

DE CÓMO EL ÁTOMO MÁS CHICO PUEDE CAUSAR UN DAÑO GRANDE

Palabras clave: Hidrógeno, Degradación, Aceros, Circonio, Cobre.
Key words: Hydrogen, Degradation, Steels, Zirconium, Copper.

La interacción del hidrógeno con los materiales metálicos produce cambios importantes en los mismos, pudiendo conducir a la rotura catastrófica de la pieza o componente con el que fuera construido. En este trabajo se presentan los aspectos más destacados de la Degradación por Hidrógeno de los materiales metálicos, en particular de los aceros. Para este caso se analizan los diferentes fenómenos de degradación: Ataque por Hidrógeno, Fisuración Inducida por Hidrógeno y Fragilización por Hidrógeno. En los metales formadores de hidruros se analiza la degradación producida en el circonio. También se analiza el daño que produce el hidrógeno en el cobre. Se presenta una extensa bibliografía específica sobre estos temas.

■ José Ovejero García

Instituto Sabato, UNSAM-CNEA.
Investigador consulto CNEA.

e-mail: ovejero@cnea.gov.ar

The interaction of hydrogen with metallic materials produces appreciable changes in their properties, leading even to a catastrophic failure of the component. In the present work we present some relevant aspects of hydrogen degradation in metallic materials. For steels, different hydrogen degradation phenomena are analyzed, i.e. Hydrogen Attack, Hydrogen Induced Cracking and Hydrogen Embrittlement. For degradation in metals due to growth of hydrides, the specific case of zirconium is considered. Hydrogen degradation in copper is analyzed as well. A list of specific references in the specialized literature is presented.

■ INTRODUCCIÓN

La interacción del hidrógeno con los materiales metálicos puede producir degradación de sus propiedades. Desde la pérdida de ductilidad más o menos pronunciada del material hasta la rotura catastrófica del mismo. El hidrógeno es responsable de muchas fallas que ocurren en los aceros, especialmente en aquellas industrias que trabajan con ambientes que contienen hidrógeno o pueden liberarlo por reacciones con el material.

El lunes 23 de julio de 1984, la refinería de la Union Oil Co cerca de Lemont, Illinois, Estados Unidos fue seriamente dañada por una explosión y fuego. Murieron 17 personas que trabajaban en la refinería y se produjeron daños materiales

por más de \$100 millones de dólares. La explosión fue causada por la ignición de una gran nube de gas inflamable (una mezcla de propano y butano) que había escapado del recipiente por una grieta producida en una zona del componente. Se determinó que la causa de esta falla había sido la degradación del acero producida por el hidrógeno.

Es muy importante destacar que, en este momento, el hidrógeno es considerado como la opción del futuro para sustituir al petróleo como fuente principal de energía y que pese a los esfuerzos y progresos realizados, después de más de un siglo de estudios, el problema de la degradación por hidrógeno no está resuelto ni desde el punto de vista teórico ni práctico.

■ PENETRACIÓN DEL HIDRÓGENO

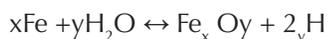
El hidrógeno sólo puede penetrar en el metal en estado atómico o ionizado. Por lo tanto, en el caso de una atmósfera gaseosa, la molécula de hidrógeno primero deberá disociarse, luego adsorberse y finalmente absorberse. El conocimiento de sus mecanismos de adsorción-absorción es muy importante.

- El hidrógeno que ingresa en el metal se encuentra en forma atómica como soluto intersticial.

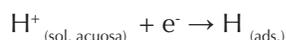
El ingreso puede provenir de dos fuentes:

- Electrolito acuoso (H_2O), la más común
- Fase gaseosa (hidrógeno molecular)

En la primera (electrolito acuoso) si tomamos el caso del hierro, se libera hidrógeno atómico debido a la reacción hierro – agua:



- Los átomos de H son ADSORBIDOS sobre la superficie del acero que actúa como cátodo:



- El hidrógeno adsorbido puede ser ABSORBIDO o puede recombinarse formando hidrógeno molecular H_2 .

En la fase gaseosa (hidrógeno molecular) tenemos las siguientes etapas:

- Adsorción y disociación sobre la superficie del metal (quimisorción disociativa).
- Pasaje del estado adsorbido al absorbido.
- Difusión en el metal.

Para este caso, la película de óxido, la temperatura y la presión de hidrógeno juegan un rol importantísimo en la entrada de hidrógeno en el material.

■ ESTADO Y DESPLAZAMIENTO DEL HIDRÓGENO

El Hidrógeno gaseoso (H_2) como otros gases diatómicos (N_2 , O_2) tiene una concentración en metales (C_H) que es proporcional a la raíz cuadrada de la presión del gas (PH_2). Esta observación está expresada en la ley de Sieverts:

$$C_H = K (PH_2)^{1/2}$$

donde K es una constante.

Por otro lado la solubilidad del Hidrógeno en el hierro depende de la temperatura y la estructura cristalina. Cuando se mide la solubilidad del H por debajo de 400 °C los valores observados son generalmente más altos que los obtenidos por extrapolación de los resultados medidos a más alta temperatura. El incremento de la solubilidad observado a temperaturas inferiores a 400 °C se explica porque el H no solo queda alojado en los intersticios de la red en estado atómico (como sucede a alta temperatura) sino que también se aloja en los defectos cristalinos y microestructurales. A estos sitios se les llaman “trampas”. La gran diferencia entre solubilidad “teórica” del hidrógeno en el hierro, cuyo valor es de 0,001 ppm (a temperatura ambiente y presión atmosférica) y la real que se encuentra entre los 2 a 6 ppm, muestra que la mayor parte del hidrógeno contenido en el acero se encuentre alojado en las trampas.

Las trampas también influyen en la difusividad (movimiento) del hidrógeno. Éstas actúan reteniendo los átomos de hidrógeno cuya difusión se realiza por un mecanismo de saltos entre intersticios cristalinos, demorando de este modo la velocidad de difusión.

Existen técnicas que permiten visualizar los sitios de “atrapado” del hidrógeno en el material. Una de ellas es la Micro-Impresión de Hidrógeno (MIH) (ver Anexo) desarrollada en el Departamento de Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) (Pérez, 1982; Ovejero-García, 1985).

A continuación podemos ver algunos ejemplos de la aplicación de esta técnica. Las figuras 1 y 2 muestran los resultados de la aplicación de la MIH. En la figura 1 se observa el hidrógeno “atrapado” en los límites de granos (pequeños puntos blancos) de un acero inoxidable austenítico. En la figura 2 se puede observar el hidrógeno “atrapado” en la interfase inclusión-matriz. Obser-



Figura 1: Atrapado del hidrógeno en bordes de grano (pequeños puntos blancos). Acero inoxidable austenítico. Técnica de micro-impresión de hidrógeno.

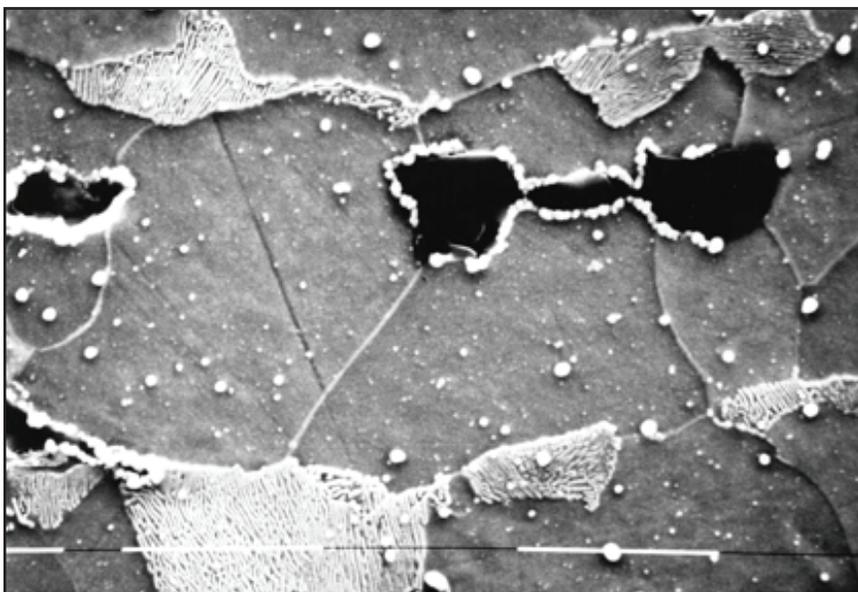


Figura 2: Atrapado del hidrógeno en la interfase inclusión-matriz. Acero A-516 G60, normalizado. Técnica micro-impresión de hidrógeno. Las zonas oscuras son las inclusiones.

vación realizada mediante un microscopio electrónico de barrido.

I - DAÑO POR HIDRÓGENO EN LOS ACEROS

Con el objeto de lograr una mejor comprensión de los distintos tipos de daños que produce el hidrógeno en los aceros se hará una breve introducción sobre estos materiales.

Al añadirse al hierro pequeñas cantidades de carbono (inferior al 2% en peso) se obtiene una aleación conocida con el nombre de acero. La adición del carbono (elemento no metálico) permite mejorar algunas propiedades.

Existen numerosos tipos de aceros en función de los otros elementos presentes como aleantes. Los denominados aceros al carbono el principal elemento de aleación es el carbono, también contienen otros elementos pero en menor porcentaje. Como la solubilidad del carbono en el hierro es muy baja el carbono aparece en el acero en su casi totalidad formando carburo de hierro

(Fe_3C), de modo que los aceros al carbono están constituidos fundamentalmente por hierro y carburo de hierro.

En general, en los aceros existen elementos no deseables denominados impurezas provenientes del mineral de hierro o del proceso de fabricación que son muy difíciles de eliminar o reducir su contenido. Uno de ellos es el azufre que se encuentra formando sulfuro de hierro (FeS). Su presencia es nociva para el acero. Para minimizar su contenido se añade manganeso (Mn) que tiene mayor afinidad por el azufre que el hierro dando lugar a la formación de sulfuro de manganeso (MnS), en lugar del FeS , que no posee el efecto nocivo de este último.

Los aceros de baja aleación son aquellos aceros que además de carbono contienen otros aleantes (cromo, molibdeno, níquel, vanadio, etc.) cuyo porcentaje total es inferior al 5%. Estos elementos aleantes se agregan al acero para mejorar sus propiedades

Se encontró que si se añade al acero cantidades crecientes de cromo mejora su resistencia a la corrosión. A mayor cantidad de cromo mayor la resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidable son aquellos aceros que contienen 11% o más de cromo. Estos aceros presentan propiedades mecánicas equivalentes y, en algunos casos, superiores a los aceros al carbono con una elevada resistencia a la corrosión. Esta característica, que es la principal y más importante, se debe a la formación de una película de óxido de cromo (de naturaleza controvertida) muy adherente, impermeable y poco soluble en un gran número de reactivos que protege al material subyacente contra la posibilidad de ataque de ciertos medios corrosivos, en particular oxidantes. Esta película protectora, llamada película pasivante, se forma espontáneamente por exposición del metal en contacto con el aire o rápidamente por un tratamiento de pasivado (Por ej.: inmersión en una solución oxidante).

Existen distintos tipos de aceros inoxidables. Entre los de uso corriente encontramos los aceros Martensíticos (13%Cr, 1,2-0,15%C) y Ferríticos (16-27 %Cr, 0,2-0,08 %C) que contienen como aleante principal el cromo y son magnéticos y los Austeníticos (18%Cr, 8% Ni, 0,15-0,02 %C) que además del cromo contienen níquel y no son magnéticos. Al ser muy baja la solubilidad del carbono en la ferrita y en la austenita, éste aparece en los aceros inoxidables en forma de carburo de cromo. Es posible encontrar en los aceros inoxidables martensíticos y austeníticos la presencia de otra fase magnética conocida con el nombre de ferrita delta.

Además del agregado de aleantes para mejorar las propiedades de los aceros existen los llamados tratamientos térmicos aplicables con

el mismo objetivo. Los aceros al ser sometidos a distintas condiciones de calentamiento y enfriamiento (tratamiento térmico), sin modificar su composición química cambian sus propiedades mecánicas. Esto es consecuencia del cambio de sus constituyentes estructurales. Se elige el tratamiento térmico de acuerdo a las propiedades que se desean obtener.

Como se verá más adelante, la resistencia al daño por hidrógeno depende fuertemente de los constituyentes estructurales de los aceros. Dicho de otra manera, es posible modificar la sensibilidad del acero al daño por hidrógeno mediante la realización de un tratamiento térmico adecuado.

Se pueden distinguir TRES TIPOS de Daño por Hidrógeno en los aceros:

- Ataque por hidrógeno
- Fisuración inducida por hidrógeno
- Fragilización por hidrógeno

1 - ATAQUE POR HIDRÓGENO

■ CASOS PRÁCTICOS Y DOMINIO DE EXISTENCIA

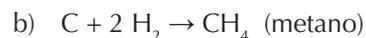
A comienzos del siglo pasado en Alemania, durante el desarrollo del proceso de síntesis del amoníaco, se encontró que el acero expuesto a altas temperaturas (200 °C) y altas presiones parciales de hidrógeno (700 kPa) sufría importante deterioro en sus propiedades mecánicas. Este tipo de daño conocido por el nombre de Ataque por Hidrógeno es uno de los más importantes problemas en la industria de la síntesis de amoníaco, las refinерías de petróleo y las plantas petroquímicas.

También puede aparecer en los tubos de calderas convencionales.

■ MECANISMO

Los aceros en presencia de hidrógeno a presiones (700 kPa) y temperaturas elevadas (> 200 °C) sufren una descarburación importante con la formación in situ de metano, que no puede difundir debido al tamaño

de sus moléculas provocando fisuración intergranular.



La descarburación (a) baja la resistencia mecánica pero aumenta la ductilidad. La formación de metano (b) baja la resistencia mecánica y la ductilidad. Una completa descarburación y fisuración puede reducir la resistencia mecánica de 400 MPa a 170 MPa y la elongación del 30 % a casi nula.

Las fisuras que se forman son finas y numerosas, la disminución de la capacidad de deformación es muy marcada y los daños son definitivos. En otras palabras, este tipo de daño es irreversible (ver esquema de la figura 3).

■ ETAPAS DEL ATAQUE POR HIDRÓGENO

Podemos considerar al ataque por hidrógeno como un proceso de nucleación y crecimiento de cavi-

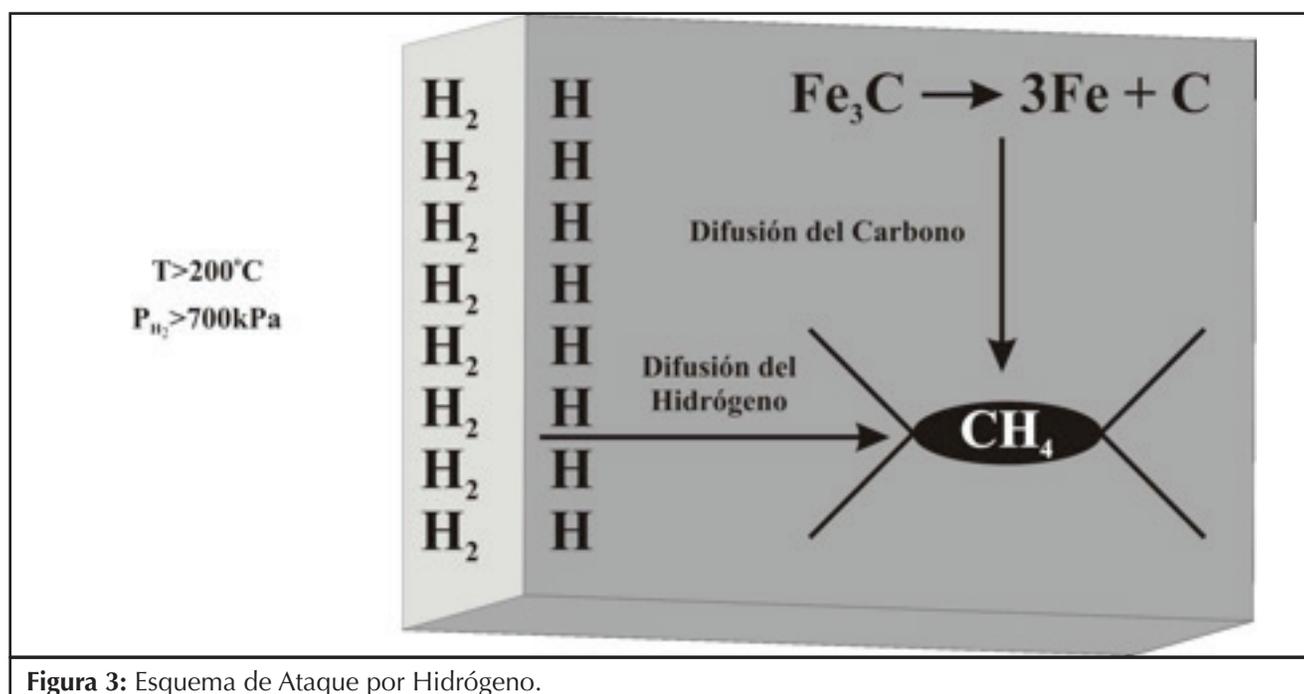


Figura 3: Esquema de Ataque por Hidrógeno.

dades. Los centros de nucleación de las microcavidades son lugares de alta energía como las interfases inclusión-matriz y los bordes de grano. Hacia allí migra el carbono, producto de la descomposición de los carburos: $\text{Me}_x\text{C} \rightarrow x\text{Me} + \text{C}$, que se combina con el hidrógeno para formar metano y producir las microcavidades. Su pequeño tamaño hace que su relación superficie-volumen sea muy alta. Como habrá una energía libre asociada a la superficie de las microcavidades esta energía superficial actuará como barrera para la formación de los núcleos, controlando de este modo la cinética del proceso.

Durante esta etapa de nucleación, llamada período de incubación, no se detectan por métodos convencionales cambios en las propiedades del material. La duración de este período varía con el tipo de acero y la severidad del medio (P y T) desde unas pocas horas, en condiciones extremas, hasta progresar muy lentamente a bajas presiones y temperaturas. Bajo estas últimas condiciones ningún daño puede ser detectado por ensayos convencionales aun después de muchos años de exposición. Este proceso es reversible.

El conocimiento de la duración del tiempo de incubación es muy importante para predecir la vida del componente. En vista de esta importancia el American Petroleum Institute ha publicado curvas del período de incubación para aceros al carbono y 0,5 Mo, basadas en resultados de laboratorio y experiencias de campo.

Por otra parte, basados en conceptos termodinámicos y de difusión a los que se añadió el efecto de las tensiones fueron desarrollados varios modelos de nucleación y crecimiento de cavidades. En base

a ellos es posible ahora predecir la densidad y tamaño de cavidades en función de la tensión, presión parcial de hidrógeno y temperatura (por ej.: en un acero 2,25 Cr-1Mo).

El proceso de nucleación es reversible hasta que la microcavidad alcanza el tamaño crítico. Cuando las microcavidades alcanzan el tamaño crítico (r_c) la energía libre asociada al volumen de la cavidad supera a la energía libre superficial, se produce una disminución de la energía libre del sistema y entonces las cavidades crecen. Este proceso es irreversible. Entre las variables más importantes la cinética del proceso de crecimiento de las cavidades es función de la presión parcial de hidrógeno, de la temperatura de trabajo, de la estabilidad de los carburos y de la velocidad de difusión del carbono.

Luego del periodo de incubación la densidad de cavidades se incrementa rápidamente con el tiempo y luego se arriba a saturación. Altas temperaturas, altas tensiones, alta presión de hidrógeno y deformación plástica previa tienen el efecto de reducir el tiempo de incubación e

incrementar el valor de saturación (aumenta la densidad de cavidades). Además, las cavidades aumentan su tamaño, luego se produce la coalescencia de las mismas y finalmente fisuras en límites de granos. La descarburización es casi completa (figura 4). El daño producido por el Ataque por Hidrógeno se manifiesta por una importante pérdida, a temperatura ambiente, de la resistencia mecánica, de la energía de impacto y de la densidad. El acero se vuelve frágil.

Conclusiones y recomendaciones.

Para aumentar la resistencia del acero al Ataque por hidrógeno es recomendable:

1. Reducir al máximo los contenidos de los siguientes elementos de aleación: Mn, Ni y Al y de las impurezas P, Sn, Sb, As
2. Añadir al acero Cr, Mo, W, V, Ti y Nb para formar carburos estables
3. Minimizar la deformación plástica producida en los componentes del equipo durante la fabricación del mismo.

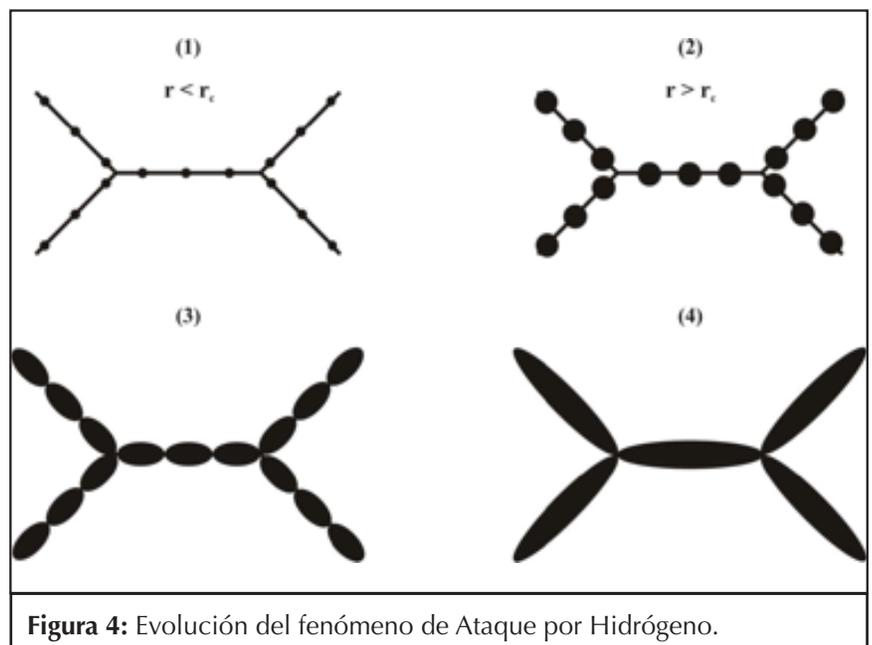


Figura 4: Evolución del fenómeno de Ataque por Hidrógeno.

2 – FISURACIÓN INDUCIDA POR EL HIDRÓGENO

■ CASOS PRÁCTICOS Y DOMINIO DE EXISTENCIA

La Fisuración Inducida por Hidrógeno (FIH), llamada también AMPOLLADO, se produce a la temperatura ambiente y en ausencia de

tensiones cuando parte del hidrógeno atómico generado en la superficie del acero, como consecuencia de una reacción de corrosión, penetra y se recombina en forma molecular: $2H \rightarrow H_2$ en interfaces matriz-inclusión (figura 5), alcanzando presiones suficientemente altas como para despegar esas interfases y producir "ampollas" y / o fisuras (figura 6).

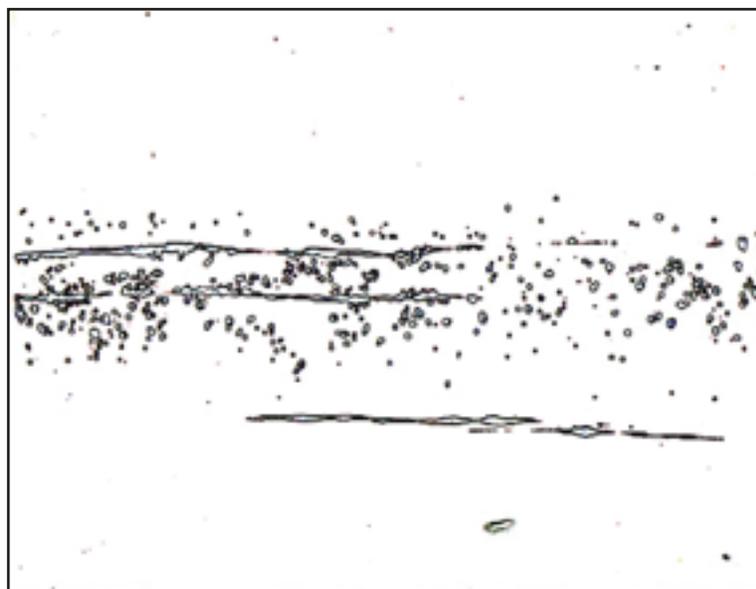


Figura 5: Inclusiones alargadas de MnS.

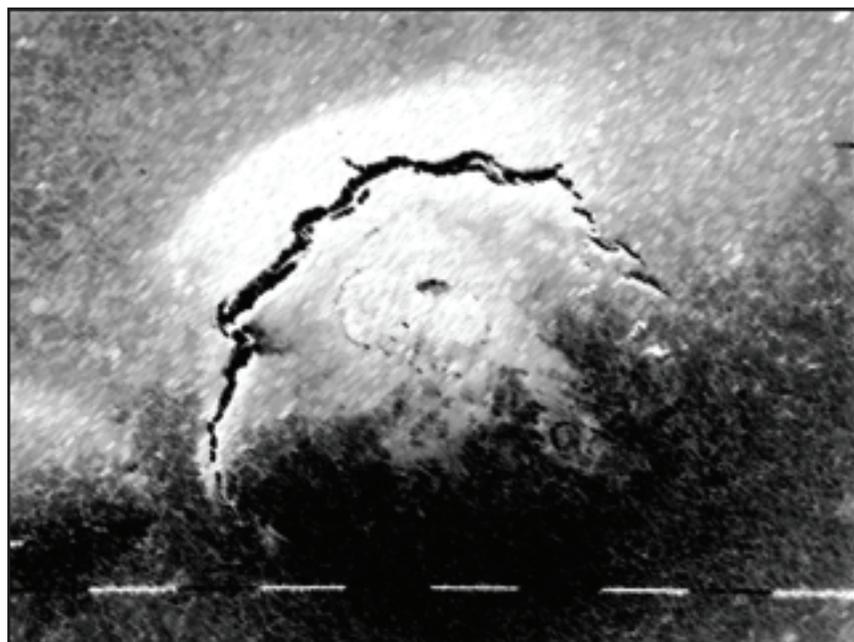


Figura 6: Ampolla producida en la superficie de una chapa en un ensayo en medio acuoso H₂S.

Al parecer, al menos bajo el aspecto macroscópico, este fenómeno está limitado a los aceros de bajo límite de elasticidad, inferior a 600 Mpa (aceros de bajo carbono), que trabajan en un medio que promueve una entrada energética de hidrógeno en el material, como por ejemplo el caso del H₂S húmedo. Para aceros más resistentes, al parecer, el fenómeno se reduce a pequeñas ampollas (de escala microscópica) que pueden propagarse en dirección perpendicular a la tensión máxima de tracción, fenómeno muy diferente al ampollado. Entre los componentes donde el fenómeno de FIH es más frecuente pueden citarse: cañerías, recipientes a presión y tanques de almacenamiento en industrias químicas, petroquímicas y petroleras.

El problema reviste gran importancia económica debido a que, a pesar de que la frecuencia con la que conduce a una falla estructural es muy baja, cuando ésta ocurre debe realizarse el reemplazo y/o reparación de grandes sectores del recipiente a presión y tramos de cañerías. Afortunadamente, el ampollado, por una parte, no ofrece peligro de rotura catastrófica y, por otra parte, es fácilmente detectable muchas veces por simple Inspección visual y en todos los casos por control de ultrasonido.

Por lo mencionado anteriormente la FIH es un problema al cual se ha dedicado una gran cantidad de tiempo y esfuerzos para entender su mecanismo y determinar el rol de las variables del proceso de manera de poder desarrollar métodos que la minimicen.

En la FIH podemos distinguir tres etapas:

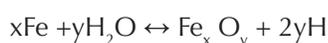
- Entrada del hidrógeno (resultado de una corrosión electroquí-

mica y por lo tanto en presencia de agua).

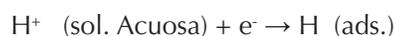
- Sitios de nucleación de fisuras y/o ampollas.
- Propagación de las fisuras.

Entrada del hidrógeno.

La corrosión sobre la superficie del metal libera hidrógeno atómico debido a la reacción hierro-agua.



Inmediatamente después de la reacción de corrosión los átomos de H son ADSORBIDOS sobre la superficie del acero que actúa como cátodo.



El hidrógeno adsorbido puede ser ABSORBIDO o puede recombinarse formando hidrógeno molecular H_2 , gas, que se libera en el medio acuoso. El hidrógeno absorbido difunde en forma atómica en el acero.

El grado de FIH depende de la cantidad de hidrógeno que ingrese (intensidad de la corrosión ácida). En otras palabras, disminuyendo la entrada de hidrógeno se disminuye la intensidad de la FIH.

En la industria petrolera cada vez es más común la exposición de los aceros en medios acuosos con H_2S . Estos medios con H_2S son muy peligrosos debido a que el H_2S inhibe la recombinación del hidrógeno atómico adsorbido lo que conduce a incrementar, en forma muy importante, la absorción del hidrógeno atómico en el acero. Por este motivo la composición química del acero juega un rol importante en la entrada del hidrógeno.

Nucleación de las fisuras.

Como fue mencionado anteriormente, el hidrógeno que se introduce en el metal en forma atómica queda atrapado, principalmente, en las interfases entre matriz e inclusiones donde se recombina en forma molecular, $2\text{H} \rightarrow \text{H}_2$, produciendo "ampollas" en la superficie de la chapa (figura 7) y fisuras en el interior de la misma (figura 8). Las fisuras escalonadas son típicas de la FIH.

Las inclusiones que más daño producen son las de MnS de forma alargada. Cuanto mayor es el contenido de inclusiones (mayor % de azufre) y más grande su tamaño es mayor la sensibilidad del acero a la FIH.

Sin necesidad de llegar a % de azufre extra-bajos, es posible obtener una buena resistencia a la FIH si se logra, por medio de un adecuado control, una longitud promedio de las inclusiones lo suficientemente baja.

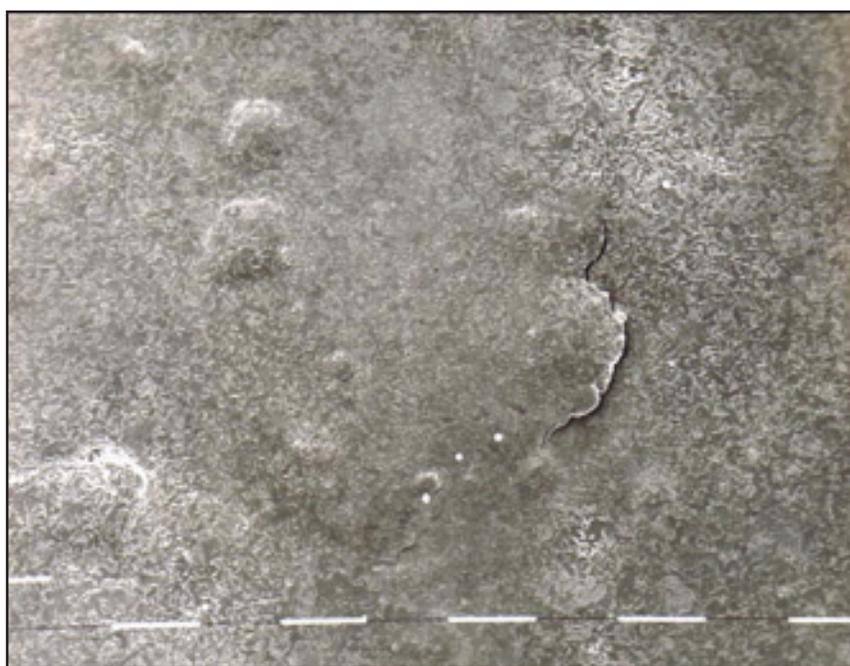


Figura 7: Ampollas producidas en la superficie de una chapa en un ensayo en medio acuoso H_2S .

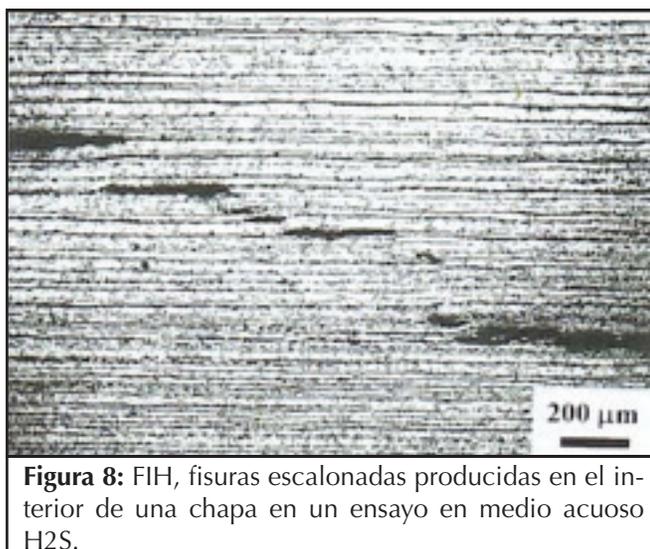


Figura 8: FIH, fisuras escalonadas producidas en el interior de una chapa en un ensayo en medio acuoso H_2S .

Conclusiones y recomendaciones.

1.- La FIH O AMPOLLADO es el resultado de una corrosión electroquímica y por lo tanto se produce en presencia de agua.

2.- En las interfases matriz-inclusiones el hidrógeno atómico se recombina en forma molecular, $2H \rightarrow H_2$, produciendo "ampollas" y/o fisuras.

3.- Se produce a temperatura ambiente en ausencia de tensiones externas y/o internas.

4.- Está limitado a los aceros de bajo límite de elasticidad (inferior a 600 MPa) o sea aceros de poca resistencia. Para aceros más resistentes, al parecer, el fenómeno se reduce a pequeñas ampollas (de escala microscópica) que pueden propagarse en dirección perpendicular a la tensión máxima de tracción, fenómeno muy diferente al ampollado.

5.- La intensidad del fenómeno, la dimensión de las ampollas, su profundidad y, en general, su morfología en cada instante depende: de la intensidad de la corrosión ácida, del tiempo y del estado de limpieza del acero (densidad y longitud media de las inclusiones).

6.- No ofrece peligro de rotura catastrófica. Sin embargo, reviste gran importancia económica.

7.- Es fácilmente detectable, muchas veces por simple Inspección visual y en todos los casos por control de ultrasonido.

8.- La sensibilidad del acero a la FIH depende de su limpieza y de su microestructura. El inicio y propagación de una fisura por FIH es más fácil en una microestructura menos dúctil. Zonas duras compuestas de bainita y/o martensita son dañinas. El contenido de azufre y el tama-

ño de los sulfuros debe ser reducido al máximo posible. La limpieza del acero reduce el número de los potenciales sitios de nucleación de fisuras.

3 - FRAGILIZACION POR HIDRÓGENO

La Fragilización por hidrógeno (F.P.H.) también conocida con el nombre de ROTURA DIFERIDA ASISTIDA POR HIDRÓGENO es el daño por hidrógeno más peligroso y el menos conocido en lo referente a su mecanismo. Este tipo de daño se traduce por una alteración de la mayoría de las propiedades mecánicas del material, especialmente pérdida de la ductilidad, pudiendo llegar a producir rotura catastrófica. Este fenómeno se puede presentar durante el proceso de elaboración del acero, durante el proceso de fabricación de un equipo (soldadura) o durante el servicio de una instalación. En este último caso es donde se presentan los problemas más serios

Para que se produzca la FPH se necesita: una cantidad mínima de hidrógeno en el material (concentración crítica), una tensión mínima (tensión crítica) en el rango elástico, aplicada y/o interna y una microestructura susceptible (figura 9).

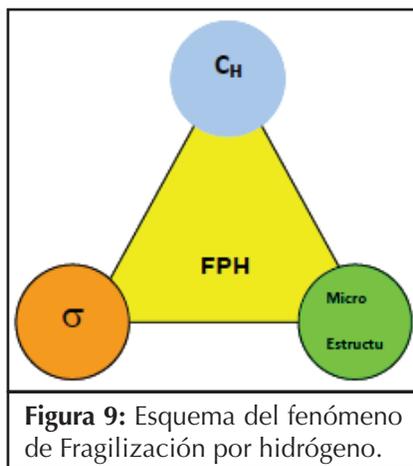


Figura 9: Esquema del fenómeno de Fragilización por hidrógeno.

El fenómeno de FPH es de carácter reversible. Es decir que, si es de-

tectado a tiempo puede eliminarse mediante tratamientos adecuados. Sin embargo, es muy peligroso debido a que no es detectable fácilmente por control no destructivo. Y lo sumamente grave es que, en el caso de componentes inicialmente libres de tensiones residuales o externas la fragilización puede producirse luego de la aplicación de tensiones, por ejemplo en la puesta en servicio de dicho componente. Otra de las características de este fenómeno es que es más importante a la temperatura ambiente.

Etapas de la FPH.

1.- Caso de una fuente externa de hidrógeno (figura 10). Ejemplo de recipiente que contiene hidrógeno gas (puro o mezcla) o un medio acuoso (H_2S).

Consideremos que para un tiempo $t_0 = 0$ el material con una entalla está sometido a una tensión externa σ (por ej. Presión del gas contenido en el recipiente) y una fuente externa de hidrógeno. En la zona de la entalla se produce una concentración de tensiones triaxiales, generándose el embrión de una fisura. Luego de un tiempo t_1 de trabajo del recipiente se observa un gradiente de tensiones y acumulación de hidrógeno atómico en la zona de la entalla; la concentración de hidrógeno C_H es menor que la crítica C_c ($C_H < C_c$) y por lo tanto no se produce fisura. Luego de un tiempo t_2 de trabajo el hidrógeno continúa difundiendo hacia la zona de concentración de tensiones, la concentración C_H de hidrógeno supera a la crítica, C_c , y por lo tanto se produce fisura del material. El proceso continúa hasta que la fisura alcanza su tamaño crítico y se produce la fractura del componente.

Esto es lo que ocurrió el lunes 23 de julio de 1984 en la refinera de la Union Oil Co en los Estados Uni-

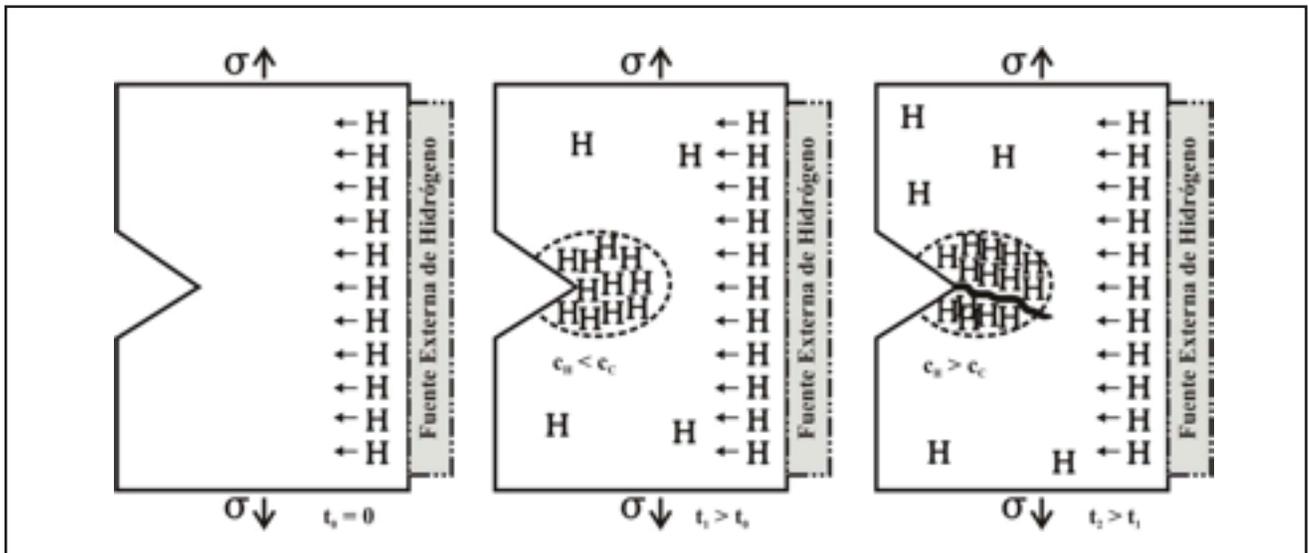


Figura 10: Etapas de la FPH, caso de una fuente externa de hidrógeno.

dos y donde (como ya se mencionó) perdieron la vida 17 personas que trabajaban en la refinería y daños materiales por más de \$100 millones de dólares. Se produjo una fisura como consecuencia de la fragilización por hidrógeno del acero en la zona de soldadura.

2.- Caso de "fuente" interna.

Introducción de hidrógeno durante el proceso de recubrimiento electrolítico (cadmiado) o de soldadura (figura 11)

En la figura 11 tenemos una pieza con entalla (por ej. un tornillo) li-

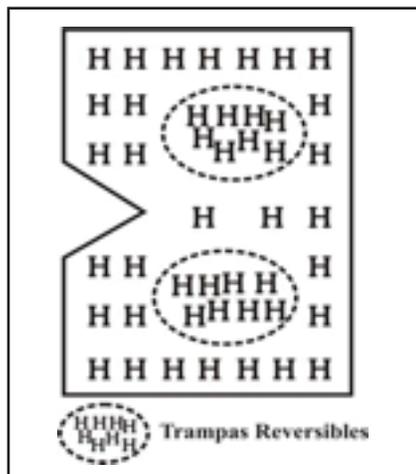


Figura 11: FPH. Caso de una fuente interna de hidrógeno.

bre de tensiones (internas o externas) y el hidrógeno, que penetró durante la elaboración de la pieza (cadmiado), alojado dentro del tornillo.

Para un tiempo $t_0 = 0$ (figura 12) tenemos el tornillo al que atornillamos en un componente (le aplicamos tensiones (σ)). En la base de la entalla (rosca) se produce una concentración local de tensiones generándose el embrión de una fisura. Luego de un tiempo t_1 el hidrógeno difunde, por el gradiente de tensiones, hacia el sitio de concentración de las mismas donde se acumula sin superar la concentración crítica de hidrógeno $C_H < C_c$ y por lo tanto no se produce fisura. Finalmente luego de un tiempo t_2 de trabajo, la

concentración C_H de hidrógeno (que continuó difundiendo hacia la zona de concentración de tensiones) supera a la crítica C_c y por lo tanto se produce el inicio de la fisura en el material. El proceso continúa hasta que la fisura alcanza su tamaño crítico y se produce la rotura del tornillo.

Resumiendo, la FPH se produce en presencia de tensiones (internas o externas) luego de transcurrir el tiempo necesario (horas, meses, años) primero para alcanzar la concentración crítica de hidrógeno que conduzca la formación de las fisuras (tiempo de incubación) y luego para que ésta alcance su tamaño crítico para producir la rotura del componente. Por este motivo es que tam-

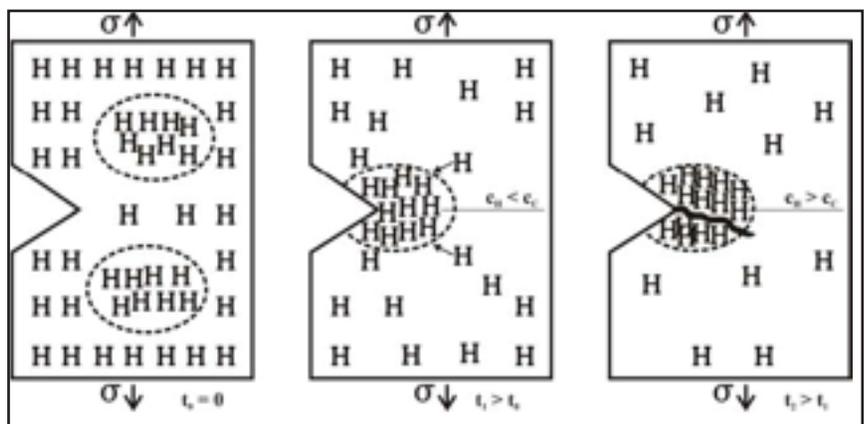


Figura 12: Etapas de la FPH, caso de una fuente interna de hidrógeno.

bién este fenómeno recibe el nombre de ROTURA DIFERIDA ASISTIDA POR HIDRÓGENO.

FPH de Aceros al Carbono y de Baja Aleación.

Los aceros al carbono y de baja aleación tienen una baja resistencia a la corrosión y una alta permeabilidad al hidrógeno; esto permite su fácil ingreso y su rápida distribución en el seno del material (coeficiente de difusión 10^{-5} - 10^{-6} cm²/s). Estos factores hacen que estos aceros sean muy sensibles al fenómeno de Fragilización por Hidrógeno.

La FPH de estos aceros está estrechamente vinculada a su microestructura y varía dentro de un amplio rango. Se puede encontrar un mismo acero, pero con distinta microestructura, dando lugar a muy alta susceptibilidad a la FPH, muy baja o nula. Al depender la microestructura del tratamiento térmico realizado, mediante un tratamiento térmico adecuado se puede obtener un acero resistente a la FPH.

La estructura de temple martensítica (obtenida cuando el acero es calentado a alta temperatura, 800 °C y enfriado rápidamente) es la más sensible de todas. Si a esta martensita se la calienta a alta temperatura (500 °C) y se la enfría posteriormente lentamente el grado de sensibilidad del acero a la FPH baja notablemente pudiendo llegar a ser nulo. A este tratamiento de calentamiento de la martensita se lo denomina REVENIDO.

El uso de la estructura martensítica está terminantemente prohibido debido a su fragilidad intrínseca al hidrógeno. Si bien los aceros en estado martensítico no son utilizados en la práctica debido a su baja tenacidad es posible que esa estructura martensítica aparezca en los cordo-

nes de soldadura, lo que puede conducir a graves problemas si el componente es utilizado en un medio hidrogenado. Prueba de esto es el ya dos veces mencionado accidente del 23 de julio de 1984 ocurrido en un componente de la refinería de la Union Oil Chicago Refinery que se rompió en forma catastrófica causando graves daños en otros equipos de la planta. Posteriores investigaciones determinaron que este evento fue causado por fragilización por hidrógeno originada en una soldadura con estructura martensítica.

En la figura 13 se observa la superficie de fractura de un acero (zona de soldadura con estructura martensítica) de similares características al recipiente siniestrado.

Conclusiones y recomendaciones.

- 1.- La elección de la estructura del acero depende de su posterior utilización.
- 2.- La martensita es muy susceptible a la FPH. En cambio, los aceros con estructuras obtenidas luego de un calentamiento a alta temperatura y posteriormente enfriados lentamente presentan una buena resistencia a la FPH.

3.- Se recomienda hacer un tratamiento térmico de revenido que garantice el buen comportamiento en servicio del componente en un medio hidrogenado evitando su rotura catastrófica.

4.- Seleccionar el acero y el tratamiento térmico más conveniente

FPH de Aceros Inoxidables.

Los aceros inoxidables martensíticos presentan baja tenacidad, mala soldabilidad y son muy sensibles a la FPH.

Los aceros inoxidables ferríticos también son muy susceptibles a la fragilización por hidrógeno.

Por lo general, los aceros inoxidables austeníticos son menos susceptibles que los aceros ferríticos al carbono y de baja aleación. En un tiempo se pensaba que eran inmunes a la FPH. hasta que problemas producidos en instalaciones industriales determinaron lo contrario. La buena resistencia a la FPH que, en general, presentan estos aceros es debido a su muy buena resistencia a la corrosión y a la muy lenta entrada del hidrógeno en el material, baja velocidad de difusión a temperatura ambiente. Ambos factores

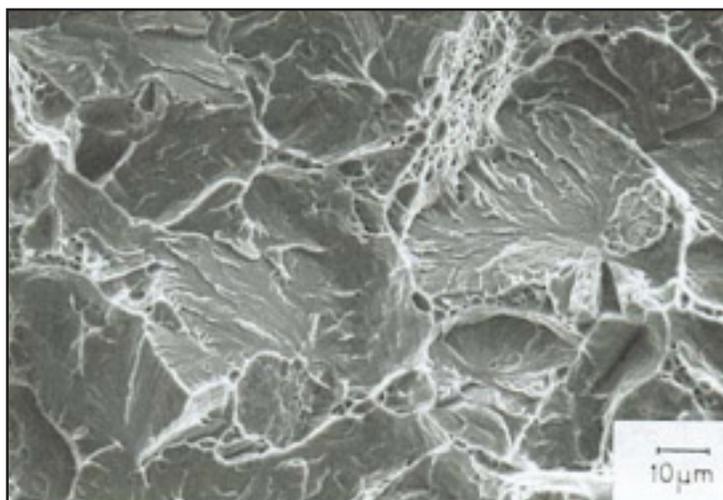


Figura 13: FPH, acero A-516 Gr 60 templado, fractura frágil.



Figura 14: Superficie de fractura frágil. Acero inoxidable austenítico con baja EFA.

contribuyen a minimizar la entrada de hidrógeno en el acero lo que da como resultado tiempos muy largos (de vida del componente) en alcanzarse la concentración de hidrógeno necesaria (concentración crítica) para producir la fragilización del componente.

Cuando un componente construido con acero inoxidable austenítico trabaja a alta temperatura (600 °C) en un ambiente hidrogenado (hidrógeno gas), la velocidad de entrada del hidrógeno en el acero aumenta considerablemente y es posible que luego de un cierto tiempo de trabajo la cantidad de hidrógeno que entre en el acero pueda producir su fragilización.

La susceptibilidad a la FPH de estos aceros inoxidables austeníticos depende del valor de un factor denominado Energía de Falla de Apilamiento, EFA. Aquéllos que poseen una mayor EFA son menos susceptibles a la FPH. El valor de la EFA depende (a temperatura constante) de la composición química del acero. A medida que aumenta el contenido de níquel aumenta el valor de la EFA. La EFA se puede obtener

a partir de la ecuación empírica de Schramm y Reed (1975)

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

En la figura 14 se puede observar la superficie de fractura frágil de un acero inoxidable austenítico con baja EFA.

Los aceros inoxidables austeníticos son utilizados luego de ser sometidos a un tratamiento térmico denominado hipertemplado que permite la obtención de una estructura austenítica. Si este acero trabaja a alta temperatura (500-600 °C), luego de un cierto tiempo se produce la precipitación de carburo de cromo en los límites de grano austeníticos. Esto mismo puede suceder cuando el acero es sometido al proceso

de soldadura. Cercano al cordón de soldadura se produce la precipitación de carburos en los límites de grano. Este fenómeno produce dos efectos nocivos en el acero: lo hacen susceptible al fenómeno de corrosión intergranular y lleva a la disminución de la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Este aumento de la sensibilidad del acero a la FPH puede producir la rotura frágil intergranular del componente como se ilustra en la figura 15.

La microestructura del cordón de soldadura de aceros inoxidables austeníticos está constituida por dos fases: austenita y ferrita delta. El contenido de ferrita delta depende, principalmente, de la composición química del metal de aporte utilizado para efectuar la unión soldada. Al ser la difusión del hidrógeno mucho más rápida en la ferrita delta que en la austenita, la presencia de esa fase incrementa la entrada de hidrógeno en el cordón. Esto conduce a que, a medida que aumenta el contenido de ferrita delta en el cordón de soldadura, aumenta el grado de sensibilidad del acero a la FPH.

Conclusiones y recomendaciones.

1.- La susceptibilidad a la FPH depende de la energía de falla de api-

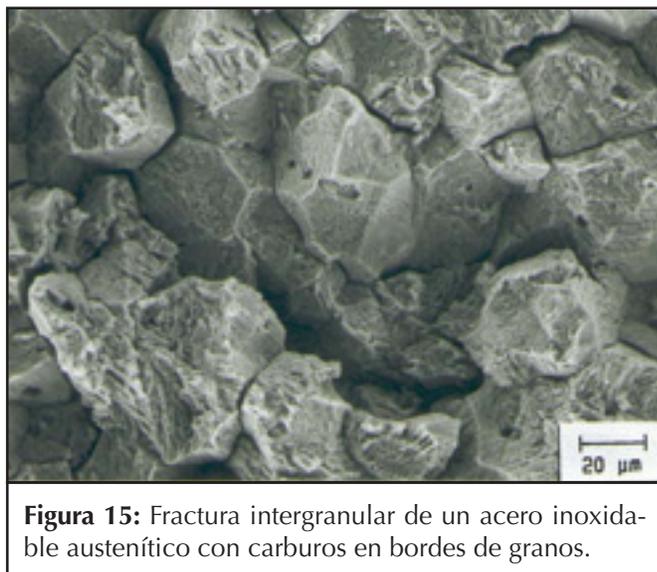


Figura 15: Fractura intergranular de un acero inoxidable austenítico con carburos en bordes de granos.

lamiento (composición química): alta EFA baja sensibilidad; baja EFA alta sensibilidad.

2.- La precipitación de carburos de cromo aumenta la sensibilidad a la FPH y la rotura intergranular de los austeníticos.

3.- En los cordones de soldadura, la sensibilidad a la FPH aumenta con el contenido de ferrita delta.

II - DAÑO EN MATERIALES FORMADORES DE HIDRUROS

En algunos metales como el circonio (Zr), titanio (Ti), uranio (U), cuando se supera la solubilidad sólida terminal de hidrógeno se produce la precipitación de una nueva

fase conocida con el nombre de hidruro. Una alta densidad de hidruros produce, a temperatura ambiente, una baja de la ductilidad y de la tenacidad del material que puede conducir a la rotura catastrófica del componente. Cuando, además, el componente se encuentra sometido a tensiones internas o externas, puede ocurrir otro fenómeno: el fenómeno conocido como Rotura Diferida Asistida por Hidruros.

El mecanismo aceptado para explicar este proceso consiste en (figura 16):

- La producción de un flujo de hidrógeno hacia la punta de la fisura, impulsado por el gradiente de tensiones existente en la misma.

- Precipitación de hidruros en la punta de la fisura.
- La rotura de los hidruros precipitados. Avance de la fisura.
- El proceso se repite, lo que conduce al avance de la fisura en sucesivos pasos y a la rotura final del componente.

En los casos de los metales formadores de hidruros es posible aprovechar la fragilización producida por los hidruros para obtener polvo de dichos metales o de sus aleaciones. Este método que se conoce como de hidrogenación-deshidrogenación es ya utilizado para obtener polvo de titanio y uranio, entre otros.

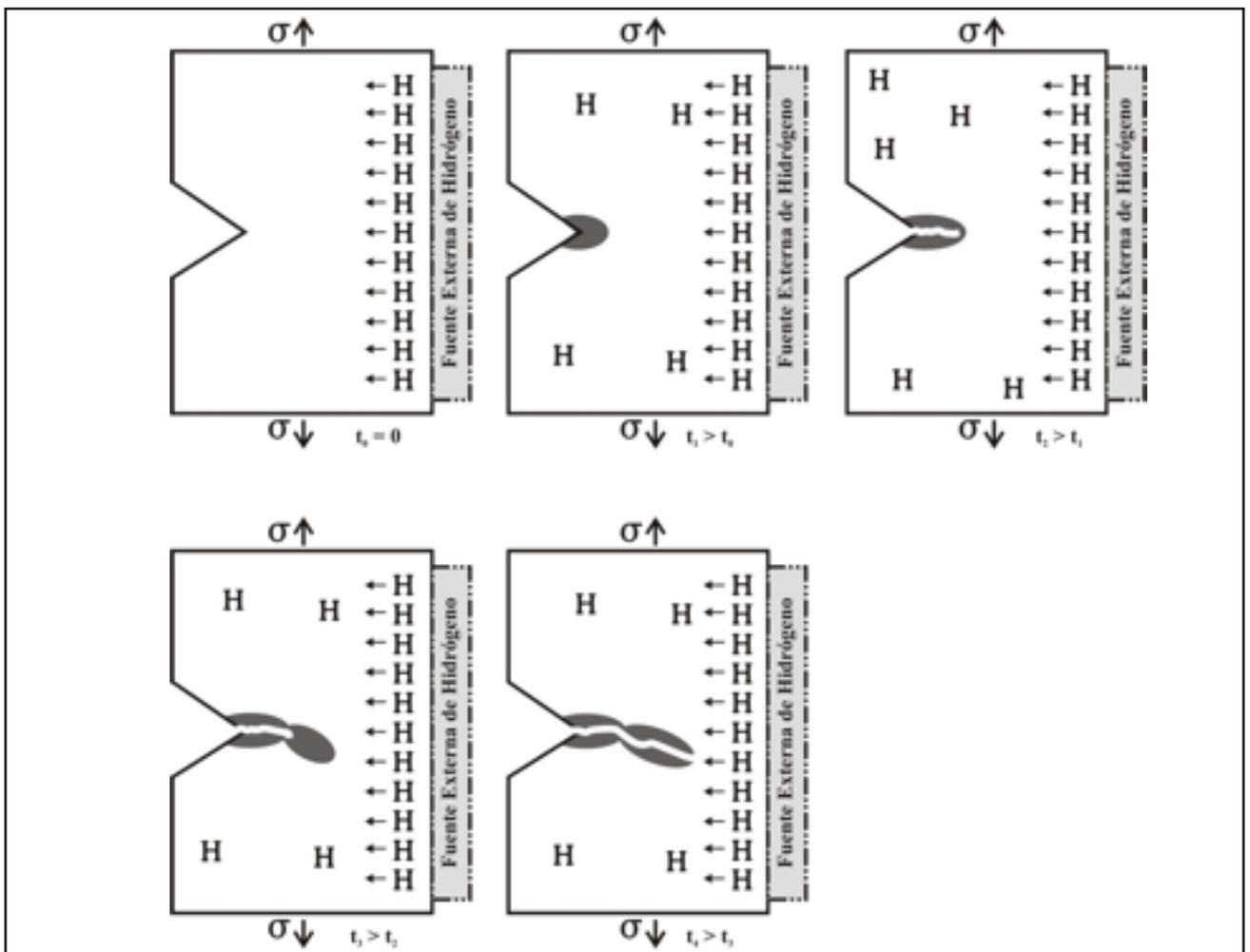


Figura 16: Esquema del fenómeno de Rotura Diferida Asistida por Hidruros.

Conclusiones y recomendaciones.

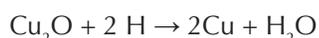
Para disminuir y prevenir el daño que produce el hidrógeno en los metales formadores de hidruros es necesario:

- 1.- Realizar tratamientos térmicos conducentes a la disminución de las tensiones internas en el material.
- 2.- Controlar la entrada de hidrógeno.
- 3.- Realizar mediciones del contenido de hidrógeno durante el funcionamiento del componente.

III - CASO DEL CU

El cobre también está sujeto al daño por hidrógeno. Por ejemplo, cuando se encuentra expuesto a una atmósfera de hidrógeno durante un tratamiento de recocido. También este daño puede ocurrir durante un proceso de soldadura. En ambos casos, es debido a la presencia de Cu_2O .

El hidrógeno entra y difunde en el material produciendo la reducción del Cu_2O con la formación de vapor de agua.



Como el Cu_2O se encuentra generalmente en los bordes de granos se producen cavidades en ellos y ampollas en la superficie del metal. La susceptibilidad depende de la cantidad de óxido de cobre presente.

Conclusiones y recomendaciones.

Una forma de solucionar este problema es seleccionar un cobre con bajo contenido de oxígeno por ejemplo el llamado OFC (Oxigen Free Copper) que contiene un máximo de 0,01 % de oxígeno.

■ ANEXO

■ MICRO-IMPRESIÓN DE HIDRÓGENO

La influencia de la microestructura (trampas) sobre la sensibilidad de los aceros al daño por hidrógeno es conocida. Por este motivo es muy importante poder observar cómo se distribuye el hidrógeno en la microestructura.

No existen muchas técnicas que permiten esta observación, una de las más usadas es la Micro-Impresión de hidrógeno con la cual se puede detectar el hidrógeno atrapado en trampas reversibles (hidrógeno difusible).

La Micro-Impresión de Hidrógeno (MIH) es una técnica muy simple de fácil aplicación y muy precisa que fue desarrollada en el Grupo de Daño por Hidrógeno de la CNEA en el año 1982 (Pérez, 1982).

Procedimiento experimental.

Una muestra, previamente preparada para ser observada en el microscopio electrónico de barrido (MEB) y posteriormente cargada con hidrógeno se cubre con una emulsión fotográfica (por ej. una emulsión nuclear líquida) que contiene cristales de AgBr (figura 17). El hidrógeno que sale de la superficie del metal reduce los iones de plata a plata metálica. Después de dejar la muestra en contacto con la emulsión durante un determinado lapso de tiempo (tiempo de desgasado), se la coloca en un fijador para eliminar los cristales de AgBr que no reaccionaron con el hidrógeno. Luego de un lavado y secado, las muestras están en condiciones para ser observadas en el microscopio electrónico de barrido. Los granos de Ag metálica (Ag^0) aparecen como partículas esféricas blancas superpuestas a la microestructura (ver figuras 1 y 2).

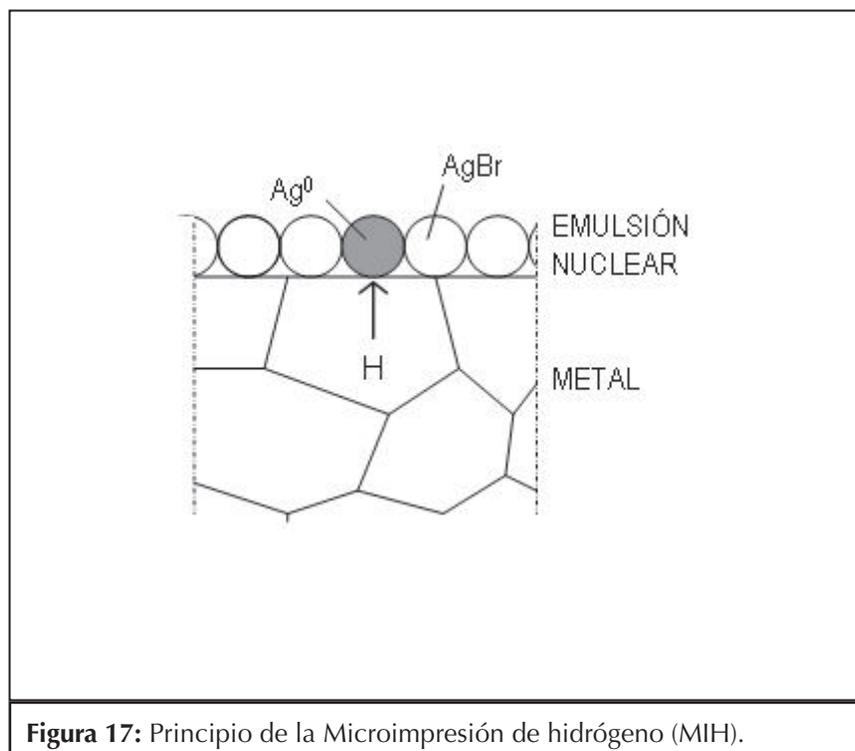


Figura 17: Principio de la Microimpresión de hidrógeno (MIH).

Detalles experimentales de la MIH.

Una emulsión fotográfica nuclear es esencialmente una dispersión de cristales de un haluro de plata en una matriz de gelatina con las siguientes características: los cristales son muy uniformes en tamaño y en sensibilidad; muy pocos cristales pueden ser revelados sin exponerlos a partículas cargadas (pocos artefactos); la relación plata a gelatina es mucho mayor que en una emulsión fotográfica convencional. La emulsión fotográfica nuclear más empleada es Ilford L-4 que tiene un tamaño de grano promedio de 0,13 mm de diámetro.

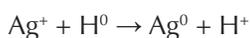
Para obtener una capa monogranular densa de cristales de AgBr se diluye 1 gramo de emulsión cada 2 ml de agua destilada con 5% en peso de Na₂NO. El nitrito se agrega como inhibidor de la corrosión de la superficie. Esto es muy importante en aceros al carbono. La emulsión se calienta en un baño de agua, de manera de tener una temperatura entre 45 °C y 50 °C hasta fundirla, revolviendo con una varilla de vidrio lentamente para homogeneizar sin producir burbujas. Después de unos veinte minutos, se la saca del baño de agua, se la deja enfriar hasta casi temperatura ambiente (temperatura a la que se encuentran las muestras que se desea estudiar) y ya está lista para usar.

Para depositar la emulsión sobre la superficie de la muestra se utiliza un anillo de acero inoxidable de aproximadamente 5 cm de diámetro el que se sumerge en la emulsión fundida. Sobre el anillo se forma una membrana de consistencia gelatinosa que se deposita sobre la muestra.

La correcta preparación de la emulsión se observa cuando al poner el anillo en el recipiente que la

contiene, ésta queda sostenida en el anillo, no se observan burbujas, no se rompe al colocarla sobre la muestra y presenta pequeñísimas partículas en suspensión.

La capa de emulsión consiste de granos esféricos de AgBr acomodados en forma compacta y sin superposición. Se deja en contacto íntimo con el material durante el lapso deseado. Durante ese tiempo la emulsión recibe al hidrógeno que sale de la muestra (hidrógeno difusible), el que reacciona con los iones Ag⁺ reduciéndolos a Ag⁰ (plata metálica):



o sea que no se trata de un proceso fotográfico clásico, donde la imagen de Ag es revelada (usando revelador fotográfico) a partir de una imagen latente presente en los granos de AgBr, sino que resulta de una reacción química. Acá no se utiliza, porque no es necesario, el revelador fotográfico. El hidrógeno que sale de la muestra cumple con la función del revelador fotográfico.

Posteriormente, con el objeto de eliminar los cristales de AgBr que no fueron reducidos por el hidrógeno la muestra se coloca en un baño fijador fotográfico. El fijador consta de: hiposulfito de sodio, 250 g; sulfito de sodio, 10 g; bisulfito de sodio, 66 g; nitrito de sodio, 30 g y se completa con agua destilada hasta 1 l.

Luego de lavarla con agua destilada para eliminar los restos de fijador y de secarla con aire caliente la muestra es observada en el MEB. Las esferas blancas (granos de Ag), superpuestas a la microestructura del material, indican los sitios por donde salió el hidrógeno de la muestra.

Es aconsejable hacer muestras testigos (ponerle emulsión a probe-

tas que no han sido cargadas con hidrógeno) para verificar que el nivel de artefactos se mantiene bajo.

■ BIBLIOGRAFÍA

Adelfang P., Balart S., Bruzzoni P., Denis A, Granovsky M.,Gribaudo L., Hermida J., Ovejero García J., Pascualini E., Rubiolo G., Vicente E. (2006) Polvo de aleaciones dúctiles de uranio-molibdeno obtenido por hidruración-deshidruración. Patente Nacional Nº 000105237, INPI presentada el 5 /10/2000 otorgada 2006.

ANSI/NACE Standard Test Method 0284-96, Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking (1977). NACE International, Houston, Texas.

Anteri G., Merlone G., Ovejero García J. (1989) Influence of thermal treatment on the hydrogen embrittlement of A 516 G60 steel. Int. Conf. on Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressure Vessel Service, Paris, Francia, 179.

Anteri G., Ovejero García J. (1993) Análisis Equipos PIAP. IT-MAT-38/93.

Balart S., Bruzzoni P., Granovsky M., Gribaudo L., Hermida J., Ovejero García J., Rubiolo G., Vicente E. (2000) U-Mo alloy powder obtained by an hydride-dehydride process. 23rd International Meeting on Reduced Enrichment on Research and Test Reactors, October 1-6, 2000, Las Vegas, Nevada, USA.

Belkin E., Nagata P. K. (1975) Hydrogen embrittlementof tough pitch copper by brazing. Weld. Res.54 (suppl.):54s.

- Blanchard F., Sourdillon D. (1977) *Methode d'Etude de la Fissuration Interne par l'Hydrogène des Aciers Destines aux Canalisation de Gaz en Presence d'H₂S. L'hydrogène dans le Metaux*, Proceedings of the Second International Congress, Pergamon Press, Paris Section 4A, paper 8.
- Bosch C. (1932) The development of the chemical high pressure method during the establishment of the new ammonia industry. Nobel Lecture, May 21.
- Carrouge D. (2002) Transformations in supermartensitic stainless steels. PhD Thesis, Univ. Cambridge.
- Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels. (1982) Proceedings of the First International Conference on Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels, Washington DC, November 1-5. Ed. by Interrante C.G. and Pressouyre G.M.
- Domizzi G., Enrique R., Ovejero García J., Buscaglia G. (1996) Blister growth in zirconium alloys: experimentation and modeling. *Journal of Nuclear Materials* 229, 36-47.
- Domizzi G., Anteri G., Ovejero García J. (2001) Influence of Sulfur Content and Inclusion Distribution on the Hydrogen Induced Blister in Pressure Vessel and Pipeline Steel. *Corrosion Science* 43/2, 325-339.
- Domizzi G., Vigna G., Bermúdez S., Ovejero García J. (1999) Hydrode distribution around a blister in Zr-2.5Nb pressure tube. *Journal of Nuclear Materials* 275, 255-267.
- Hay M.G., Dautovich D.P. (1982) Control of hydrogen induced cracking in low strength carbon steel exposed to hydrogen sour environments in: *Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels*, Proceedings of the First International Conference, ASM, 191-195. Ed. by Interrante C.G., Pressouyre G.M..
- Hazarabedian A., Bruzzoni P., Cordoba R.J., Luppo M.I., Anteri G., Ovejero García J. (2003) Hydrogen Effects on a Microalloyed X70 Linepipe Steel. *Hydrogen Effects on Material Behavior & Corrosion - Deformation Interactions*, Ed. by Moody N.R., Thompson A.W., Ricker R., Jones R. TMS, 939-948.
- Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys (1985) Ed. Oriani R.A., Hirth J.P., Smialowski M.. Noyes Publications. N.Yersey.
- Luppo M.I., Hazarabedian A., Ovejero García J. (1999) Effects of delta Ferrite on Hydrogen Embrittlement of Austenitic Stainless Steel Welds. *Corrosion Science* 41, 87-103.
- Luppo M.I., Ovejero García J. (1991) Influence of microstructure on trapping and diffusion of hydrogen in a low carbon steel. *Corrosion Science* 32, 1125.
- Luppo M.I., Ovejero García J. (1998) Hydrogen-Permeation Method to the Study of Carbide Precipitation Kinetics in a Low-Carbon Martensite. *Materials Characterization* 40, 189-196.
- Luppo, M.I. (1997) Influencia de los defectos microestructurales sobre el fenómeno de fragilización por hidrógeno en aceros. Tesis Doctorado en Física, Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales, UBA.
- Merlone G., Ovejero García J. (1988) Influencia de la deformación plástica y las tensiones residuales sobre la sensibilidad al ampollado, en medio H₂S, de un acero A-516 G60. *Metalurgia Moderna* 3 N°2, 13.
- Merlone G., Mizrahi R., Ovejero García J. (1989) Influence du grenailage de précontrainte sur la fragilisation par l'hydrogène d'un acier type ASTM A516 G60. *Materiaux et Technique* 13.
- Murakami Y., Kanezaki T., Sofronis P. (Accepted Date: 30 October 2012) Hydrogen Embrittlement of High Strength Steels: Determination of the Threshold Stress Intensity for Small Cracks Nucleating at Nonmetallic Inclusions. To appear in: *Engineering Fracture Mechanics*.
- Nelson G.A. (1949) Hydrogenation Plant Steels. *Proc. API 29M (III)*, 163.
- Nelson G.A. (1965) Hydrogenation Plant Steels. *Proc. API 45 (III)*, 190-195.
- Nomura T. (1995) Discussion on C-0.5Mo, 1.25Cr-0.5Mo Curve with Pw, Pv Parameters. Paper to API TG 941, May 1995.
- Ovejero García J. (1981) Relation entre microstructure des aciers Fe-Ni (23 et 33% Ni) Fe-Ni-C (23% Ni et 0,4% C) et Fe-Cr-Ni 18/19 a l'état austenitique ou martensitique, et leur comportement après chargement cathodique en tritium. *Metaux Corrosion-Industrie* N° 670, 71-74.

- Ovejero García J., Luppo M.I., Castillo Guerra R., Ipohorski M. (2003) Failure analysis of a steam valve stem. *Materials Characterization* 50, 23-30.
- Ovejero García J. (1985) Hydrogen microprint technique in the study of hydrogen in steels. *J. Mater. Sci.* 20, 2623.
- Pérez T.E., Ovejero García J. (1982) Direct observation of hydrogen evolution in the electron microscope scale. *Scripta Metall.* 16, 161.
- Prescott G.R. (1994) History and basis of Prediction of Hydrogen Attack of C-1/2 Mo Steel. *Material Property Conference, Vienna, Oct 19-21.*
- Pressouyre G.M., Blondeau R., Primon G., Cadiou L. (1982) Very low inclusion and impurity content steels as a solution to resist sour environments, in: *Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels, Proceedings of the First International Conference, ASM, 212-218.* Ed. by Interrante C.G., Pressouyre G.M.
- Refineries and Petrochemical Plants (1997). *API Recommended Practice 941.* American Petroleum Institute. Fifth Edition.
- Schramm R.E., Read R.P. (1975) Stacking fault energies of Austenitic Stainless Steels. *Metall. Trans. A*, 6^a, 1345-1351.
- Serviceability of Petroleum Process and Power Equipment (1992) ASME.
- Standard specification L 3-2/3. Linpipe for Use in Oil and Gas Operation Under Sour Conditions (1984). Royal Dutch/Shell Group.
- Steels for Hydrogen Service at Elevated Temperatures and Pressure in Petroleum Refineries and Petrochemical Plants (1997). *API Recommended Practice 941.* American Petroleum Institute. Fifth edition.
- Vigna G., Domizzi G., Ovejero García, J., Piotowski R. (1995) Effect of carbides on hydriding and oxidation behavior of a Zr-2.5 Nb alloy. *Journal of Nuclear Materials* 218(1), 18-29.
- Ziobrowski C., Bruzzoni P., Hazarabedian A., Ovejero García, J. (2001) Influencia de los óxidos en el daño por hidrógeno de un acero microaleado. *Jornadas SAM 2001 - Conamet - AAS. Misiones, 12-14 de septiembre.*

■ GLOSARIO

Cristal: Ordenamiento periódico tridimensional de átomos o iones en un sólido.

Ordenamiento cúbico de cuerpo centrado: Los átomos se encuentran situados en los vértices del cubo y en su centro.

Ordenamiento cúbico de caras centradas: Los átomos se encuentran situados en los vértices del cubo y en el centro de sus caras.

Grano: Cristal dentro de un agregado poli cristalino. Los metales de uso diario son materiales poli cristalinos. Están compuestos por un conjunto de granos (cristales).

Límite de grano: Defecto que separa, en un policristal, granos con la misma estructura y con distinta orientación.

Estructura: Forma de ordenamiento atómico de un material.

Fase: Porción de material que presenta la misma composición química y estructura.

Defectos: Alteración del ordenamiento periódico tridimensional de átomos o iones en un sólido. Todos los sólidos cristalinos tienen defectos.

Deformación plástica: Cambio de forma irreversible que se produce en un cuerpo bajo carga. Cuando se retira la carga el cuerpo no retorna a su forma original.

Deformación elástica: Cambio de forma reversible que se produce en un cuerpo bajo carga. Cuando se retira la carga el cuerpo retorna a su forma original.

Fractura dúctil: Propagación lenta de la fisura con importante deformación plástica.

Fractura frágil: Nucleación y propagación rápida de la fisura con muy poca deformación plástica.

Tenacidad: Resistencia de un material a la fractura frágil.

Ductilidad: Cantidad de deformación plástica que se produce en el material antes de romperse.

Ferrita: Fase magnética, rica en hierro, con ordenamiento de los átomos cúbico centrado en el cuerpo. En el caso de los aceros inoxidable martensíticos y ferríticos además de hierro contiene cromo.

Austenita: Fase, no magnética, rica en hierro, con ordenamiento de los átomos cúbico centrado en las caras. En el caso de los aceros inoxidable austeníticos además de hierro contiene cromo y níquel.

Inclusión: Fase no deseable resultado del proceso de elaboración del material.

Martensita: Ferrita sobresaturada en carbono, generalmente de baja te-

nacidad y que aparece en los aceros al carbono y baja aleación consecuencia de calentamiento a altas temperaturas (800 °C) y enfriamiento rápido.

Falla de Apilamiento: Zona localizada del cristal (grano) en la cual el apilamiento cristalográfico es diferente al resto del grano.

¡¡Oferta!!
Pipetas y Artículos Plásticos



bastante publicidad

Oferta promocional: precios especiales de pipetas, centrifugadoras y artículos plásticos hasta el 30-6-2007.

Para encontrar todas las soluciones en instrumental, no hace falta investigar.



Carlos Pellegrini 755 - Piso 9 - Ciudad Autónoma de Buenos Aires - Tel/Fax: 4326 5205 - 4322 6341 - www.microlat.com.ar

