

Modelado Microestructural del Mecanismo de Ataque por Hidrógeno a Elevadas Temperaturas en el Acero C-½Mo mediante ensayos de simulación a escala de laboratorio

N. Peña ^{a*}, M. García^a, Y. Rigual^a

^a Gerencia de Materiales y Confiabilidad Operacional. PDVSA Intevep. Venezuela.

*Autor de Correspondencia, E-mail: penand@pdvsa.com, Tlf.: +58 212 3308337.

RESUMEN

Actualmente, un número considerable de equipos a presión fabricados con acero C-½Mo continúan en servicio de hidrógeno en la industria de la refinación. La confiabilidad y la integridad metalúrgica de estos equipos son consideradas crítica debido a que son susceptibles a experimentar ataque por hidrógeno a elevadas temperaturas (HTHA) por debajo de los límites permisibles establecidos como “zona segura” en las curvas de Nelson. La comprensión de la ocurrencia del HTHA en esta zona permitirá generar soluciones tecnológicas efectivas asociadas con los métodos de detección, inspección y evaluación del daño. En este sentido, las experiencias a escala de laboratorio constituyen una etapa necesaria y complementaria a las experiencias en servicio dirigidas a profundizar el conocimiento de este mecanismo. En este trabajo se estudió la degradación microestructural que experimenta el acero C-½Mo debido a la acción simultánea del hidrógeno y de altas temperaturas. Para ello, se implementó una metodología que permitió simular condiciones de operación, realizando ensayos de exposición del acero a 14,479 MPa (2100 psi) H₂ y 550 °C durante diferentes tiempos. La correlación entre los daños microestructurales y el tiempo de exposición permitió delimitar las zonas de evolución y severidad del daño. HTHA es un fenómeno complejo y las simulaciones del daño, en laboratorio, han sido poco documentada en la literatura. Por lo tanto, esta investigación contribuye a establecer metodologías para la evaluación en laboratorio de este proceso, donde el análisis de superficie mediante microscopía electrónica de barrido es esencial para su comprensión. La relación de este comportamiento metalúrgico con los daños en servicio facilitará la toma de decisiones para acciones de inspección, seguimiento y evaluaciones de integridad.

Palabras Claves: HTHA, acero C-½Mo, integridad metalúrgica, simulación del daño, pruebas de laboratorio.

Microstructural modeling of High Temperature Hydrogen Attack mechanism in C-½Mo steel through laboratory scale simulation tests

ABSTRACT

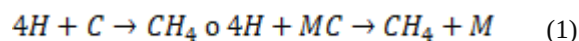
Pressure equipment made from C-½Mo steel continues in hydrogen service at the refinery industry. The reliability and metallurgical integrity of this equipment are considered critical because it is susceptible to High Temperature Hydrogen Attack (HTHA) below the permissible limits set as a "safe zone" in the Nelson curves. Understanding the occurrence of HTHA in this zone allows generating effective technological solutions associated with detection and inspection methods and damage assessment. In this sense, laboratory-scale tests are necessary and complementary stage to the in-service experiences aimed at deepening the knowledge of this mechanism. This work documented the microstructural degradation of C-½Mo steel due to the simultaneous action of hydrogen and high temperatures. For this purpose, a test methodology was implemented to simulate real operating conditions to perform tests of steel in hydrogen atmosphere with high pressure and temperature conditions, 14,479 MPa (2100 psi) and 550 °C during different exposure times. The correlation between the microstructural damage and the exposure time allowed delimiting the areas of evolution and severity of the damage. The HTHA is a complex phenomenon so the simulation of this damage at laboratory scale is rarely found in the technical literature. Therefore, this research contributes to establish methodologies for laboratory tests of the HTHA where the analysis of the damage evaluated by scanning electron microscopy is essential to understand the process. The relation of this metallurgical assessment with in-service damage will facilitate decision making for inspection, monitoring and integrity evaluations.

Keywords: HTHA; C-½Mo steel; metallurgical integrity; damage simulations; laboratory test.

INTRODUCCIÓN

Actualmente, un número considerable de equipos a presión fabricados con acero C-½Mo (ASTM A-204) continúan en servicio de hidrógeno en la industria de la refinación. La confiabilidad y la integridad metalúrgica de estos equipos en contacto con hidrógeno son consideradas crítica debido a que son susceptibles a experimentar ataque por hidrógeno a elevadas temperaturas (HTHA, por sus siglas en inglés) por debajo de los límites permisibles establecidos como “zona segura” en las curvas de Nelson [1]. La comprensión de la ocurrencia del HTHA en esta zona constituye un tema de gran interés tecnológico para la industria de la refinación.

El ataque por hidrógeno a elevadas temperaturas es un mecanismo de falla generado en materiales cuando son sometidos a elevadas presiones de hidrógeno y elevadas temperaturas, es el resultado de la disociación térmica de las moléculas de hidrógeno en átomos de hidrógeno en la superficie del material y su penetración al interior del mismo. Los átomos de hidrógeno reaccionan con el carbono disuelto en la matriz del acero y en los carburos, formando gas metano de acuerdo a la reacción 1.



Donde, M es el metal.

A su vez, la combinación química de hidrógeno y carbono genera un proceso de descarburización del acero. Debido a que las moléculas de metano son grandes como para difundir a través del acero, el metano se acumula en los límites de grano o en las inclusiones del material generando cavidades; luego, el incremento de la presión de metano en estas cavidades puede desarrollar microfisuras, ampollamientos y agrietamientos. Como consecuencia de este ataque el acero pierde, irreversiblemente, sus propiedades mecánicas [1].

El problema básico con el acero C-½Mo es que no contiene cantidades significativas de elementos

formadores de carburos tales como cromo, molibdeno o vanadio para reaccionar con el carbono disponible en el material y formar carburos termodinámicamente estables, hecho que favorece la formación de burbujas de metano en el material y su consecuente degradación microestructural.

En los últimos años, en la literatura se documentan múltiples casos de falla en equipos fabricados de aceros C-½Mo asociados a este fenómeno de degradación, destacándose el caso de falla ocurrido en el año 2010 en la refinería Tesoro en Anacortes Washington [2]. Los casos presentados poseen iguales características, los daños no fueron detectados durante las operaciones, pero fueron identificados en los análisis de laboratorio luego de los eventos de falla.

En respuesta a estos casos, varios grupos de confiabilidad en diferentes refinerías a nivel mundial, iniciaron revisiones de sus equipos en todas aquellas unidades que involucran sistemas de hidrógeno a temperaturas superiores a los 204,444 °C (400 °F) y a presiones parciales de hidrógeno por encima de los 0,689 MPa (100 psi). Adicionalmente, *The Materials Properties Council* (MPC) ha iniciado programas de investigación relacionados con el ataque por hidrógeno específicamente en aceros de C-½Mo incentivando a profundizar el conocimiento en tres áreas: a) Evaluación metalúrgica del daño por hidrogeno en C-½Mo, b) Mecanismo y modelaje de ataque por hidrogeno y c) Evaluación no destructiva del daño [3].

Este trabajo contribuye a incrementar el número de datos experimentales aportados hasta ahora, documentando la degradación que experimenta el acero C-½Mo debido a la acción simultánea del hidrógeno y altas temperaturas. Para tal fin, se implementó una metodología de ensayo que permitió simular condiciones reales de operación y de esta manera, realizar ensayos de exposición en una atmósfera de hidrógeno de probetas, con condiciones de presión y

temperatura elevadas durante diferentes tiempos de exposición.

MATERIALES Y MÉTODOS

Material.

Una lámina de acero de baja aleación C-½Mo, de especificaciones técnicas ASTM A-204 Gr C, fue utilizada para el presente estudio. Los valores correspondientes a la composición química se muestran en la tabla I. El material fue recibido en condición de normalizado y revenido; condición microestructural que ofrece buena resistencia al ataque por hidrógeno [4].

Tabla I. Composición química del acero baja aleación C-½Mo (% en peso).

Elementos	Mn	Fe	Mo	C	S	P
Material	0,44	96,6	0,51	0,20	0,02	0,005
Valores según ASTM A 204/204M	0,90 máx.	Bal.	0,45-0,60	0,23 máx.	0,035 máx.	0,035 máx.

Elaboración de probetas.

Se elaboraron probetas cilíndricas de 22,2 mm de diámetro y 10 mm de altura.

Ensayo de susceptibilidad al ataque por hidrógeno.

Un autoclave de pared fría fabricado en acero inoxidable austenítico fue utilizado para simular las condiciones a las cuales fueron sometidos los materiales en servicio de hidrógeno a elevadas temperaturas (figura 1).

El autoclave consta de un sistema interno de calentamiento eléctrico por resistencias y dos cámaras de trabajo. Una cámara interna (CI) que contiene a la probeta a ensayar, y una cámara externa (CE) que contiene a la primera y que constituye en sí el cuerpo del autoclave. La cámara interna contiene el hidrógeno presurizado, mientras que la cámara externa después de sellarse se presuriza con nitrógeno. Por razones de seguridad todas

las válvulas son cerradas durante la experiencia y los gases no son introducidos ni removidos una vez que el ensayo comienza.

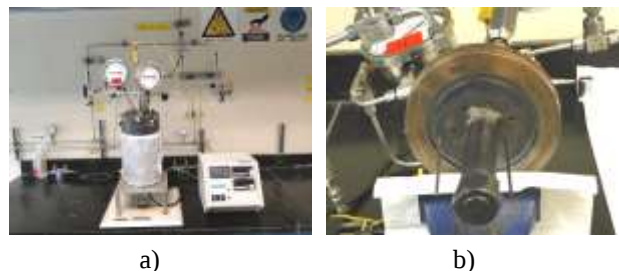


Fig. 1. Autoclave de ataque por hidrógeno: a) Vista general y b) Cámara interna.

En relación a la cámara interna del autoclave se debe acotar que está diseñada para realizar ensayos de exposición al medio hidrogenado de probetas donde una sola cara del material es expuesta al hidrógeno (figura 2).

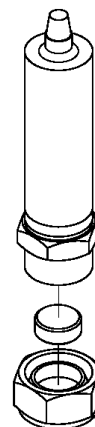


Fig. 2. Representación esquemática del dispositivo interno del autoclave para ejecutar ensayos de susceptibilidad al HTHA de probetas con una sola cara de exposición.

Los ensayos de laboratorio de susceptibilidad al ataque por hidrógeno, son ensayos acelerados a fin de reproducir la degradación que experimenta el material en servicio, en cortos períodos de tiempo; para ello, las variables de presión y temperatura se fijaron lo más elevadas posibles: la temperatura de trabajo en 550 °C y la presión de

Hidrógeno en 14,479 MPa (2100 psi). El tiempo de exposición varió entre 3 y 48 horas.

Es de hacer notar que, para el cálculo del tiempo de exposición se utilizó el modelo propuesto por *Japan Pressure Vessel Research Council* (JPVRC) [1] basado en el parámetro de susceptibilidad al HTHA, P_v (ecuación. 2):

$$P_v = \log(PH_2) + 3.09 \times 10^{-4} T (\log t + 14) \quad (2)$$

Donde:

PH_2 : Presión parcial de hidrógeno (Kgf/cm²).

t: tiempo total de operación (h).

T: temperatura de operación (K).

P_v para el acero C-½Mo: 5,80.

Las presiones iniciales de hidrógeno y nitrógeno fueron calculadas a partir de la ley de los gases para alcanzar la presión de ensayo, 14,479 MPa (2100 psi), quedando establecidas en 8,618 MPa (1250 psi) y 5,516 MPa (800 psi), respectivamente. La tasa de calentamiento osciló entre de 4 °C a 6 °C por minuto, lo cual permitió alcanzar la temperatura de ensayo en 2 h y 30 min. La tasa de enfriamiento fue de 34 °C por minuto aproximadamente.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Caracterización microestructural del acero C-1/2 Mo en estado de entrega.

Durante la evaluación del material en condición de pulido, se pudo detectar la presencia de inclusiones a base de sulfuro de manganeso (MnS), óxidos de silicio (SiO₂) y alúmina (Al₂O₃) tal y como se representa en la figura 3. De acuerdo a la norma ASTM E-45 [5], las inclusiones son del tipo A (sulfuros) y tipo D (óxido globular) y clasificadas como nivel 2, serie fina.

La microestructura del material consta de una estructura bifásica constituida por granos ferríticos proeutectoides y colonias bainíticas, destacándose una homogeneidad microestructural a través de todo el espesor de la lámina.

El tamaño de grano ferrítico, determinado por el método del intercepto lineal osciló alrededor de 9 y la fracción volumétrica (Fv) de bainita, determinada mediante el programa *Digital Micrograph* (versión 3.3), fue de 62,04 %. Estos detalles se presentan en la figura 4.

En aceros de baja aleación, la estructura bainítica, específicamente la bainita inferior, ofrece alta resistencia y baja susceptibilidad al daño por hidrógeno (a bajas y altas temperaturas) cuando se compara con otras estructuras, esto es atribuido principalmente a su microestructura homogénea y libre de esfuerzos [6] y a la baja solubilidad del hidrógeno en esta estructura [7].

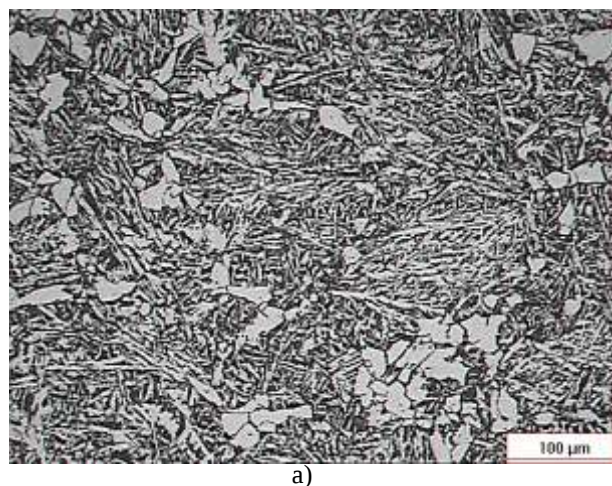


a)

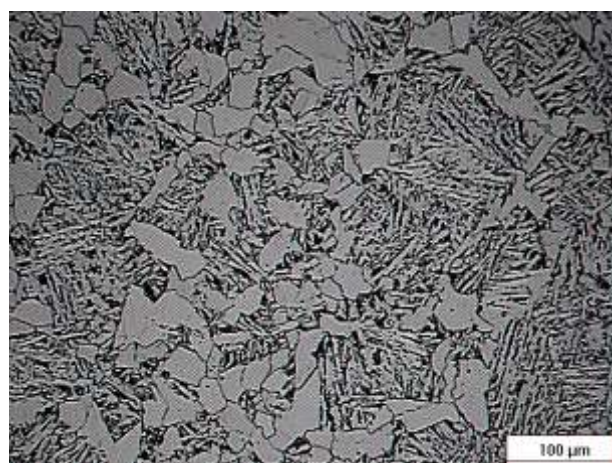


b)

Fig. 3. Micrografías obtenidas por Microscopía Óptica del acero C-½Mo en estado de entrega. Inclusiones: a) Tipo A y b) Tipo D. Condición de pulido.



a)



b)

Fig. 4. Evaluación microestructural del acero C- $\frac{1}{2}$ Mo en estado de entrega mediante Microscopía Óptica: a) Sección longitudinal y b) Sección transversal. Reactivo de ataque: Nital al 4%.

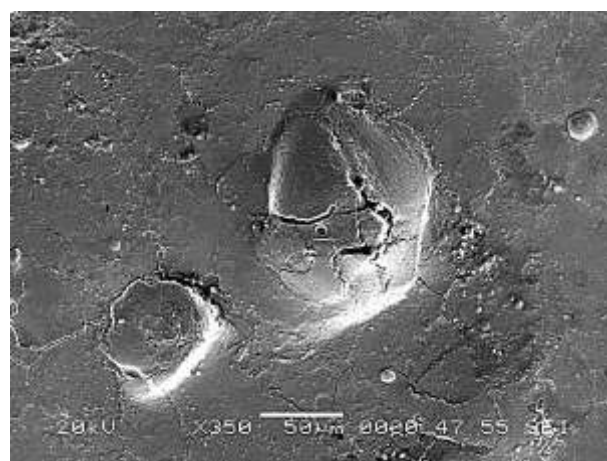
Caracterización microestructural del acero C- $\frac{1}{2}$ Mo luego de los ensayos de exposición a hidrógeno a altas temperaturas.

La evaluación de las muestras expuestas a hidrógeno a elevadas temperaturas se realizó mediante observación metalográfica, con el objeto de evidenciar los cambios microestructurales producidos y estimar la profundidad del daño debido a la interacción del material con el hidrógeno. Para ello, se cortó una sección transversal en el centro de las diferentes probetas. Las observaciones se realizaron sin ataque y con ataque utilizando Nital al 4 % como reactivo.

Para tiempos de exposición superiores a 9 h, las superficies de las muestras exhibieron ampollas (figura 5a), las cuales, en algunos casos, presentaron múltiples fisuras. Esto sugiere la ocurrencia del proceso de generación de gas metano al interior del material, producto de la descarburización de las zonas adyacentes a las ampollas a fin de tener disponible el carbono que reacciona con el hidrógeno para producir este gas metano, el cual, al producirse y alcanzar una presión interna suficiente, genera el ampollamiento y fisuramiento durante su liberación.

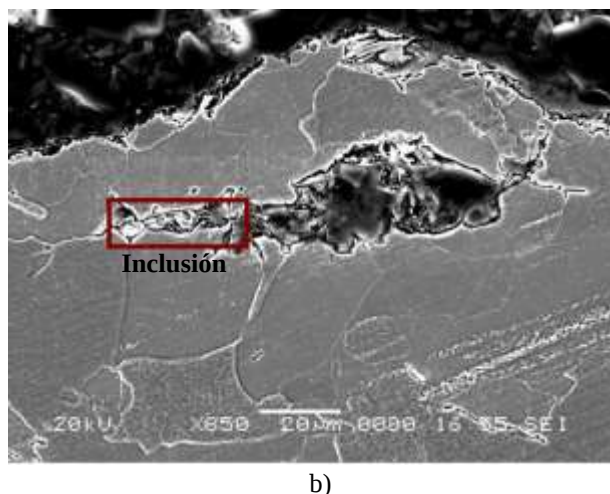
Cuando las muestras de estudio fueron seccionadas, se reveló la presencia de inclusiones, posiblemente del tipo MnS (figura 5b), ubicadas en zonas bainíticas parcialmente transformadas, infiriéndose que la inclusión es un sitio favorable para la acumulación de hidrógeno y por lo tanto un sitio activo para que se inicie o produzca el daño más rápidamente que en otras zonas.

Luego, con el aumento de la presión interna en estos sitios, se produce una descohesión localizada de la interfase, generando ampollamiento. Se debe acotar que, el ampollamiento es una forma de daño por hidrógeno que ocurre a bajas y a altas temperaturas.



a)

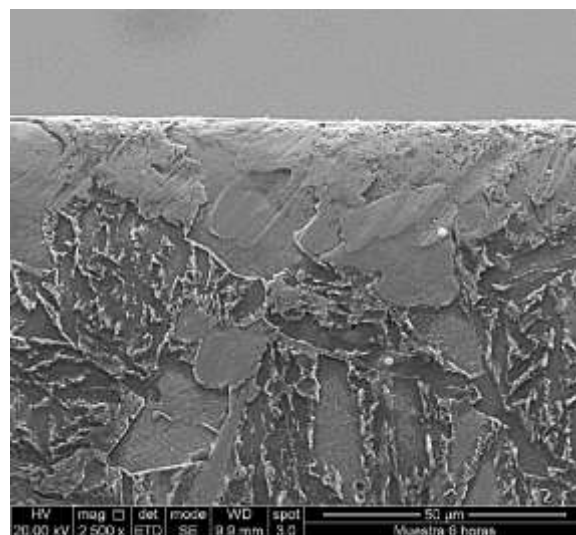
Fig. 5a. Micrografía obtenida por MEB de ampollamientos evidenciados en la muestra de acero C- $\frac{1}{2}$ Mo expuesta a hidrógeno por 24 horas: a) Superficie.



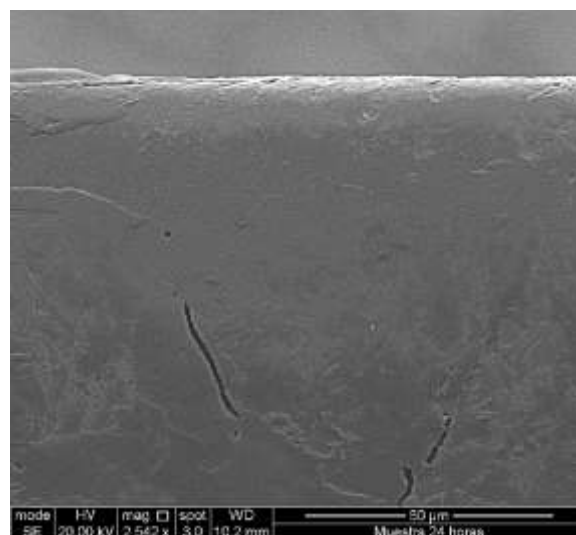
b)

Fig. 5b. Micrografías obtenidas por MEB de ampollamientos evidenciados en la muestra de acero C- $\frac{1}{2}$ Mo expuesta a hidrógeno por 24 horas: b) Sección transversal.

Los daños microestructurales internos generados se caracterizaron por descarburización superficial e interna, nucleación y coalescencia de cavidades, y formación de fisuras y grietas. La extensión del daño es mayor en la superficie adyacente a la exposición que en el interior de la muestra y decrece gradualmente a través del espesor. La descarburización adyacente a la superficie de exposición se presenta como áreas discontinuas del material donde la mezcla de fase bainítica ha desaparecido (figura 6). Adicionalmente, en el interior de las muestras se evidencia una ligera descarburización en áreas localizadas alrededor de cavidades y fisuras (figura 7) producto de la disolución parcial que experimenta la bainita (disociación de carburos). Al aumentar el agotamiento de carbono localmente, se crea un gradiente de carbono y la difusión de este elemento se lleva a cabo en la matriz alrededor del sitio de reacción del hidrógeno y del carbono. La actividad de carbono local controla la cinética de la reacción de formación del gas metano y, por ende, la descarburización evidenciada.



a)



b)

Fig. 6. Micrografías donde se evidencia el proceso de descarburización con el tiempo de exposición en el acero C- $\frac{1}{2}$ Mo: a) Incipiente 6 horas y b) Avanzada 24 horas.

Por otra parte, las discontinuidades tipo fisuras deben ser consideradas como superficies libres que facilitan el movimiento atómico y, por lo tanto, promuevan la nucleación y crecimiento de nuevas moléculas de metano en estos sitios.

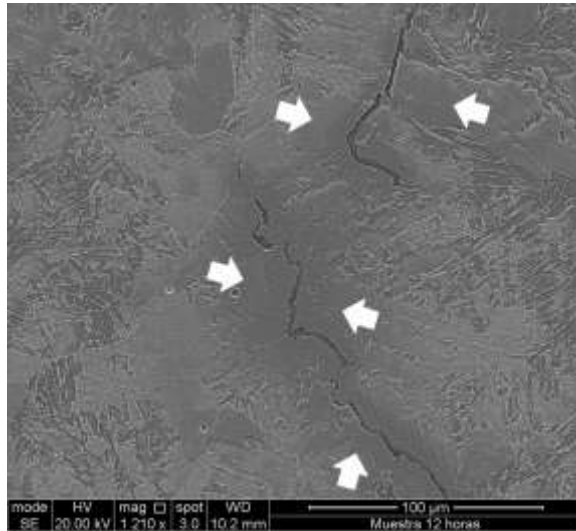
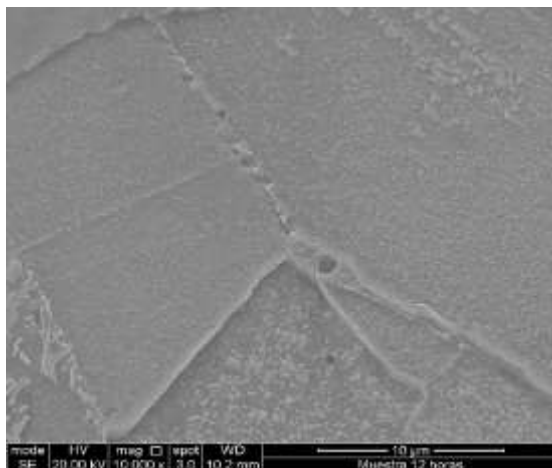


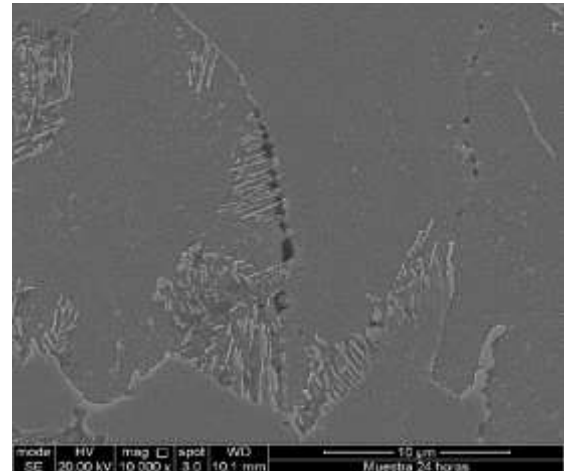
Fig. 7. Micrografía que muestra un detalle de descarbonización interna en una zona localizada alrededor de microfisuras en una muestra del acero C- $\frac{1}{2}$ Mo expuesto a hidrógeno por 12 horas.

En la figura 8 se presenta el efecto del tiempo de exposición sobre la nucleación y crecimiento de microcavidades, observándose un aumento del número de cavidades nucleadas y del tamaño de las mismas, debido al incremento de la presión interna de las moléculas de gas metano atrapado. A su vez, se verifica que las microcavidades que se encuentran alineadas tienden a coalescer. Esta morfología de ataque se observa en mayor proporción en la zona central de las muestras.



a)

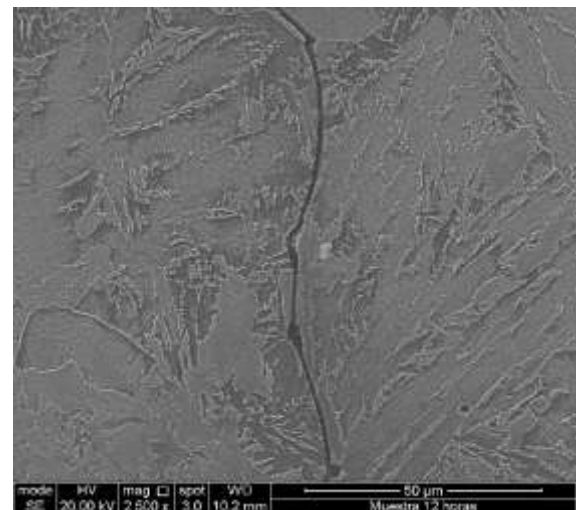
Fig. 8a. Micrografía correspondiente a detalles de la nucleación y coalescencia de microcavidades con el tiempo de exposición en el acero C- $\frac{1}{2}$ Mo de 12 horas.



b)

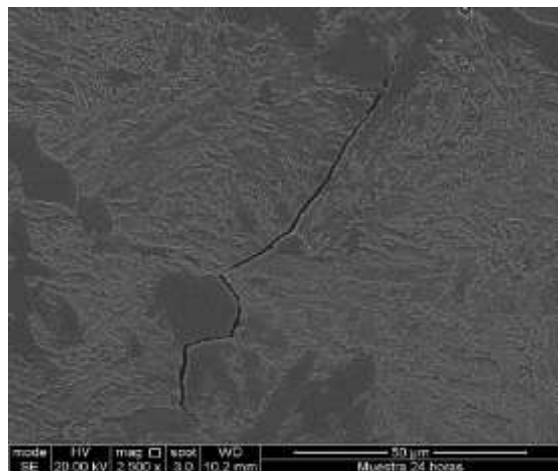
Fig. 8b. Micrografía correspondiente a detalles de la nucleación y coalescencia de microcavidades con el tiempo de exposición en el acero C- $\frac{1}{2}$ Mo de 24 horas.

La figura 9 muestra fisuras y grietas producto del HTHA, las cuales no se propagaron con un patrón definido, es decir, el comportamiento fue mixto, presentan trayectoria transgranular e intergranular (ocurre tanto en los límites bainita/ferrita como en los límites ferrita/ferrita). En algunos casos, la trayectoria del daño se encuentra asociado a la presencia de inclusiones y relacionada a la dirección de laminación de la estructura original.



a)

Fig. 9a. Micrografía donde se evidencia los procesos de microfisuración y agrietamiento en el acero C- $\frac{1}{2}$ Mo expuesto a hidrógeno por 12 horas.



b)

Fig. 9b. Micrografía donde se evidencia los procesos de microfisuración y agrietamiento en el acero C- $\frac{1}{2}$ Mo expuesto a hidrógeno por 24 horas.

La profundidad o penetración del ataque se midió desde la superficie del material en contacto con el hidrógeno hasta la mayor profundidad donde existiera evidencia de descarburización superficial, como rasgo característico del daño por hidrógeno a elevada temperatura. Es conocido que, el gasto energético asociado a este proceso (descarburización) es menor si se compara con otras formas de daño por hidrógeno tales como la formación de microcavidades y fisuras. Este hecho permite que la ocurrencia de este daño alcance extensiones significativas dentro de la probeta evaluada para los tiempos estudiados. En la figura 10 se presenta la curva de penetración de ataque por hidrógeno vs. tiempo de exposición. A medida que aumenta el tiempo de exposición el nivel de daño se hace más severo; en esta figura se destacan cuatro (4) zonas bien definidas.

Zona 1. Tiempo de incubación: período en el cual las muestras no presentan signos significativos de ataque. De acuerdo a los resultados obtenidos en laboratorio, solo se evidenciaron descarburización incipiente y presencia de microcavidades aisladas en los límites de grano para los tiempos correspondientes a 3 y 6 horas de exposición, respectivamente. El tiempo de incubación es una función

dependiente de la severidad de las condiciones de exposición (presión y temperatura) ya que los procesos de adsorción, absorción, disociación y difusión del hidrógeno dependen de la presión de hidrógeno molecular. Resulta oportuno destacar que la literatura cita que los límites de grano pueden exhibir micro-cavidades pre-existentes al ataque, los cuales proveen sitios para la formación de burbujas de gas metano [8], tales como defectos en los límites de grano o interfases inclusión-matriz o carburos-matriz.

Zona 2. Zona de rápido ataque: en la curva mostrada se observa una elevada pendiente inicial que, de acuerdo a los resultados previos sobre ataque por hidrógeno, luego del periodo de incubación se produce una rápida penetración del ataque en un tiempo relativamente corto. La velocidad de este ataque permanece más o menos constante durante un periodo de tiempo, alcanzándose mayores valores de penetración. El ataque por hidrógeno, en esta etapa, es caracterizado por el avance del proceso de descarburación y microcavidades alineadas, coalesciendo a lo largo de los límites bainita-ferrita y ferrita-ferrita, y dentro de la mezcla de fase bainítica.

Zona 3. Zona de disminución de la velocidad de ataque: luego del rápido daño producido en el material se produce un descenso en la velocidad del ataque. Se evidencia por microcavidades alineadas y la generación de fisuras dentro del material, producto de la presión del metano, que promueven un mayor número de trampas de hidrógeno que dificultan la difusión del mismo a través de la red. En estos sitios, el hidrógeno puede recombinarse y formar moléculas que le impiden su paso a través de los límites de grano. Se requerirá un aumento localizado de la presión para garantizar la continuidad del proceso difusivo del hidrógeno dentro del material.

Zona 4. Zona de incremento del ataque: el ataque caracterizado por descarburización, microcavidades y fisuras se presenta con mayor severidad. Esto se produce una vez que la presión de hidrógeno supera el valor de la presión de equilibrio generada entre el metano y el hidrógeno, el hidrógeno reacciona rápidamente con el carbono alcanzando nuevamente un estado de menor energía.

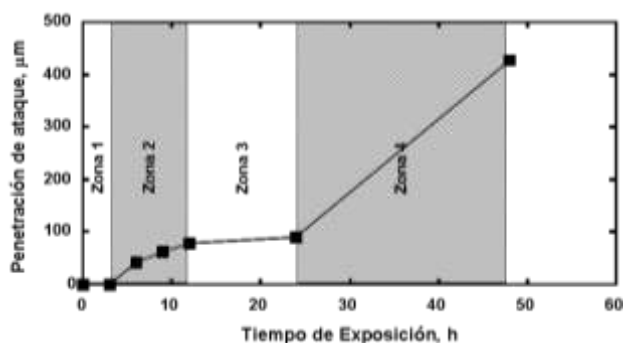


Fig. 10. Curva de velocidad del ataque por hidrógeno del acero C-½Mo a 550 °C y 13,790 MPa (2000 psi) de H₂.

El tiempo de exposición abarca el periodo de calentamiento desde la temperatura hasta la temperatura de tratamiento.

Según lo reportado en la literatura, en la figura 11 se establece un modelo físico [9], [10], [11] para el ataque por hidrógeno en condiciones donde una sola cara del material es expuesta a una atmósfera rica en hidrógeno a elevada temperatura. Este modelo está en concordancia con los resultados obtenidos en la investigación: “Proceso de descarburización superficial e interna, nucleación y coalescencia de microcavidades, fisuración y avance del proceso de degradación en la extensión del material”.

Dicho modelo describe que durante el desarrollo del HTHA se generan dos gradientes de concentración con dirección de flujo difusional opuesto, uno asociado al proceso de difusión de átomos de hidrógeno al interior del material y otro relacionado a la difusión de los átomos de carbono de la matriz del material a la superficie.

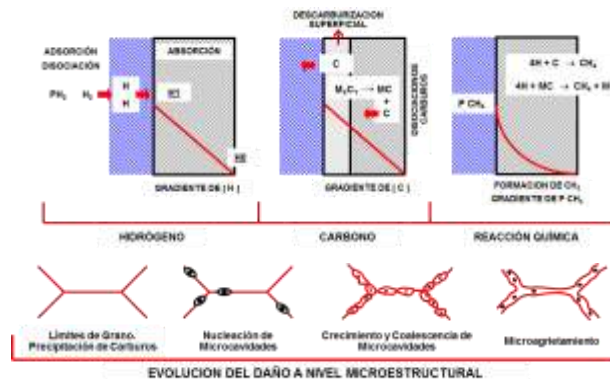


Fig. 11. Representación del modelo físico del mecanismo de HTHA en condiciones donde una sola cara del material es expuesta a una atmósfera rica en hidrógeno a elevada temperatura [9], [10], [11].

Inicialmente, la disociación, adsorción y absorción del hidrógeno ocurre a nivel superficial en la cara del material expuesta a la atmósfera rica en H₂, como consecuencia un gradiente de hidrógeno es establecido. Simultáneamente, por efecto de la temperatura, el carbono presente en solución sólida en la matriz y en los carburos termodinámicamente inestables del acero tiende a difundir hacia la superficie generando un gradiente de carbono y conduciendo a un proceso de descarburización. La zona descarburada se hace evidente en la superficie del acero rica en hidrógeno y crece hacia el interior como una función de la movilidad del átomo de carbono, la cual es función del tiempo y de la temperatura. La reacción entre el hidrógeno y el carbono da por resultado la formación de burbujas de gas metano. La tasa de nucleación de moléculas de metano es mayor en la superficie de exposición que en el interior del material. Con la reacción del hidrógeno y carbono y la acumulación de gas metano, la presión de metano se incrementa en los sitios de reacción induciendo la nucleación y coalescencia de microcavidades y microagrietamiento. Finalmente, se evidencia un gradiente de daño por hidrógeno a través del espesor del material.

CONCLUSIONES

El fenómeno de degradación de Ataque por Hidrógeno a Elevadas Temperaturas en el acero C-½Mo (ASTM 204) es dependiente del tiempo, tal como lo establece la ecuación de susceptibilidad al ataque por hidrogeno HTHA (Pv) aceptado por las Prácticas Recomendadas API 941 y 581, y validado mediante ensayos a escala de laboratorio a las condiciones de Temperatura (550°C) y presión de Hidrógeno (14,479 MPa o 2100 psi).

La progresión del ataque por hidrógeno a elevadas temperaturas en términos de formación de moléculas de metano, nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades y agrietamiento fue revelada mediante la evaluación microestructural y estuvo acorde al modelo físico recopilado de la literatura, confirmando que los ensayos de simulación, a escala de laboratorio, donde una sola cara del material es expuesta a un ambiente rico en hidrógeno y elevadas temperaturas, reproducen el nivel de daño que experimenta el acero C-½Mo durante el servicio. Las correlaciones entre los daños microestructurales y el tiempo de exposición permitió delimitar las zonas de evolución y severidad del daño, a partir de las cuales se podría, tomar decisiones de inspección y seguimiento, evaluaciones de integridad y/o reemplazo.

AGRADECIMIENTO

Los autores queremos expresar nuestro agradecimiento a INTEVEP S.A. por permitir la publicación de este trabajo y queremos reconocer el apoyo brindado por los profesionales de soporte tecnológico para el logro de los objetivos.

REFERENCIAS

[1] American Petroleum Institute. (1997) “Steels for Hydrogen Service at Elevated Temperatures and Pressures in Petroleum Refineries and Petrochemical Plants” (API 941, 5th ed). Washington, D.C.

- [2] Anacortes NHT Investigation Report. (2011) “Naphtha Hydrotreater E-6600E Failure Anacortes Refinery, Washington”.
- [3] Liu P., Lundin C., Prager M. (2018) “Fundamental Studies of Hydrogen Attack in C-0.5Mo Steel and Weldments”. WRC 570 Bulletin/Circular. *Welding Research Council*.
- [4] Ishiguro K., Hattori K., Okada H., Kawano K., Yamamoto H., Sakamoto K. (1996) “Metalurgical Effect on Hydrogen Attack Damage in C-0.5Mo Steels” Proceedings from the 1996 ASME/ICPVT Pressure Vessels and Piping Conference.
- [5] Asociación Americana de Ensayo de Materiales. (2013) “Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel” (ASTM E-45).
- [6] Mori G. (2002) “The Influence of Hydrogen Content and Stress Level on Hydrogen Embrittlement of Bainitic Carbon Steel Fasteners” (NACE International Publication, 02430).
- [7] Song Y., Qi M. (1987) “Study on Hydrogen Induced Cracking of Low Carbon Steels”. *Acta. Metall. Sinica.*, 3.
- [8] Peng L. (2001) “Fundamental Studies of Hydrogen Attack in C-0.5Mo Steel and Weldments Applied in Petroleum and Petrochemical Industries”, Universidad de Tennessee.
- [9] Pillot S., Bourges P. (2008) “Effect of Hydrogen on Mechanical Behavior for 2¼Cr1Mo Steel Grades (Standard and Vanadium Added)” (NACE International Publication, 08559).
- [10] Saba B. (2003) “Evaluation of Mechanical Fitness for Service of High Temperature Hydrogen Attacked Steels”, Universidad de Louisiana.
- [11] Scholgl S., Van Der Giessen, E. (1999) “Micromechanics of high temperature hydrogen attack”, European Conference on Computational Mechanics ECCM '99. Munchen, Germany.