

Formas de agrietamiento en tuberías de acero microaleado para servicio amargo

Sergio Alonso Serna Barquera^A, Arturo Molina Ocampo^A,
Álvaro Torres Islas^A, Socorro Valdés Rodríguez^B,
Bernardo F. Campillo Illanes^{B,C}

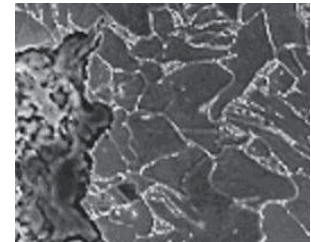
^ACIICAp-FCQeI-UAEMor

^BInstituto de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Autónoma de México

^CFacultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México
arturo_molina@uaem.mx

RESUMEN

Se observaron distintas formas de agrietamiento en dos aceros microaleados, expuestos a medios amargos a temperatura ambiente y a 50 °C. Cada forma de agrietamiento fue relacionada a microestructura bandeada ferrítico-perlítica y ferrítica-acicular. La temperatura fue un factor importante que modificó la forma de agrietamiento, siendo más notorio para el acero con microestructura bandeada ferrítico-perlítica. Esta microestructura fue susceptible a los efectos del hidrógeno a temperatura ambiente, pero presenta un mecanismo diferente a 50 °C. La microestructura ferrítica-acicular con carburos en fronteras de grano fue susceptible al agrietamiento asistido por disolución anódica independientemente de la temperatura de prueba.



PALABRAS CLAVE

Aceros microaleados, servicio amargo, formas de agrietamiento, microestructura.

ABSTRACT

Different cracking modes were observed under sour service conditions of two microalloyed pipeline steels at room temperature and 50 °C. Each steel showed different cracking modes that were related to their different microstructures. Temperature had an important role on switching the cracking characteristics being remarkable by the banded ferrite-pearlite steel microstructure. This microstructure was susceptible to hydrogen effects at room temperature but presents a totally different mechanism at the working pipeline temperature (50 °C). While, acicular ferrite microstructure with carbides patches at grain boundaries was susceptible to anodic dissolution assisted cracking no matter the temperature being tested.

KEYWORDS

Microalloyed steels, sour service, cracking modes, microstructure.

INTRODUCCIÓN

Los tubos elaborados de acero microaleado tienen especial aplicación en la industria del transporte de petróleo y gas amargo.^{1,2} De manera general, la producción de dichas tuberías para servicio amargo se ha enfocado principalmente en alcanzar la mejor combinación posible entre resistencia y tenacidad a través de la optimización del diseño de la aleación en conjunto con el procesamiento termomecánico, además de mantener un alto grado de soldabilidad en el acero.^{1,3}

El término amargo se emplea para indicar que el agua de mar que se utiliza en algunos pozos para facilitar la extracción de gas, contiene ácido sulfhídrico (H_2S) disuelto, lo que agrava los procesos de corrosión en las tuberías.¹⁰ Bajo estas condiciones se favorece el agrietamiento de las tuberías de acero por efecto del hidrógeno atómico, el cual se produce en su superficie como un subproducto de la reacción de corrosión entre el H_2S y el acero expuesto.^{3,11,12} Se ha reportado que los aceros microaleados de mediana resistencia son susceptibles al AIH dependiendo de su limpieza y nivel de segregación.^{3,13}

Los aceros microaleados pueden fallar debido a una severa degradación por el sulfuro de hidrógeno (H_2S), el cual se encuentra siempre presente en el petróleo crudo y en el gas natural,⁴ por lo que entre otras cosas, se debe prestar principal atención al tamaño, morfología y distribución de las inclusiones no metálicas de aceros microaleados para tubería de mediana resistencia,⁴ para evitar el agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH). En el caso de este tipo de agrietamiento se ha determinado que la microestructura es el factor clave que influye en los diferentes aceros.⁴

El procesamiento termomecánico controlado es también un aspecto importante en la producción de aceros grado API de alta resistencia, parámetros tales como la temperatura de recalentamiento, temperaturas de laminación y velocidades de enfriamiento juegan un papel determinante en la obtención de la microestructura y propiedades finales del acero.³ La adición de Nb como elemento microaleante a la composición química del acero en combinación con el proceso de laminación controlada, refinan considerablemente el tamaño de grano,⁵ obteniendo generalmente una microestructura bandeada de

ferrita y perlita si no se aplica un enfriamiento acelerado posterior a la laminación controlada.

El refinamiento de grano es un mecanismo por el cual se mejora la resistencia del acero, haciendo posible reducir de manera considerable su contenido de carbono, y logrando también optimizar su soldabilidad y tenacidad.⁶⁻⁸ Por otro lado, los aceros para tubería con adiciones de V, se endurecen principalmente por precipitación y se ajustan las propiedades mecánicas deseadas al someter a los tubos elaborados con este tipo de acero a un tratamiento de temple y revenido. Esto representa otra alternativa para la fabricación de tubería para el transporte de gas amargo. La estructura de ferrita acicular obtenida a partir del tratamiento térmico de estos aceros aumenta aún más su tenacidad.⁶⁻⁹

Actualmente los procesos de fabricación del acero garantizan bajos niveles de inclusiones, con forma redondeada y baja o nula segregación, previniendo la aparición del AIH. Sin embargo, a pesar de estos controles en su proceso de fabricación, se han seguido reportando fallas por agrietamiento en la dirección perpendicular a la laminación de la tubería de acero grado X52 instalada en México en medios de gas amargo.¹⁴ De lo anterior se desprende que el mecanismo de agrietamiento de la tubería de estos grados está relacionado con el esfuerzo al que se le somete en presencia de grieta o defecto.

El presente trabajo muestra diferencias microestructurales entre dos aceros microaleados para tubería de mediana resistencia instalados en México. Se revela el papel que juegan estas diferencias en sus patrones de agrietamiento en medios amargos bajo esfuerzo, mediante probetas conocidas como WOL-modificadas bajo carga estática a temperatura ambiente y a 50 °C que corresponde a la temperatura de trabajo de estas tuberías.

Procedimiento experimental

Se evaluó la susceptibilidad al agrietamiento en la condición de llegada de dos tipos de aceros microaleados usados en tubería para el transporte de gas amargo grado API 5L X52, designados como M-1 y M-2. Los aceros se fabricaron mediante diferentes rutas de procesamiento. La composición química determinada mediante espectroscopía de chispa en los aceros se muestra en la tabla I. Puede observarse

Tabla I. Composición química de los aceros microaleados, % en peso.

Acero	M-1	M-2
C	0.06	0.075
Si	0.3	0.334
Mn	1.05	0.823
P	0.013	0.013
S	0.002	0.003
Al	-	0.021
Cu	0.25	0.126
Ni	0.02	0.043
Cr	0.02	0.033
Mo	0.008	-
V	0.05	0.031
Nb	0.05	-
Ti	0.02	0.014
Balance Fe		
MIC= %V + %Nb + %Ti, M-1= 0.12 y M-2= 0.045		

que son del tipo Fe-Mn-Si con pequeños porcentajes de microaleantes, (MIC). Los contenidos de C y Mn están en los límites determinados para servicio amargo.⁸ La suma de los elementos microaleantes requerida de 0.11%, es rebasada por el acero M-1. El acero M-2 es calmado con Al y no contiene Nb ni Mo como elementos microaleantes. Se pueden observar contenidos de S muy bajos y contenidos de P por debajo de los límites recomendados (0.015% en peso). Cabe hacer notar la presencia de los elementos Cu, Ni y Cr. Las propiedades mecánicas de los aceros se muestran en la tabla II, donde se observa que el acero M-1 se encuentra por arriba del límite de cedencia requerido de 360 MPa (52 ksi), mientras que el acero M-2 se encuentra por debajo de este valor. En general se observó que el acero M-1 es más resistente en relación a sus valores más altos de dureza, límite de cedencia y resistencia última a la tensión, pero es mucho menos dúctil y por ende con menor tenacidad que el acero M-2.

Tabla II. Propiedades mecánicas y condiciones de cargado de los aceros microaleados.

Acero	Dureza (RB)	RC (MPa)	RT (MPa)	Elongación (%)	Klinic ()
M-1	91	382	470	26	43.48
M-2	87	343	453	42	39.58

RC = Resistencia a la cedencia, RT = Resistencia a la tensión.

Las probetas WOL-modificadas por Novak y Rolfe¹⁵ para condiciones de carga bajo desplazamiento constante, fueron maquinadas a partir del material base de los ductos en la dirección T-L (la primera letra indica la dirección del esfuerzo a aplicar y la segunda indica la dirección a lo largo de la cual se habrá de propagar la grieta). Las probetas se cargaron a un valor inicial (K_{inic}) igual al 95% de la intensidad de esfuerzo crítico (K_{Ic}) medido para cada acero de acuerdo a la norma ASTM E399 como se muestra en la tabla II. La configuración geométrica, dimensiones, y la dirección de corte de las probetas se muestran en la figura 1. Las probetas WOL-modificadas fueron pre-agrietadas por fatiga utilizando una máquina Instron modelo 4200, con control de la carga para poder generar una grieta de 1.3 mm. Posteriormente las probetas se cargan mediante un tornillo a temperatura ambiente, utilizando el método conocido como técnica de deformación en la cara opuesta¹⁶ hasta el valor de K_{Iinic} deseado. Este método mide y controla la deformación en la cara opuesta de la probeta pegándole una galga de deformación.

Las pruebas se realizaron a temperatura ambiente y a 50 °C en un sistema sellado de vidrio, del cual previamente se había eliminado el aire con argón. El tiempo de exposición y la longitud de las grietas se monitorearon sistemáticamente hasta que la grieta detuvo su crecimiento de acuerdo a los criterios establecidos por la norma NACE TM-0177-90.

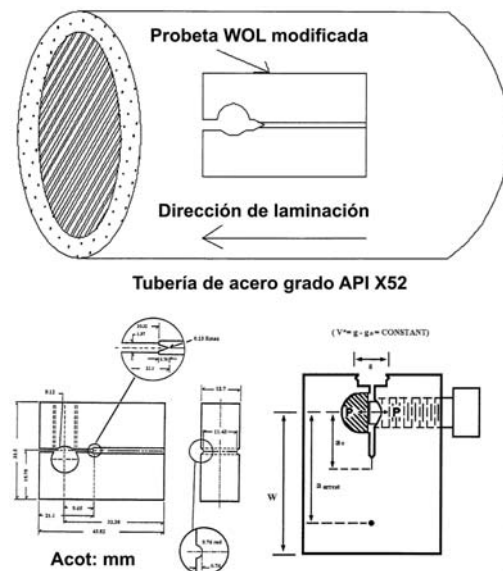


Fig. 1. Probeta MWOL modificada, dimensiones y dirección de corte-maquinado.

Luego las probetas se limpiaron y pulieron a espejo atacándose con Nital 2% para revelar las trayectorias de grieta en cada acero. Se empleó microscopía electrónica de barrido para estudiar la forma de las grietas y las características microestructurales en las regiones de la punta de las grietas.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La susceptibilidad al agrietamiento de los aceros depende fundamentalmente de la combinación entre el medio agresivo y el estado de esfuerzo, y de manera implícita de su microestructura.

Como puede observarse en la figura 2, la microestructura del acero M-1 difiere significativamente de la del M-2. El proceso de fabricación del acero M-1 es el de laminación controlada (figura 2), mostrando granos de ferrita equiaxiada con bandas de perlita, uniformemente distribuida a lo largo de la dirección de laminación. La figura 2b, corresponde a la microestructura del acero M-2, constituida de granos finos de ferrita acicular obtenidos por temple y revenido, que producen la combinación deseada de resistencia con una

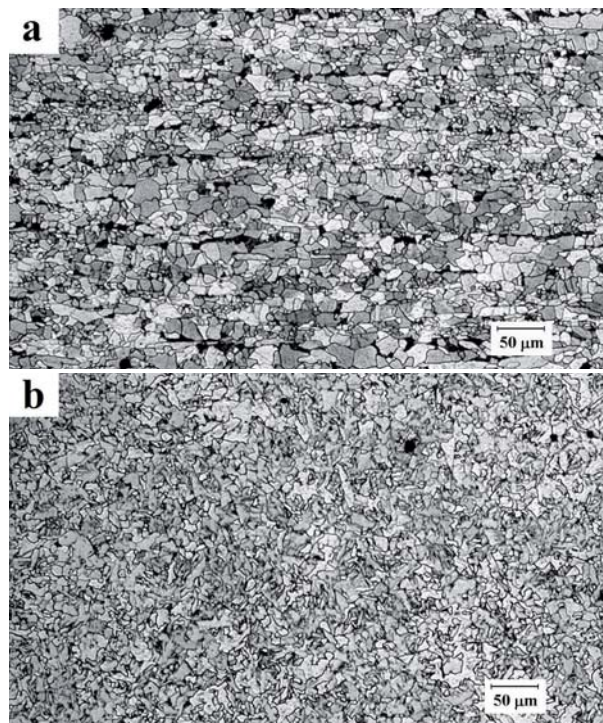


Fig. 2. Microestructuras de los diferentes aceros microaleados de mediana resistencia a 10X microscopio óptico: a) M-1 y b) M-2. La dirección longitudinal concuerda con la dirección de la cota en las figuras.

excelente tenacidad, aumentando considerablemente su porcentaje de elongación con respecto al acero M-1, como puede observarse en las propiedades mecánicas de la tabla II.

La disparidad en cuanto a las propiedades mecánicas observadas en los aceros bajo estudio, a pesar de tener un tamaño de grano similar (aproximadamente de 10 μm), se debe al proceso específico por el cual han alcanzado su nivel de resistencia.

Para alcanzar su resistencia mecánica, el acero M-1 suma los siguientes mecanismos metalúrgicos de endurecimiento: por solución sólida (por efecto del Si y el Mn) por refinación de grano mediante un tratamiento termomecánico (laminación controlada) y por precipitación (principalmente por la adición del V). Aunque el acero M-2 se endurece también por solución sólida y precipitación, así como por refinación de grano, el efecto de su tratamiento térmico de revenido le imparte una mejor distribución de sus precipitados y una reducción de su densidad de dislocaciones, volviéndolo más dúctil que el acero M-1. Sin embargo, el revenido también relaja tensiones a la vez que reduce la interacción precipitado-dislocación (especialmente los de $V(C, N)^{3,17}$ por lo que consecuentemente baja su resistencia mecánica, como se ilustra en la tabla II.

Las diferencias microestructurales, así como las distintas temperaturas de prueba, propician patrones de agrietamiento diferentes en los aceros bajo estudio. Para el acero M-1 la diferencia en sus patrones de agrietamiento es más marcada al evaluarlo a diferentes temperaturas. En la figura 3 se observan las puntas de grietas de los dos aceros en la solución NACE, a temperatura ambiente (figuras 3a y 3b), a 50 °C (figuras 3c y 3d).

Debido a la morfología de las puntas de las grietas y productos de corrosión en su interior, el principal mecanismo de crecimiento y propagación corresponde al de disolución anódica. Con excepción del acero M-1 en la solución NACE a temperatura ambiente (figura 3a), todas las demás grietas presentan un achatamiento en su punta debido a una disolución selectiva de las mismas, como puede observarse en las figuras 3b a 3c. Estas figuras muestran bulbos de disolución aproximadamente a 45° con respecto al frente del avance de la grieta.

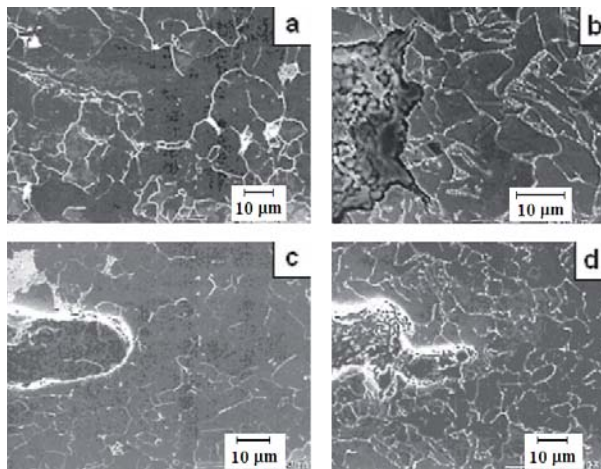


Fig. 3. Puntas de la grieta del acero M-1 a temperatura ambiente (a) y 50 °C (c). Para el acero M-2 a temperatura ambiente en la solución NACE en condiciones atmosféricas (b) y a 50 °C (d).

La figura 4 muestra un análisis representativo realizado mediante EDX, dentro de los bulbos mostrados en las figuras 3b, c y d, en donde se observa la presencia de azufre y de oxígeno, lo que podría indicar la presencia de sulfuros y óxidos como productos de corrosión dentro del avance de la grieta. Estos productos de corrosión pueden romperse o fracturarse conforme va avanzando la grieta como resultado del efecto de los esfuerzos aplicados, hasta que la grieta se detiene al llegar a un nivel de esfuerzos lo suficientemente bajos para ya no seguir promoviendo el crecimiento de ésta. Lo anterior supone que el mecanismo puede estar asistido por deslizamiento o deslizamiento disolución. Sin embargo, el presente trabajo no produce evidencia concluyente para determinar su presencia.

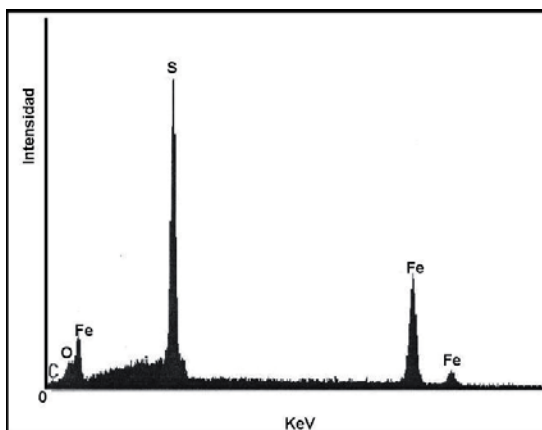
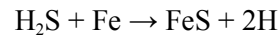


Fig. 4. Patrón de microanálisis EDX que corresponde al interior de la punta de la grieta (figuras 3 b, c y d) mostrando productos de corrosión, posiblemente de FeS y/o FeO.

La reacción general de corrosión que describe la interacción del medio amargo y el acero es:^{1,18}



Una fracción del hidrógeno que evoluciona a partir de esta reacción se difunde dentro de las regiones de la punta de la grieta en ambos aceros. Así, el hidrógeno atómico pasa a través de la red cristalina de los aceros y puede atraparse en defectos microestructurales como las dislocaciones y especies de precipitados presentes en cada acero, así como en menor medida, en sus límites de grano. Sin embargo, como se muestra en la figura 3a, la microestructura bandeada (figura 2a) del acero M-1 es la más susceptible a los efectos del hidrógeno a temperatura ambiente.

La coalescencia de pequeñas grietas (microgrietas) trans-granulares enfrente de su punta de grieta, revela el efecto mayoritario del hidrógeno (cavitación) en este acero. La grieta avanza de manera transgranular, sin importar qué fase se encuentre en su camino (ferrita o perlita), como se observa en la figura 3a.

Otra característica importante en cuanto a elucidar el mayor efecto del hidrógeno, es que no se observa el nivel de disolución anódica, mostrado tanto por el mismo acero (figura 3c) a 50 °C como por el acero M-2 a las dos temperaturas de prueba (figuras 3b y 3d). De esto se deduce que la temperatura, además de la microestructura, es también un factor importante para determinar el modo o mecanismo de agrietamiento en estos tipos de acero microaleados.

La mayor capacidad de deformación plástica del acero M-2 puede propiciar en mayor medida el achatamiento de la punta de grieta. Y al tener este efecto, el factor de intensidad de esfuerzo (K) se reduce, disminuyendo el estado de esfuerzo tri-axial en la punta, deteniendo su propagación.

Al mismo tiempo, la microestructura del acero M-2 es más propicia para crear micro-celdas electroquímicas al encontrar de manera más cercana y continua segundas fases, tales como ferrita acicular y carburos en sus límites de grano. De esta manera se impulsa más la disolución anódica por esta microestructura. Caso contrario a la microestructura del acero M-1 en donde dada su naturaleza bandeada, es más difícil que se encuentren en la trayectoria de la punta de la grieta dos fases, tales como: ferrita equiaxiada y la perlita, bajando la probabilidad de que

se creen micro-celdas electroquímicas. Sin embargo, y aunque en menor medida, se forman o se propician micro-celdas en el acero M-1, alcanzándose a apreciar productos de corrosión dentro de las grietas de este acero, tanto a temperatura ambiente como a 50 °C. Del mismo modo una grieta puntiaguda al no achatarse mantiene el estado de intensidad de esfuerzo en su punta, propiciando en mayor medida su crecimiento. El escenario a 50 °C parece cambiar drásticamente para el acero M-1, en donde debido a la temperatura parece que la velocidad de corrosión se incrementa, haciéndolo más susceptible a la disolución anódica.

El hidrógeno aparentemente se comporta de manera diferente en los dos aceros debido en gran medida a las características microestructurales como dislocaciones y precipitados existentes en ellos. Se conoce que los precipitados son sitios de captura de hidrógeno más irreversibles que las dislocaciones y límites de grano, no obstante, las dislocaciones se consideran como sitios irreversibles también. La irreversibilidad es la capacidad de mantener al hidrógeno atrapado por un tiempo prolongado, dando pauta a sus efectos de fragilización en los precipitados y debilitamiento de la interfase matriz-precipitado.

En el caso de las dislocaciones, el hidrógeno favorece el deslizamiento plástico, estableciéndose posiblemente el mecanismo conocido como plasticidad local promovida por hidrógeno.^{19,20} A temperatura ambiente este elemento se atrapa con mayor facilidad en los precipitados y dislocaciones dentro del acero M-1. Al encontrarse estos enfrente de la punta de grieta aguda y al ser afectados por algunos de los mecanismos descritos anteriormente, se puede propagar la grieta por cavitación al encontrarse separados unos de otros una distancia relativamente corta. Esto genera el patrón de micro-grietas, las cuales coalescen con el tiempo y dan origen a la propagación de las mismas por efectos del hidrógeno.

Por otro lado, en el acero M-2, el efecto del tratamiento térmico de revenido le confiere una mejor distribución de sus precipitados, a la vez que lo hace más deformable plásticamente. La mejor distribución de los precipitados estables fuera de la región de la punta de la grieta dejan en mayor medida sitios libres de hidrógeno debido al achatamiento de la punta de la grieta, siendo la propagación del hidrógeno más susceptible por disolución anódica, propiciada como se mencionó anteriormente por la creación de

un mayor número de micro-celdas electroquímicas. Sin embargo, los efectos del hidrógeno para el acero M-2 no pueden descartarse y ser ocultados por un mayor efecto de disolución anódica prevaleciente, como se muestra en la figura 3b.

A 50 °C el efecto del hidrógeno es muy pobre en los dos aceros, lo cual puede atribuirse a la mayor fugacidad del hidrógeno a la atmósfera a esta temperatura. También, al aumentar la temperatura se incrementa la energía disponible para que el hidrógeno atómico, que fue capaz de difundirse, pueda pasar a través de los sitios microestructurales antes mencionados sin quedar atrapado. Por lo tanto, el papel del hidrógeno sobre el agrietamiento de estos aceros a 50 °C es mucho menor. En general, se puede establecer que la resistencia al agrietamiento en medios amargos, aumenta a medida que la temperatura se incrementa.

CONCLUSIONES

Diferentes procesos de fabricación conllevan a obtener grados de aceros similares, pero con distintas microestructuras, distribución y tamaño de diversos micro-constituyentes. Aunque desde el punto de vista práctico se tiene una resistencia mecánica similar, las diferencias microestructurales les confieren diferentes respuestas al agrietamiento en condiciones similares de carga, bajo medios amargos a distintas temperaturas.

A temperatura ambiente los dos aceros presentan diferentes formas de agrietamiento: disolución anódica para una ferrita acicular (acero M-2) y de fragilización por hidrógeno, en una microestructura bandeada de ferrita y perlita (acero M-1). La temperatura muestra ser un factor importante en cuanto al modo de agrietamiento, sobre todo para el acero ferrítico-perlítico a 50 °C. A esta temperatura el acero M-1 cambia su forma de agrietamiento por el de disolución anódica, presentando un modo muy similar de agrietamiento al del acero M-2.

Los resultados muestran que el acero M-2 es muy poco susceptible a los efectos del hidrógeno a cualquier temperatura de prueba, no obstante sus efectos no se descartan, principalmente en los inicios.

La distribución y tamaño de micro-constituyentes de segunda fase, y defectos como dislocaciones debido al proceso de fabricación, juegan un papel importante para determinar el comportamiento o respuesta al agrietamiento de este tipo de aceros.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la colaboración de los Técnicos Académicos Iván Puente Lee, Anselmo González y René Guardián en la realización de este trabajo, y el apoyo económico brindado por el proyecto CONACyT No. 60984 para la conclusión de esta investigación.

REFERENCIAS

1. M. C. Zhao, Ming Liu, Andrej Atrens, Yi-Yin Shan, Ke Yang. Effect of applied stress and microstructure on sulfide stress cracking resistance of pipeline steels subject to hydrogen sulfide, *Materials Science and Engineering A* 478 (2008) p. 43–47.
2. M. C. Zhao, K. Yang, Y. Shan. *Materials Science and Engineering A* 335 (2002) p.14.
3. S. S. Nayak, R.D.K. Misra, J. Hartmann, F. Siciliano, J.M. Gray. Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel, *Materials Science and Engineering A* 494 (2008) p. 456–463.
4. J. Sojka, M. Jerome, M. Sozanska, P. Vanova, L. Rytirova, P. Jonsta. Role of microstructure and testing conditions in sulphide stress cracking of X52 and X60 API steels, *Materials Science and Engineering A* 480 (2008) p. 237–243.
5. A. I. Fernandez, P. Uranga, B. Lopez, J.M. Rodriguez-Ibabe. *Materials Science and Engineering A* 361 (2003) p. 367-376.
6. M. C. Zhao, T. Hanamura, H. Qiu, K. Nagai, Y. Y. Shan, K. Yang. *ISIJ Int.* 45 (2005) p. 116.
7. M. C. Zhao, Y. Y. Shan, F. R. Xiao, K. Yang. *Materials Science and Technology*, 19 (2003) p. 355.
8. Y. Kobayashi. Recent High Performance Line Pipe for Oil/Gas Production, *Proc. VIII Seminar Mexico-Japan '94*, K. Kawakami, Ed., JICA, Mexico City, (1994) p. 9-1-9-12.
9. M.C. Zhao, K. Yang, F.R. Xiao, Y.Y. Shan. *Materials Science and Engineering A* 355A (2003) p. 126.
10. M. A. L. Hernández-Rodríguez, D. Martínez - Delgado, R. González, A. Pérez - Unzueta, R. D. Mercado - Solís, J. Rodríguez. Corrosive wear failure analysis in a natural gas pipeline, *Wear*, 263 (2007) p. 567.
11. H. Asahi, M. Ueneo, and T. Yonezawa. Prediction of Sulfide Stress Cracking in High Strength Tubulars, *Corrosion*, Vol 50, No. 7, (1994) p. 537.
12. G. M. Pressouyre, R. T. Blondeau, G. Primon, and L. Cadion, Very Low. Inclusion and Impurity Content Steels as a Solution to Resist Sour Environments. *Proc. 1st Int. Conf. Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels*. C. G. Interrater and G. M. Pressourye, Ed., ASM International, 1982, p. 212.
13. B. Craig. Limitations of Alloying to Improve the Threshold for Hydrogen Stress Cracking of Steel, *Hydrogen Effects on Material Behavior*, N.R. Moody and A.W. Thompson, Ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1990, p. 955.
14. Reporte final etapa II. Evaluación metalúrgica del proceso de fabricación de tuberías de línea sin costura a partir de lingotes grados API de TAMSA, para su aplicación en servicio amargo. Octubre 2002, Instituto Mexicano del Petróleo (IMP) p. 2.
15. S. R. Novak and S. T. Rolfe. *Corrosion*, 4, (1969) p. 701.
16. W. F. Deans and C. E. Richards. *J. Test. Eval.*, 7, (1979) p. 147
17. Hara T., S. Takaki. 1997. THERMEC'97. *Proc of the 1997 TMS Symp.*, eds. T. Chandra and T. Sakai (TMS Warrendale, P.A.) p. 177.
18. P. Buffalini, G. Buzzichelli, M. Potremoll, A. Aprile, C. Jannone, A. Pozzi. Development of High-Strength Steels for Structural and Line Pipe Applications Through Highly Controlled Processes, *In Proc. HSLA Steels: Metallurgy and applications*, eds. J.M. Gray, T. Ko, S. Zhang (Materials Park, OH: ASM International, 1985), p. 457.
19. H. K. Birnmaun, *Hydrogen Effects on Material Behavior in TMS AIME Conf. Proc.*, eds. N.R. Moody, A.W. Thompson (Warrendale P.A.: TMS-AIME 1990). P. 639.
20. D. C. Ahn, P. Sofronis, R. H. Dodds Jr. *International Journal of Hydrogen Energy*, 32, 16, (2007) p. 3734-3742.