento en aire, y luego sobre un grupo de estas muestras se llevaron a cabo cargas electrolíticas de hidrógeno, empleando una solución electrolítica de H₂SO₄ 1N, con 0,25 g/L de NaAsO₂ como agente promotor de hidrógeno, un ánodo de grafito y una densidad de corriente constante de 35 mA/cm² durante 3,5h. Para finalizar, se realizaron sobre el total de las muestras ensayos de tracción, considerando dos velocidades de desplazamiento del cabezal, de 0,5 mm/min y 5 mm/min, respectivamente.

Las superficies de fractura resultantes, independientemente de la velocidad de desplazamiento del cabezal, exhibieron un comportamiento mixto dúctil - frágil en muestras cargadas con hidrógeno junto con grietas asociadas con los carburos de cromo, en comparación con la morfología netamente dúctil (con dimples bien desarrollados) obtenida en aquellas sin carga. Las curvas tensión-deformación, para ambas velocidades demuestran que existen variaciones entre la tensión de rotura y la máxima elongación. Para evidenciar las interacciones del hidrógeno con las microestructuras obtenidas, se aplicó una técnica metalográfica selectiva, logrando identificar a los bordes de grano y las interfaces de carburos / matriz como las principales trampas de hidrógeno. Estos resultados permitieron determinar que los carburos desarrollados causan atrapamiento perjudicial de hidrógeno y son responsables del comportamiento mecánico medido en el acero inoxidable AISI 316L.

Palabras Clave: Aceros inoxidables, carburos, hidrógeno, propiedades mecánicas.

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable representan una familia de materiales muy interesantes, tanto desde un punto de vista científico como comercial, debido a sus excelentes propiedades en términos de resistencia mecánica y ductilidad, combinados con valores aceptables de resistencia a la corrosión. Dentro de esta clase de aceros inoxidable, los denominados auténticos contienen 16% a 28% en peso de cromo y una cantidad suficiente de elementos estabilizadores a temperatura ambiente, como ser el níquel, manganeso y carbono. Usualmente, la resistencia a la corrosión se mejora mediante la adición de molibdeno. Ahora bien, en la microestructura de los aceros inoxidable, dependiendo de su composición química y de las condiciones térmicas impuestas en servicio, pueden desarrollarse varios tipos de fases. Sin embargo, en los aceros inoxidable, son las fases intermetálicas y los carburos los que ocurren con mayor frecuencia [1-3]. Algunas de las fases intermetálicas principales son sigma (σ), chi (χ) y fases de Laves; y dentro de los carburos, los de los tipos MC, M_6C , $M_{23}C_6$ y M_7C_3 .

La mayoría de los aceros, en presencia de hidrógeno, ven alterado su comportamiento mecánico y a la corrosión, tal es el caso de los aceros de alta resistencia donde el hidrógeno puede quedar atrapado en interfaces matriz-inclusión, generando su decohesión y consecuente fragilización. En el caso de los aceros inoxidable austeníticos, si bien su efecto es menos notable, con el paso del tiempo los indicadores de fragilización de maximizan.

Debido a que estos aceros inoxidable tienen energía de falla por apilamiento (EFA) de bajas a moderadas, su comportamiento a la deformación es diferente al de otros aceros, como son los aceros al carbono. Dentro de las diferencias se encuentra la facilidad para formar fallas por apilamiento o maclas y la tendencia a formar estructuras de dislocaciones planares. Todas estas características microestructurales influyen considerablemente en la respuesta tensión-deformación y la evolución de la textura de esta clase de aceros produciendo una respuesta de endurecimiento por deformación [4]. La EFA en función de los componentes de la aleación se puede obtener a partir de la Ecuación (1) de Schramm y Reed, [5]:

$$EFA (mJ/m^2) = -53 + 6,2 (\%Ni) + 0,7 (\%Cr) + 3,2 (\%Mn) + 9,3 (\%Mo) \quad (1)$$

El objetivo de este trabajo consiste en presentar los resultados obtenidos acerca de la interacción existente entre los carburos de cromo y el hidrógeno en muestras de acero inoxidable AISI 316L, y su posible incidencia en el comportamiento mecánico considerando distintas velocidades de deformación en ensayos de tracción uniaxial.

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

2. EXPERIMENTAL

La composición química del acero inoxidable AISI 316L de procedencia finlandesa se detalla en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero inoxidable AISI 316L.

| Composición | C | Si | Cr | Mn | Ni | Mo | Fe |
|-------------|-------|------|------|------|------|------|------|
| % Masa | 0,032 | 0,65 | 17,2 | 1,50 | 10,7 | 2,57 | Bal. |

Inicialmente, sobre el material en condición *as-received* se realizó tratamiento térmico según la siguiente secuencia: un calentamiento a 900°C, durante 120 minutos y enfriado en aire. El propósito fue lograr una distribución homogénea de carburos de distintas composiciones. Posteriormente, y previo a los ensayos mecánicos de tracción uniaxial, sobre estas muestras se llevó a cabo carga electrolítica de hidrógeno, mediante el método de permeación electrolítica con ánodo de grafito y densidad de corriente constante de 35 mA/cm² durante 3,5 h. Se utilizó una solución electrolítica 1N H₂SO₄, con el agregado de 0,25 g/L de NaAsO₂. Seguidamente, se consideraron dos grupos de muestras que fueron ensayadas en una máquina de tracción universal, empleando dos velocidades de deformación, de 2,6x10⁻³ s⁻¹ y 2,6x10⁻⁴ s⁻¹, respectivamente.

Se emplearon métodos convencionales de caracterización metalográfica por microscopía óptica (Olympus GX5). Para ello, las muestras fueron inicialmente seccionadas con una cortadora ultralenta, luego de eso, se las incluyó en resina fenólica termoplástica, empleando temperatura y presión. Se realizó desbaste grueso, fino y muy fino en pulidora metalográfica, empleado papeles de SiC de granulometrías correspondientes a: 320, 400, 600, 800, 1000 y 1200. El ataque o revelado de la microestructura se hizo con reactivo de Agua Regia diluida. Con esta técnica se determinó ubicación, distribución y forma de los carburos, mientras que luego se realizó un análisis microestructural más detallado de los carburos y de las superficies de fractura pos-ensayos mecánicos de tracción, por microscopía electrónica de barrido (SEM, LEITZ AMR 1000).

También se empleó la técnica SEM-EDS para poder identificar elementos constitutivos de los precipitados. Finalmente, se recurrió a la técnica de decoración plata desarrollada por Schober y Dieker [6] para localizar sitios o trampas microestructurales de captura de hidrógeno. Este método consiste en colocar la muestra en una solución química que contiene iones de plata. Como consecuencia de una reacción redox, los iones de plata en contacto con los átomos de hidrógeno son reducidos a partículas de Ag metálica. Esas partículas se depositan en los sitios superficiales de la muestra, indicando aquellos donde se ocluyó el hidrógeno. Cuando estas

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

muestras se observan con microscopía electrónica de barrido, las partículas de Ag se ven brillantes y se pueden identificar mediante EDS.

3. RESULTADOS

3.1. Caracterización microestructural

Como se explicó anteriormente, las muestras tratadas térmicamente lograron desarrollar una distribución aumentada y homogénea de distintos tipos de carburos de cromo y, eventualmente, más sitios de captura de H en comparación con el material *as-received*, Figura 1. En el análisis microestructural, realizado con microscopio óptico Olympus GX51, sobre muestras en condición *as-received* se determinó un tamaño de grano austenítico de $35,3 \mu\text{m}$, con escasa presencia de carburos de cromo, siendo su localización en posiciones mayoritariamente transgranulares y algunos aislados en bordes de grano. También, se detectaron escasa cantidad de inclusiones de geometría poligonal, de aspecto frágil, algunas de ellas decohesionadas de la matriz metálica.

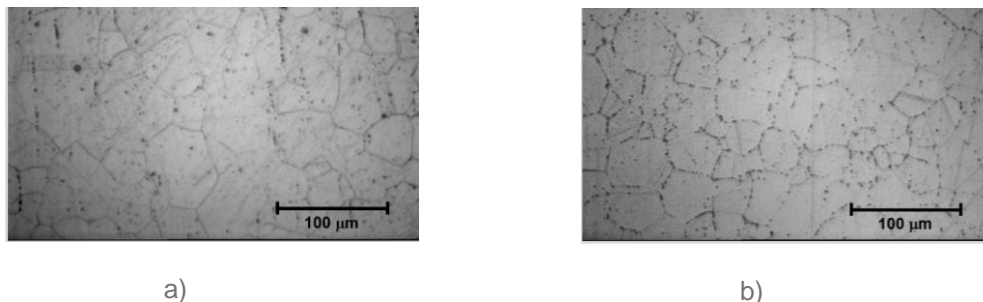


Figura 1: Micrografía óptica de: a) Muestra *as-received*, y b) Muestra tratada térmicamente.

Como consecuencia del tratamiento térmico, se acrecentó en un 6% la cantidad de carburos, cuantificación realizada utilizando métodos manuales sobre micrografías ópticas a 500x tomadas en distintos sectores de la muestra, que luego fue verificado con un software analizador de imágenes. La mayoría de ellos se corresponden con carburos tipo M_{23}C_6 , ubicados en bordes de grano austenítico que serían los más estables según simulación termodinámica realizada con FactSage 8.0, [7, 8] considerando los tratamientos térmicos realizados. Pero también, y en acuerdo con la literatura, para este tipo de acero inoxidable pueden presentarse carburos del tipo M_6C , y fases intermetálicas como chi (χ) y sigma (σ) [9], donde esta última precipita a temperaturas entre 600°C - 700°C , [10-12].

3.2. Propiedades mecánicas

En la Tabla 2 se muestra un resumen de las propiedades mecánicas obtenidas a partir de los ensayos de tracción, considerando un promedio de dos ensayos por cada velocidad de

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

deformación, esto es, de $2,6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y $2,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, en muestras en condición *as-received* (muestras AR) y las tratadas térmicamente con posterior carga electrolítica de H (muestras SSAH).

Tabla 2. Composición química del acero inoxidable AISI 316L.

| Denominación | Condición de la muestra | Velocidad de deformación [s^{-1}] | Resistencia a la tracción [MPa] | Elongación a la fractura [%] |
|--------------|-------------------------|--|---------------------------------|------------------------------|
| AR05 | As-received | $2,6 \times 10^{-4}$ | 631 | 13 |
| AR5 | | $2,6 \times 10^{-3}$ | 636 | 13 |
| SSAH05 | TT + H | $2,6 \times 10^{-4}$ | 647 | 9 |
| SSAH5 | | $2,6 \times 10^{-3}$ | 617 | 19 |

En primer lugar, nótese que en el material *as-received* (muestras AR5, ensayada a $2,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ y muestra AR05, a $2,6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), independientemente de la velocidad de deformación considerada no hay variaciones en los valores de resistencia a la tracción y de la elongación a la fractura. Sin embargo, en aquellas muestras que fueron tratadas térmicamente y cargadas electrolíticamente con H (muestras SSAH5 y SSAH05), el comportamiento fue distinto. Es decir, aquí se ponen de manifiesto, por un lado, la mayor cantidad de carburos desarrollados respecto a las muestras AR (sin tratamiento térmico) que fue un 6% superior, además la ubicación preferencial de los mismos en bordes de grano austenítico y también el efecto asociado a las interacciones del H con las distintas trampas microestructurales del acero inoxidable. En [13] se hace referencia a la energía de falla de apilamiento (EFA) como un indicador de la susceptibilidad de los aceros inoxidables austeníticos a la fragilización por hidrógeno, y menciona también que si existe en la microestructura del material un gran número de fallas de apilamiento, se tendrá en consecuencia mayor EFA, por lo tanto, defectos como los precipitados en los límites de grano, en este caso carburos de cromo en posiciones intergranulares favorecidos por el tratamiento térmico, generarían mayor desorden atómico y por ende una mayor reactividad de la red cristalina [14]. Para el acero inoxidable AISI 316L de este trabajo, los cálculos realizados empleando la Ecuación (1), corresponde un valor de EFA de 54 mJ/m^2 . Atendiendo a este valor y considerando lo señalado en [15] en materiales con alta EFA, debido al deslizamiento cruzado, la deformación es más homogénea, permitiendo así que las dislocaciones transporten al H uniformemente por todo el material, es decir, la movilidad de las dislocaciones aumenta y la plasticidad se localiza (modelo de Plasticidad Localizada Inducida por Hidrógeno - HELP).

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

A partir de los datos de la Tabla 2, y considerando la mayor velocidad de deformación, esto es, $2,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, se aprecia un ligero aumento en la elongación (ductilidad) para la muestra hidrogenada (SSAH5) en comparación con aquella sin carga de H (AR5). Estudios llevados a cabo por [16] permitieron analizar la incidencia del H cargado electrolíticamente respecto de la microdureza en un acero inoxidable austenítico AISI 316L. Allí quedó de manifiesto que el H generó un leve endurecimiento en regiones superficiales de la muestra, para luego sí, en sectores internos, evidenciar un ablandamiento sostenido.

Por último, analizando el comportamiento de las muestras ensayadas con la velocidad de deformación más baja ($2,6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), aquella con carga de H (SSAH05) presentó un comportamiento opuesto, esto es, una disminución de la elongación a la fractura del orden del 69% respecto de la muestra sin H (AR05). Esto concuerda con los datos de la biografía en donde, sin excepción, la presencia de hidrógeno va acompañada de una reducción de la ductilidad, a pesar de los efectos contradictorios del H sobre la fluencia y la resistencia a la tracción de los aceros, [17, 18]. A su vez, y en consonancia con la literatura, empleando la velocidad de deformación más baja, la muestra hidrogenada evidenció un efecto de endurecimiento por deformación, siendo el valor de su resistencia máxima a la tracción superior al correspondiente de la muestra sin carga de H.

A continuación, a nivel macroscópico se examinaron mediante lupa estereoscópica (Olympus SZ61) los perfiles y superficies de fractura de las muestras. Para la menor velocidad de deformación, se observaron reducciones del área transversal de las muestras SSAH05 y AR05, esto es, con y sin carga de H. Esta diferencia, sin embargo, fue menos marcada cuando se examinaron las muestras ensayadas a la mayor velocidad, donde si bien hubo estricción, la misma no fue pronunciada.

Ahora bien, independientemente de la velocidad de deformación que se considere, las muestras con contenido de H (muestras SSAH5 y SSAH05) presentaron un ligero color brillante en la superficie de fractura junto con presencia de decohesiones internas (grietas) en la sección transversal central (Figura 3d), comportamiento que podría estar vinculado con una fragilidad aparente en estas muestras ocasionada por el H, distinto al hallado en aquellas sin carga de H (esto es, muestras AR5 y AR05) donde se evidenciaron signos de deformación plástica, con muchas irregularidades en zonas de la superficie de fractura, Figuras 3a y 3b.

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

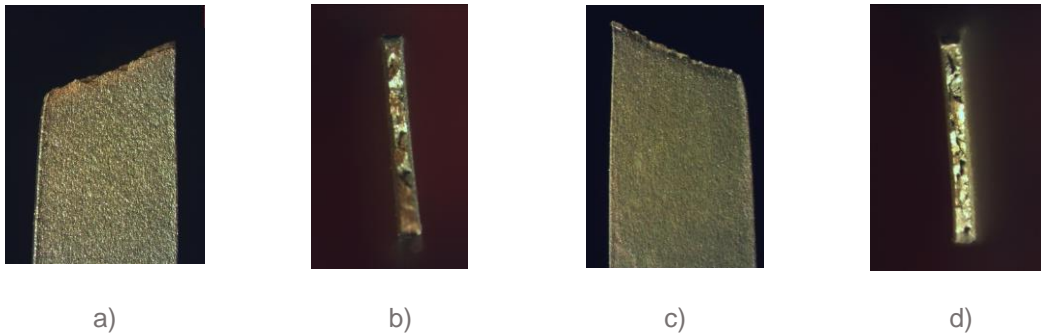


Figura 3: Fotos con lupa: a) Perfil fractura en AR5 (0.67x), b) Superficie de fractura en AR5 (1x), c) Perfil fractura en SSAH5 (0.67x), d) Superficie de fractura en SSAH5 (1x).

Para continuar y profundizar este análisis, se examinaron mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) las correspondientes superficies de fractura que presentaron las muestras ensayadas a más baja velocidad de deformación, con y sin carga electrolítica de H. Se pudo evidenciar la influencia del hidrógeno en el modo de fractura. La muestra en condición *as-received* (sin carga de H) mostró una clásica fractura dúctil, con gran cantidad de dimples bien desarrollados, que crecieron y coalescieron bajo la carga de tracción hasta producir las típicas decohesiones microestructurales (grietas) – Figura 4a.

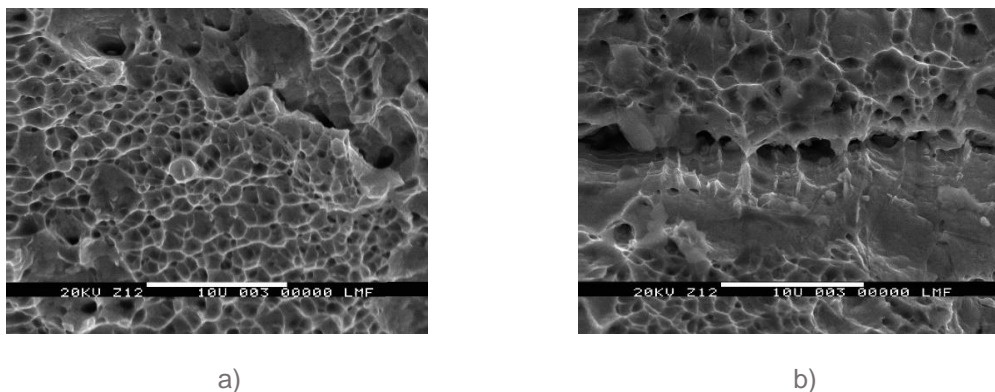


Figura 4: Superficie de fractura, a) Muestra AR05, y b) Muestra SSAH con H.

Por otro lado, la muestra con carga electrolítica de H (SSAH05) presentó no solo regiones frágiles típicas de la acción del H, sino también evidencia de deformación plástica. En este sentido, la morfología de fractura de esta muestra hidrogenada evidenció presencia de voids y facetas de clivaje (Figura 4b) en áreas cercanas a éstos. De acuerdo con la literatura consultada, la formación de esos voids podría estar vinculada a un bajo contenido localizado de H en esas zonas de la muestra en aceros comunes, sin embargo, como lo explican los autores en [19] para aleaciones de hierro, cromo y níquel, ese patrón podría estar relacionado con una disminución de la ductilidad provocada por H.

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

Se encontró además una mayor variedad de modos de fractura en la muestra cargada de H (SSAH05), es decir, se halló presencia de zonas dúctiles y frágiles (comportamiento mixto). Preferentemente, la zona frágil estuvo limitada a zonas del borde de la muestra, donde el impacto de la carga electrolítica de H es mayor, tendiendo a ir disminuyendo en zonas del centro de la muestra. Esta observación es coincidente con los mayores valores de microdureza reportados para este mismo material [16].

Para completar el análisis, se realizaron mediciones del tamaño de los voids con un software analizador de imágenes, lográndose determinar una disminución en el tamaño de estos huecos en la muestra con carga electrolítica de H – SSAH05 – (tamaño de 5,45 μm) en comparación con la que no tenía H (tamaño de 6,30 μm), resultado coincidente con el manifestado por [20], donde atribuyen la menor densidad y tamaño de los microvoids a la fragilización por hidrógeno en aceros inoxidables 316. Se concluye aquí que el modo de falla dúctil en las muestras no cargadas con H, así como en aquellas cargadas, fue causado por la formación de grietas (con finos carburos de cromo asociados) originadas como producto de la coalescencia de los dimples. Además, como fuera señalado por [21] en su estudio acerca de la fragilización por H en muestras de acero de bajo contenido en carbono cargadas electrolíticamente con H empleando una solución al 5% de H_2SO_4 con la adición de 1,5 g de litro de tiourea, a una densidad de corriente de 400 mA cm^2 durante 1 h, en la superficie de fractura las facetas de cuasi-clivaje obtenidas puede ser consecuencia presumiblemente de la propagación de una fisura dúctil, causada por el crecimiento y coalescencia de microvoids – MVC – generando facetas de clivaje, controladas por el hidrógeno acumulado, que intensifica y localiza la deformación plástica en este acero.

3.3. Identificación de hidrógeno

Hasta ahora ha sido claro el efecto provocado por el H en el acero inoxidable estudiado, generando leves cambios en las propiedades mecánicas y la aparición de zonas frágiles de clivaje asociadas con la presencia de éste.

Ahora bien, para poder comprobar los eventuales sitios de oclusión de H, se empleó la técnica metalográfica de Decoración con Plata, [6]. Su presencia se corroboró a partir de la precipitación de partículas de plata en los sitios de anclaje de H como límites de los granos y en proximidades de partículas de carburos de cromo, que se manifiesta mediante los puntos brillantes (blancos) en la Figura 5a, además en la Figura 5b se muestra el espectro realizado con EDS que identifica justamente los cristales de Ag.

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

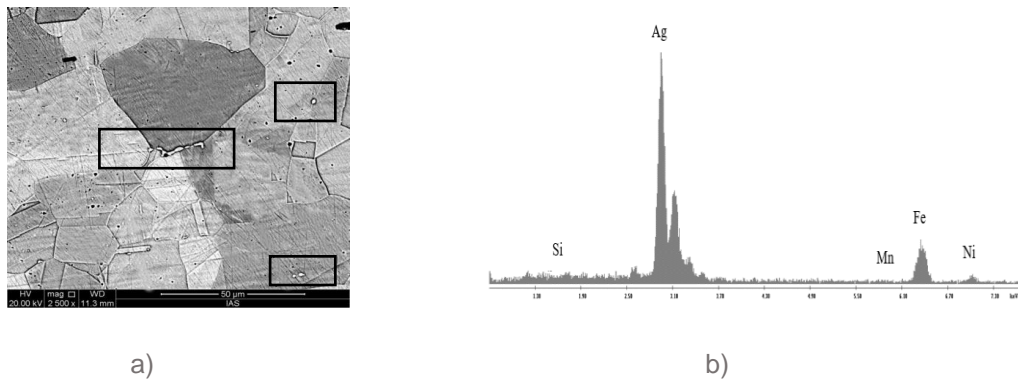


Figura 5: a) Imagen SEM mostrando partículas de Ag (blancas) asociadas a carburos de cromo, muestra SSAH05, b) análisis EDS de las partículas de Ag.

Mediante el análisis fractográfico combinado con esta técnica metalográfica se evidenció la presencia de H en AISI 316 L, para las muestras cargadas con H, incluso cuando la respuesta mecánica mostró leves diferencias con relación al material AR (sin carga de H). Bajo las condiciones experimentadas se dejó en evidencia la ubicación preferencial del hidrógeno en los límites de grano y en menor grado atrapado en partículas de carburos.

En general y en coincidencia con lo expresado por el autor en [22], al disminuir la velocidad de deformación se manifiesta más explícitamente el efecto fragilizante del hidrógeno en conjunción con una microestructura sensibilizada por los tratamientos térmicos y puesto de manifiesto por el modo mixto de la fractura en las muestras cargadas con H. Por último, las grietas halladas en el material hidrogenado se habrían generado como consecuencia del efecto combinado entre la coalescencia de microvoids y el H atrapado.

4. CONCLUSIONES

El acero inoxidable AISI 316L tratado térmicamente y cargado electrolíticamente con hidrógeno, presentó un modo de fractura mixta (dúctil-frágil) cuando se analizaron las muestras ensayadas en tracción. Sin embargo, el efecto de fragilización por hidrógeno se maximizó al determinar la reducción en la elongación a la fractura en la muestra hidrogenada, considerando una velocidad de deformación de $2,6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Por último, la evolución de las superficies de cuasiclivaje en conjunto con el desarrollo de grietas asociadas a la coalescencia de microvoids y al H atrapado, serían los responsables del comportamiento mecánico exhibido por este material.

5. REFERENCIAS

- [1] Hall E. O., Algie S. H. Metallurgical Review, 11, 61-88, 1966.
 - [2] Davis J. R. *Stainless Steels*, ASM Speciality Handbook, Metals Park, OH, ASM, 1994.
- Convocatoria producción 2021

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

- [3] Padilha A. F., Rios P. R. *ISIJ International*, 42, 4, 325-337, 2002.
- [4] Quintana Hernández M. J., González Ojeda R., González Ruiz A. *Caracterización Mecánico-Microestructural del Acero Inoxidable 304 a Temperatura Elevada*. Memorias del XV Congreso Internacional Anual de la Somim, (ISBN 978-607-95309-1-4), 23 al 25 de septiembre de 2009, Cd. Obregón, Sonora. México. 614-622.
- [5] Schramm R. E., Read R. P. *Stacking Fault Energies of Austenitic Stainless Steels*. Metallurgical Transactions A, 6A, 1345-1351, 1975.
- [6] Schober T., Dieker C. *Observation of Local Hydrogen on Nickel Surfaces*. Metallurgical Transactions A, 14A, 2440-2442, 1983.
- [7] Inés M. N., Mansilla G. A. *Efecto de los Tratamientos Térmicos en la Estabilidad de Carburos en Aceros Inoxidables AISI 316 y AISI 446*. 17° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales CONAMET-SAM. 18 al 20 de octubre de 2017. Copiapó-Chile.
- [8] Inés M. N., Mansilla G. A. *Estudio de la precipitación de fases en aceros inoxidable y su interacción con el hidrógeno*. 6° Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales. 17 al 18 de agosto de 2017. San Martín, Prov. de Buenos Aires, Argentina.
- [9] Rozenak P., Eliezer D. *Precipitation Behaviour of a Sensitized AISI Type 316 Austenitic Stainless Steel in Hydrogen*. Journal of Materials Science, 21, 3065 – 3070, 1986.
- [10] Duhaj P., Ivan J., Makovicky E. *Sigma Phase Precipitation in Austenitic Steels*. The Journal of the Iron and Steel Institute, 206, 1245–1252, 1968.
- [11] Wilms M. E., Gadgil V. J., Krougman J. M., Ijsseling F. P. *The Effect of σ -Phase Precipitation at 800°C on the Corrosion Resistance in Sea-Water of a High Alloyed Duplex Stainless Steel*. Corrosion Science, 36, 5, 871–881, 1994.
- [12] Souza C. M., Abreu H. F. G., Tavares S. S. M., Rebello J. M. A. *The σ Phase Formation in Annealed UNS S31803 Duplex Stainless Steel: Texture Aspects*. Materials Characterization, 59, 9, 1301–1306, 2008.
- [13] Ovejero García J. *De Cómo el Átomo más Chico Puede Causar un Daño Grande*. Ciencia e Investigación – Tomo 63, Nº 2. Instituto Sabato, UNSAM-CNEA, 2013.
- [14] Román Sedano A. M. *Estudio de Acero Inoxidable 316L de Uso Quirúrgico*. Universidad Autónoma del Estado de Morelos. Instituto de Investigación en Ciencias Básicas y Aplicadas. Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas. Tesis profesional de Maestría en Ingeniería y Ciencias Aplicadas, 2019.
- [15] Luppo M. I. *Influencia de los Defectos Microestructurales sobre el Fenómeno de Fragilización por Hidrógeno en Aceros*. Tesis presentada para obtener el grado de Doctor en

Convocatoria producción 2021

15, 16 Y 17 DE SEPTIEMBRE DE 2021

Ciencias Físicas de la Universidad de Buenos Aires. Director de Tesis: Dr. José Ovejero García, 1997.

[16] Inés M.N., Mansilla G.A. *Identificación de Fases en Aceros Inoxidables*. Publicado en resúmenes de la 5º Jornadas de Metalurgia y 4º Jornadas de Doctorandos. Departamento Metalurgia, Facultad Regional San Nicolás. Universidad Tecnológica Nacional. Septiembre, 2016.

[17] Karpenko G. V., Yarmchenko N. Y., Shved M. M. *Effect of Hydrogen on the Strength of Iron*. *Materials Science*, 7, 304–306, 1973.

[18] Murakami Y., Kanezaki T., Mine Y. *Hydrogen Effect against Hydrogen Embrittlement*. *Metallurgical and Materials Transactions*, 41A, 2548–2562, 2010.

[19] Caskey G. R. Jr. *Microstructural Science*, 9, 413-419, 1981.

[20] Toribio J. *Effect of Strain Rate and Notch Geometry on Hydrogen Embrittlement of AISI Type 316L Austenitic Stainless Steel*. *Fusion Engineering and Design*, 16, 377-386, 1991.

[21] Merson, E. D., Poluyanov, V. A., Merson, D. L., Vinogradov, A. Y. *About the Nature of Quasi-Cleavage in Low-Carbon Steel Embrittled with Hydrogen*. *Metal Science and Heat Treatment*, 61, 191-195, 2019.

[22] Álvarez Díaz G., García Suárez T. E., Rodríguez González C., Javier Belzunce Varela F. *Effect of the Strain Rate on the Fracture Behaviour of High Pressure Pre-Charged Samples*. *Proceedings*, 2, 1417; doi:10.3390/proceedings2231417, 2018.