

# Susceptibilidad a grietas inducidas por hidrógeno en ambiente corrosivo de H<sub>2</sub>S de juntas soldadas de acero API 5L-X80<sup>(\*)</sup>

J. Hilton\*, H.C. Fals\*\* y R.E. Trevisan\*

## Resumen

En este trabajo fue realizado un estudio sobre la susceptibilidad al agrietamiento inducido por el hidrógeno de uniones soldadas de aceros API X80, expuestas a un ambiente saturado en ácido sulfhídrico (H<sub>2</sub>S). Fue empleado el ensayo G-BOP modificado. El proceso de alambre tubular, con dos metales de aporte, E71-T1 y E71-T8K6, fue usado, manteniendo constante los parámetros del proceso de soldadura. Las probetas fueron soldadas a temperatura ambiente y también tras precalentamiento a 100 °C. Los bloques soldados del ensayo G-BOP modificado fueron expuestos a un ambiente saturado en H<sub>2</sub>S, según recomienda la norma NACE TM0284. Los cordones de soldadura fueron caracterizados microestructuralmente y realizados análisis de hidrógeno residual en las probetas. Se observaron y calcularon las áreas de las superficies de fractura de las grietas inducidas por el hidrógeno y se analizaron los modos de fractura ocurridos. Se constató que el precalentamiento a 100°C fue suficiente para evitar el agrietamiento. También fue encontrado que el alambre tubular E71-T8K6 fue más susceptible a este tipo de agrietamiento, y el modo mixto de fractura, típico de este fenómeno, fue predominante.

## Palabras clave

Soldadura; Grietas inducidas por hidrógeno; H<sub>2</sub>S; Alambre tubular; Ensayo G-BOP.

# Susceptibility to hydrogen-induced cracking in H<sub>2</sub>S corrosion environment of API 5L-X80 weld metal

## Abstract

The susceptibility to hydrogen-induced cracking in H<sub>2</sub>S environment of welded API X80 steel was studied. The flux cored arc welding (FCAW) process was employed with E71-T1 and E71-T8K6 wires. The welding parameters were kept constant, but the samples were welded using different preheat temperatures (room temperature and 100°C). The gapped bead-on-plate (G-BOP) test was used. The specimens of modified G-BOP tests were exposed to an environment saturated in H<sub>2</sub>S, as recommended by the NACE TM0284 standard. The weld beads were characterized by optical microscopy and the level of residual hydrogen in the samples was measured. The fracture surface areas of hydrogen-induced cracking were calculated and the fracture mode was discussed. It was found that the preheating temperature of 100°C was enough to avoid cracking, even in the presence of H<sub>2</sub>S. It was also found that the E71-T8K6 wire was more susceptible to cracking, and the typical mixed-mode fracture was predominant in all samples.

## Keywords

Welding; Hydrogen induced cracking; H<sub>2</sub>S; Cored wire; G-BOP test.

## 1. INTRODUCCIÓN

En la industria petroquímica, es muy importante el control sobre las condiciones que pueden provocar fallos en los sistemas instalados. Se ha demostrado que sustancias presentes en el petróleo crudo, como agua, dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) y ácido sulfhídrico (H<sub>2</sub>S), pueden provocar fallos frecuentes en las zonas de uniones soldadas de oleoductos y gasoductos.

En este sentido, las tensiones inducidas en el proceso de soldadura juegan un papel determinante en el surgimiento de fenómenos de corrosión localizada y fragilización inducida por el hidrógeno<sup>[1]</sup>.

Por otro lado, la búsqueda de mayor productividad en la industria petroquímica ha llevado a investigadores y productores al desarrollo de nuevos aceros y, consecuentemente, nuevas alternativas tecnológicas para su soldadura. Dentro de estas alternativas el proceso de soldadura con alambre tubular (FCAW), en

<sup>(\*)</sup> Trabajo recibido el día 20 de mayo de 2008 y aceptado en su forma final el día 24 de septiembre de 2008.

\* Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Brasil.

\*\* Facultad de Ingeniería Mecánica. Universidad de Oriente. Cuba. hcf151@yahoo.es.

sustitución del proceso de electrodo revestido, ha demostrado avances importantes.

La aplicación industrial de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) ha continuado en aumento y la industria petroquímica es un ejemplo, con el desarrollo de los aceros establecidos en la norma API 5L (2000). El acero API X80 forma parte de esta norma y es un material de alta resistencia que posee un límite de fluencia de 560 MPa (80 ksi), recomendado para aplicaciones en tubos sometidos a alta presión, donde la economización en peso es muy importante para el proyecto.

La literatura sobre la soldadura por alambre tubular del acero API X80 es, todavía, limitada y las investigaciones realizadas, generalmente, están relacionadas con el estudio de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas<sup>[2]</sup>. Por tanto, resultan importantes las investigaciones sobre el estudio de la soldadura de estos aceros, que consideren los cambios microestructurales y posibles defectos, como es el agrietamiento inducido por el hidrógeno en presencia de medios corrosivos que puedan inducir fragilidad en el material.

Se ha demostrado que en las uniones soldadas de aceros de alta resistencia y baja aleación, las grietas inducidas por el hidrógeno ocurren, generalmente, en la zona fundida, a pesar de las peligrosas transformaciones microestructurales que ocurren en la zona afectada térmicamente<sup>[3-5]</sup>. La incidencia de este tipo de grieta en la zona fundida, es ocasionada por el incremento perjudicial de la concentración de hidrógeno en la región.

Es conocido que en presencia de un ambiente corrosivo rico en H<sub>2</sub>S, el mecanismo de fragilidad inducida por el hidrógeno es la causa principal del agrietamiento en uniones soldadas de aceros API X-60 y X-65<sup>[1 y 6]</sup>.

Muchos ensayos de soldabilidad, directos e indirectos, han sido ampliamente usados para evaluar la susceptibilidad de las uniones soldadas al agrieta-

miento inducido por el hidrógeno. Los mas populares pueden ser: el ensayo *Gapped bead-on-plate* (G-BOP), el ensayo de implante, el ensayo Lehigh, el ensayo LBC, el ensayo Tekken, entre otros.

El ensayo G-BOP es un ensayo de autoresricción, muy simple y confiable, en el se cuantifica la susceptibilidad al agrietamiento inducido por el hidrógeno, a través de las medidas de las áreas agrietadas<sup>[7]</sup>.

Recientemente se ha publicado<sup>[8]</sup> una modificación al ensayo G-BOP, que permite su uso en chapas finas y caracteriza mejor la unión soldada que se obtiene en condiciones industriales, por lo que su empleo conjunto con un ambiente corrosivo rico en H<sub>2</sub>S, resulta interesante y novedoso.

En este trabajo, se evalúa la susceptibilidad al agrietamiento inducido por el hidrógeno de uniones soldadas de chapas de acero API X80 utilizando dos alambres tubulares, expuestas a un ambiente corrosivo saturado en H<sub>2</sub>S.

## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero API 5L X80 usado como material base, presentó la composición química y las propiedades mecánicas que se muestran en la tabla I.

En la tabla I también se muestra el parámetro de agrietamiento (P<sub>cm</sub>), para cuyo cálculo se usó la ecuación (1) dada por Ito & Bessyo en el año 1968<sup>[9]</sup>.

$$P_{cm} = C + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B \quad (1)$$

El material se recibió en forma de anillos de tubos con diámetro de 762 mm, ancho de 600 mm y espesor de 15,8 mm y fue caracterizado microestructuralmente, observándose una formación microestructural de bainita granular con, aproximadamente, 3 %

**Tabla I.** Composición química (% en peso) y propiedades mecánicas del acero API X80

*Table I. Chemical composition and mechanical properties of API X80 steel*

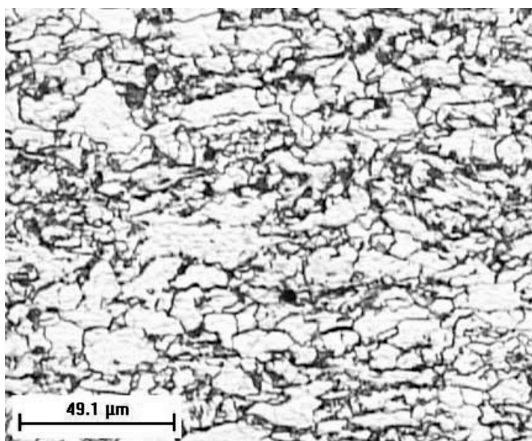
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	N	B	Ca	Sb	P <sub>cm</sub>
0,04	0,17	1,75	0,019	0,004	0,032	0,01	0,073	0,005	0,013	0,21	0,02	0,016	0,0035	0,0002	0,0014	0,01	0,156
Limite de Fluencia (Rf) (MPa)		Limite de Resistencia (Ru) (MPa)				Alargamiento (ε) (%)				Dureza (HB)							
561		674				27				206							

del constituyente austenita-martensita (AM), como se muestra en la figura 1.

Para la soldadura se usaron dos alambres tubulares, uno, autoprotegido, E71T8-K6 (FCAW-SS), con diámetro 1,7 mm y, el otro, con protección gaseosa de CO<sub>2</sub>, E71T-1 (FCAW-SG), con diámetro 1,6 mm (AWS A5.29).

La selección de ambos alambres se basó en la semejanza de la composición química del depósito con el acero API-X80 y su especificación para la soldadura de oleoductos. Además, se consideró que sus depósitos garantizan obtener límites de fluencia inferiores al del material base, que posee un límite de fluencia de 561 MPa, lo cual se recomienda para evitar la formación de grietas en la región fundida de aceros de alta resistencia y baja aleación. Esta técnica se aplica industrialmente y se conoce en la literatura como *Undermatched*<sup>[10]</sup>.

Para el desarrollo del proceso se empleó una fuente de soldadura multiproceso y sinérgica. El proceso de soldadura fue totalmente automatizado, usando



**Figura 1.** Micrografía del acero API 5L X80. Microscopía óptica. Reactivo Nital 4%.

*Figure 1. Micrograph of API 5L X80. Optical microscopy. 4% Nital Etch.*

para el desplazamiento de la antorcha un sistema de velocidad controlada.

Los parámetros del proceso de soldadura empleados se muestran en la tabla II y fueron mantenidos constantes durante la realización de los experimentos. Puede constatar, en la tabla II, que la energía de soldadura se mantuvo constante para evitar que se produjeran modificaciones microestructurales, provocadas por una velocidad de enfriamiento variable y, también, fue igual el coeficiente de deposición (KD), para ambos alambres.

Para el alambre tubular E71T-1 se usó un flujo de gas de protección de 15 l/min y corriente directa con el electrodo conectado al polo positivo y el alambre E71T8-K6 autoprotegido se usó con corriente directa y electrodo conectado al polo negativo.

La distancia del bocal a la pieza de contacto (DBPC) fue mayor para el electrodo tubular autoprotegido, E71T8-K6, como recomienda la literatura.

En los experimentos, también se varió la temperatura de precalentamiento, empleándose la temperatura ambiente y 100 °C. De esta manera, se planificó un diseño experimental factorial de 2 factores y 2 niveles, con 5 replicas para cada condición.

En el trabajo, también fueron analizados la microestructura de los cordones depositados, los valores de hidrógeno residual, del metal base y del depósito.

## 2.1. Ensayo G-BOP modificado<sup>[8]</sup>

El ensayo G-BOP modificado empleado en esta investigación da solución a la limitación que presenta el tradicional ensayo G-BOP, relacionado con el empleo, como metal base, de bloques de un único y gran espesor (50,8 mm), de manera que este ensayo puede ser aplicado, también, en depósitos realizados en chapas más finas<sup>[7 y 10]</sup>.

También se considera, en la propuesta de modificación, la influencia real que tiene la dilución del metal base en el cordón depositado<sup>[7 y 8]</sup>.

**Tabla II.** Parámetros de soldadura

*Table II. Welding parameters*

Alambres (A)	I (V)	U (mm/s)	Vs (m/min)	Va (mm)	DBPC (kJ/mm)	ES (Va/Vs)	KD
E71T-1	200	25	2,5	3,5	19	~2	23,33
E71T8-K6	220	22	2,5	3,5	25	~2	23,33

I – Intensidad de corriente; U (V) – Tensión del arco; Vs – Velocidad de soldadura; Va – Velocidad de alimentación del alambre; DBPC – Distancia del bocal a la pieza; ES – Energía de soldadura.

Este ensayo G-BOP modificado consiste en evaluar el cordón de soldadura depositado sobre probetas compuestas del ensamble de dos bloques. Estos bloques resultan del montaje de la chapa fina de dimensiones reales (15,8 mm) del acero objeto de estudio, en este caso, el acero API-X80 y, de la otra, de acero ABNT 1020, que sirve como soporte para cumplir con las dimensiones preestablecidas en la metodología de este ensayo<sup>[8]</sup>.

En la figura 2, se muestra el ensamble de los bloques de ensayo, también se observa el cordón de soldadura depositado, el sistema de fijación y los tornillos de unión que garantizaron una correcta unión entre las chapas que componen cada uno de los bloques del ensayo. La entalla que se observa en la figura 2 fue previamente mecanizada en uno de los bloques.

Después de ensamblados y fijados los bloques, se depositó el cordón de soldadura de 100 mm de longitud, perpendicular a la entalla de 1 mm (Fig. 2).

Tras la soldadura, las probetas fueron enfriadas al aire hasta la temperatura ambiente y, posteriormente, se introdujeron en la célula corrosiva (Fig. 3).

## 2.2. Ensayo G-BOP en un ambiente saturado en H<sub>2</sub>S

La propuesta principal de este trabajo fue la realización de parte de la secuencia metodológica del ensayo G-BOP modificado en presencia de un ambiente saturado en ácido sulfhídrico (H<sub>2</sub>S), lo cual representa, de alguna forma, la realidad de las condiciones de explotación de las uniones soldadas de oleoductos y gasoductos.

La propuesta se basa en el efecto combinado de la autorestricción de la unión soldada, que ocurre en el ensayo G-BOP modificado y el fenómeno corrosivo en un medio saturado en H<sub>2</sub>S que impone la norma NACE TM0284<sup>[11]</sup>, la cual propone un procedimiento para evaluar la fragilidad inducida por el

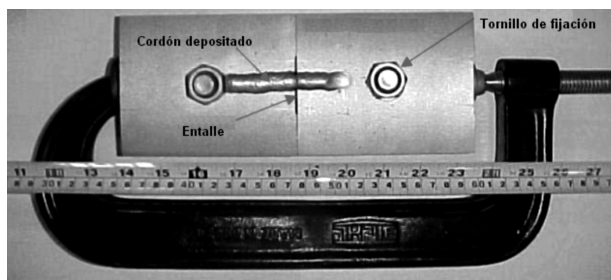


Figura 2. Bloque de ensayo G-BOP.

Figure 2. Block of the test G-BOP.

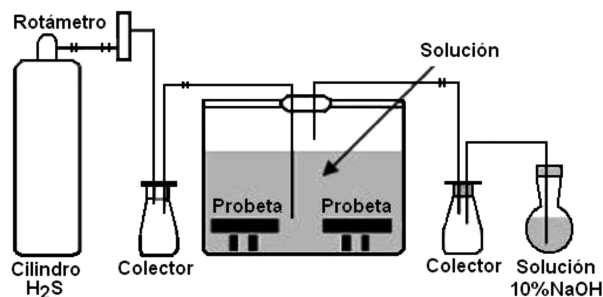


Figura 3. Representación esquemática de la célula de corrosión usada para evaluar las grietas inducidas por el hidrógeno en presencia de H<sub>2</sub>S (NACE TM0284)<sup>[11]</sup>.

Figure 3. Schematic representation of the corrosion cell used to evaluate the hydrogen-induced cracks in presence of H<sub>2</sub>S (NACE TM0284)<sup>[11]</sup>.

hidrógeno en chapas de aceros destinados a la construcción de recipientes a presión y tuberías.

El procedimiento consistió en introducir en la célula de corrosión (Fig. 3), las probetas soldadas del ensayo G-BOP, después de haber sido enfriadas hasta la temperatura ambiente. En correspondencia con la norma NACE TM0284<sup>[11]</sup>, el ensayo comenzaba después de 60 min de introducción de H<sub>2</sub>S en el sistema.

Las probetas del ensayo G-BOP, fueron expuestas a una solución de cloruro de sodio (NaCl) y ácido acético (CH<sub>3</sub>COOH) (solución A / NACE TM0284), saturada con H<sub>2</sub>S a temperatura ambiente y presión constante, durante 96 h<sup>[11]</sup>. El pH inicial de la solución fue de 2,7 (±0,1) y el final no debía ser superior a 4,0, para que el ensayo fuera considerado válido.

Después de realizado el ensayo se retiró el elemento de fijación. Luego, fue aplicado un calentamiento localizado sobre el cordón de soldadura en la región de la entalla, con el objetivo de oxidar la zona de la sección transversal del cordón que se había agrietado y permitir su identificación. Después, se realizó la abertura de las probetas, fijando una de las partes, y aplicando un impacto sobre la otra<sup>[7]</sup>.

## 2.3. Análisis de las grietas inducidas por el hidrógeno

Las grietas inducidas por el hidrógeno se cuantificaron al determinar, en las superficies de fractura, la relación entre el área de la grieta inducida por el

hidrógeno y el área total de la sección transversal del cordón de soldadura<sup>[7 y 8]</sup>. La zona agrietada por la influencia del hidrógeno se identifica, fácilmente, por la presencia de óxidos en su superficie, que se forman al calentar las probetas antes de la fractura total de las mismas, como establece la metodología del ensayo G-BOP.

La ecuación (2), es usada en el ensayo G-BOP para calcular el porcentaje de grietas de hidrógeno y fue la empleada en el trabajo:

$$G_H = \frac{A_A}{A_{CS}} 100\% \quad (2)$$

donde, G<sub>H</sub> = Grietas de Hidrógeno (%),  
 A<sub>A</sub> = Área de la región agrietada inducida por el hidrógeno (mm<sup>2</sup>),  
 A<sub>CS</sub> = Área total de la fractura del cordón de soldadura (mm<sup>2</sup>).

La existencia de grietas inducidas por el hidrógeno fue verificada y medidas sus áreas con un sistema de análisis de imágenes y el software profesional AutoCAD 2000.

La concentración de hidrógeno residual fue determinada por el método de diferencias de termopropiedad, en un equipo RH- 402 de la LECO Corporation. Las probetas fueron cortadas de las uniones soldadas con mucho cuidado, evitando el calentamiento y el contacto con otras sustancias, para evitar falsear las mediciones.

Finalmente, se realizaron análisis fractográficos por microscopía electrónica de barrido, para identificar los mecanismos de fractura de las regiones estudiadas y confirmar la fragilización provocada por el hidrógeno como factor determinante.

### 3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

En la tabla III se presentan los resultados de los ensayos de agrietamiento inducido por el hidrógeno en el cordón de soldadura de probetas expuestas al ambiente corrosivo rico en H<sub>2</sub>S y soldadas a temperatura ambiente.

En esta tabla pueden observarse los resultados del área total fracturada del cordón de soldadura (A<sub>CS</sub>), del área agrietada por la presencia de hidrógeno (A<sub>A</sub>) y de la relación porcentual entre A<sub>CS</sub> y A<sub>A</sub> (G<sub>H</sub>), para los diferentes ensayos realizados.

En la tabla III puede observarse que los valores de las áreas agrietadas por hidrógeno (A<sub>A</sub>) son menores para el caso del alambre E71-T1. Del análisis de los datos contenidos en la tabla se obtiene que el valor

**Tabla III.** Agrietamiento inducido por el hidrógeno. Probetas soldadas sin precalentamiento

*Table III. Hydrogen induced cracking. Specimens welded without preheat*

Alambres	Nº Probeta	A <sub>CS</sub> (mm <sup>2</sup> )	A <sub>A</sub> (mm <sup>2</sup> )	G <sub>H</sub> (%)
E71T-1	1	42,5	31,9	75,1
	2	42,7	33,6	78,6
	3	41,6	29,6	71,2
	4	43,6	35,8	82,2
	5	41,5	29,1	70,2
E71T8-K6	11	50,9	40,3	79,3
	12	49,2	39,6	80,5
	13	49,9	43,6	87,3
	14	51,7	49,0	94,8
	15	51,6	44,0	85,3

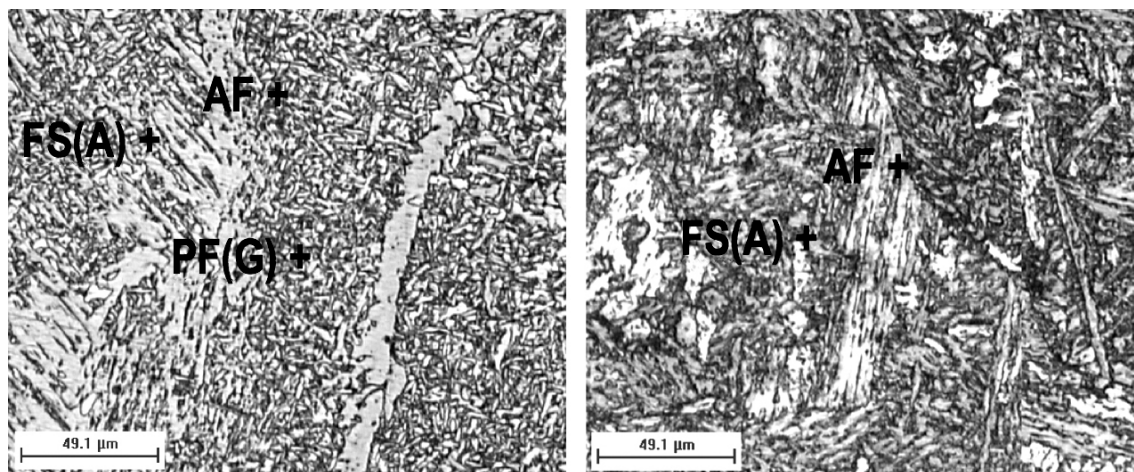
medio de G<sub>H</sub> es 75,5 % para el alambre E71-T1 y 85,4 % para el alambre tubular E71T8-K6, lo que significa que las probetas ensayadas empleando el alambre E71T8-K6 fueron un 12 % más susceptibles al agrietamiento que aquellas con las que se usó el alambre tubular E71T-1.

Como es citado en la literatura<sup>[12 y 13]</sup>, los factores que influyen en este tipo de fallo son la formación microestructural de la zona, la concentración de hidrógeno residual y la magnitud de las tensiones internas.

La formación microestructural del cordón depositado con el alambre E71T-1 (Fig. 4 A)), mostró ferrita intragranular de grano fino, con formación de ferrita acicular (AF), siendo la presencia marcada de ferrita en borde de grano (PF(G)) y las regiones ferríticas con segundas fases alineadas (FS(A)) o ferrita de *Widmanstätten*, las estructuras que más contribuyen al agrietamiento por hidrógeno.

Por otro lado, los cordones depositados con el alambre E71T8-K6 (Fig. 4 B)), a pesar de no observarse grandes venas de ferritas formadas en los contornos de los granos, se constató una mayor proporción de regiones ferríticas con segundas fases alineadas (FS (A)), en detrimento de la fase de ferrita acicular, lo que favorece la nucleación y crecimiento de grietas.

Además del importante papel de la microestructura, el otro factor determinante en este tipo de agrietamiento es la concentración de hidrógeno en el material soldado.



**Figura 4.** A) Micrografía del cordón de soldadura obtenido con el alambre E71T-1. B) Micrografía del cordón de soldadura obtenida con el alambre E71T8-K6. Probetas soldadas sin precalentamiento. AF- Ferrita acicular , PF(G)- Ferrita en borde de grano, FS(A)- Ferrita con segundas fases alineadas o ferrita de *Widmanstätten*.

*Figure 4.* A) Micrograph of weld bead obtained with E71T-1 wire. B) Micrograph of weld bead obtained with E71T8-K6 wire. Samples welded without preheat. AF- Acicular ferrite , PF(G)- Grain boundary ferrite FS(A)- ferrite with aligned MAC (abbreviation referring to martensite, austenite and carbide) o *Widmanstätten* ferrite.

Es conocido que el nivel de hidrógeno difusible, como elemento de diagnóstico, es importante. Pero es determinante el análisis del nivel de hidrogeno residual, pues éste representa la concentración real que actúa sobre el material durante el fenómeno de agrietamiento.

En la tabla IV se muestran los resultados de las medidas de hidrógeno residual realizadas en los cordones de soldadura y en el metal base. Fueron evaluadas todas las partes de la unión soldada, antes y después del ensayo realizado en el ambiente corrosivo y, de esta forma, fue posible constatar el incremento del nivel de hidrógeno residual, aspecto que

era esperado y atribuido a la difusión de este elemento hacia el interior de la junta<sup>[1]</sup>.

En la tabla IV, se observa que la concentración de hidrógeno residual en los cordones de soldadura fue siempre mayor que en el material base, independientemente del ambiente de ensayo y del tipo de alambre usado.

La mayor concentración de hidrógeno residual en el cordón de soldadura fue también constatada por otros autores<sup>[4 y 5]</sup> y puede ser atribuida a que, en estos aceros de alta resistencia y baja aleación, la transformación de austenita en ferrita, en el metal depositado, ocurre después de la total transformación

**Tabla IV.** Resultados de las mediciones de hidrógeno residual (ppm) hechas en el acero API X80 y en los cordones de soldadura, antes y después del ensayo realizado según la norma NACE TM0284

*Table IV.* Results of the measurements of residual hydrogen (ppm) made in API X80 steel and in the weld beads, before and after being tested according to the NACE TM0284 standard

	Antes del ensayo en H <sub>2</sub> S		Después del ensayo en H <sub>2</sub> S	
Material base API-X80	1,18		1,56	
Temperatura de Precalentamiento	T <sub>amb</sub>	T <sub>100 °C</sub>	T <sub>amb</sub>	T <sub>100 °C</sub>
Alambre E71 T1	1,99	1,29	2,42	1,58
Alambre E71 T8 K6	2,14	1,59	2,97	1,78

de la zona afectada térmicamente del metal base, disminuyendo la difusión de hidrógeno hacia esta zona de la junta. También, la zona de fusión constituye una región donde existen imperfecciones, defectos, grandes granos columnares, etc., que son lugares potenciales de acumulación de hidrógeno. Todo lo anterior explica la mayor incidencia del fenómeno de agrietamiento inducido por el hidrógeno que tiene lugar en el cordón de soldadura de las uniones de aceros de alta resistencia y baja aleación, como es el caso del acero usado en este trabajo.

En la tabla IV se constata, también, que los valores de hidrógeno residual son mayores en el caso de los depósitos efectuados con el alambre tubular autoprotegido E71T8-K6, aspecto que probablemente está relacionado con el mayor nivel de hidrógeno difusible que presentan los depósitos de alambre tubular que, en este caso, fue de 14,65 ml/100 g.

Debe destacarse, también, que no fueron constatadas grietas en las muestras que fueron precalentadas a 100 °C, independientemente del tipo de alambre usado y del ambiente corrosivo rico en H<sub>2</sub>S al que también fueron sometidos estos cordones.

La no existencia de grietas de hidrógeno en el depósito de las uniones soldadas con alambres tubulares precalentadas ha sido discutida en otros trabajos. En uno de ellos<sup>[7]</sup>, a pesar de usar un material base diferente (ASTM HPS 70W) no fueron observadas grietas en el depósito del alambre tubular E71-T1. Sin embargo, en otro<sup>[13]</sup>, se constató la formación y propagación de grietas en el depósito de este alambre tubular, lo cual fue justificado en virtud de la dilución ocurrida con el acero ASTM A36, que había sido usado como material base en el ensayo.

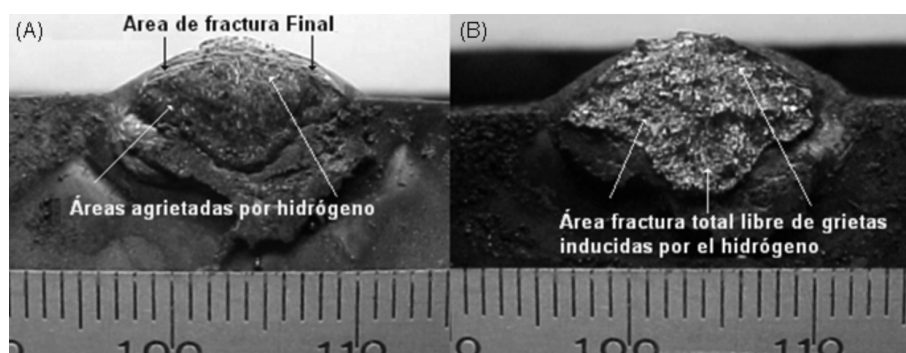
En estas condiciones experimentales el enfriamiento más lento, ocasionado por la aplicación del precalentamiento, provoca morfologías microestructurales, en el metal depositado, más tenaces y mayor tiempo para la difusión de hidrógeno. Esto se corrobora en la tabla IV, al observarse que el nivel de hidrógeno residual en las probetas soldadas con precalentamiento a 100 °C ha sido menor que en las soldadas a temperatura ambiente, lo cual es coherente con el trabajo publicado por de Olivera y Miranda<sup>[14]</sup>.

En la figura 5 A) y B) se muestran macrografías representativas de las secciones transversales de los cordones soldados con el alambre E71T8-K6. En la figura 5 A) se observa la fractura del cordón de una probeta soldada a temperatura ambiente, que da cuenta de la existencia de dos regiones diferentes: una región oxidada y coloreada que corresponde a las áreas de grietas inducidas por el hidrógeno y la región fracturada resultante de la fractura final que tuvo lugar al abrir las probetas del ensayo G-BOP.

Se destaca, en la figura 5 B), que las probetas soldadas con precalentamiento de 100 °C, presentaron una única morfología de fractura, que correspondía a la fractura del cordón de soldadura que tuvo lugar durante la apertura de la probeta de ensayo, lo que demuestra la no aparición de grietas inducidas por el hidrógeno en estas condiciones experimentales.

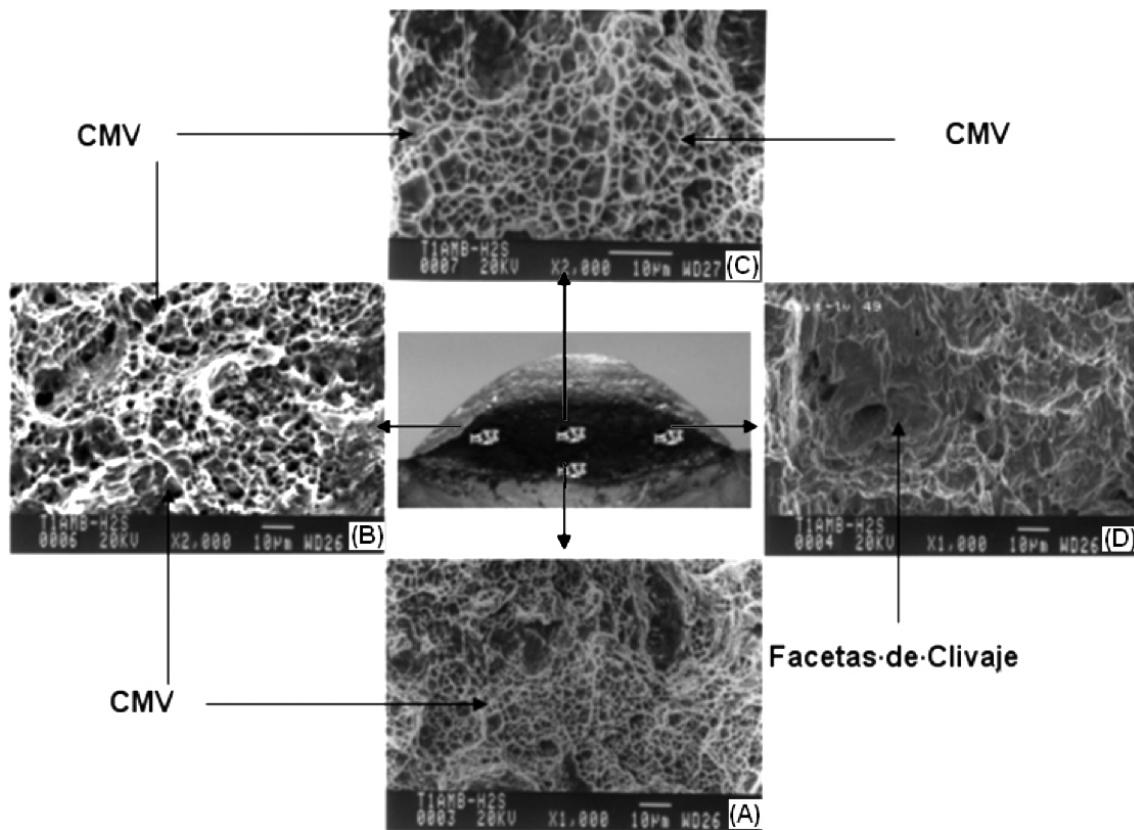
### 3.1. Análisis de los modos de fractura en las superficies de las grietas del cordón de soldadura

En la figura 6 se muestran imágenes fractográficas representativas de las superficies de fractura de



**Figura 5.** Macrografías de las fracturas de los cordones de soldadura. A) Probeta soldada con el alambre E71T8-K6 a temperatura ambiente. B) Probeta soldada con el alambre E71T8-K6 con precalentamiento de 100 °C.

*Figure 5. Macrofractography of weld beads fracture. A) Specimens welded with E71T8-K6 wire without preheat. B) Specimens welded with E71T8-K6 wire using a preheat temperature of 100 °C.*



**Figura 6.** Superficies de fractura de grietas inducidas por el hidrógeno en el cordón de soldadura depositado por el alambre E71T-1, sin precalentamiento.

*Figure 6. Fracture surface corresponding to hydrogen-induced cracks in weld bead deposited with E71T-1 wire, without preheating.*

grietas aparecidas en el cordón de soldadura depositado con el alambre E71T-1 a temperatura ambiente, las cuales fueron obtenidas después de un profundo análisis por microscopía electrónica de barrido (MEB).

En la figura 6 A) puede observarse el detalle de las regiones de nucleación de la grieta, o sea, la raíz del cordón muestra una fractura que se inició por el modo de coalescencia de microvacíos (CMV), lo que significa que las grietas inducidas por el hidrógeno se iniciaron a partir de un mecanismo de fractura dúctil, pero la propagación posterior tuvo lugar en un modo mixto, ya que en la figura pueden constatar-se modos alternos de CMV y algunas zonas con facetas de clivaje (Fig. 6 D).

Este modo de fractura mixto es típico de la propagación de grietas en materiales fragilizados por el hidrógeno<sup>[12 y 15]</sup>. Estos autores también afirman que la familia de planos {110} corresponde a las superficies de clivaje en los aceros ferríticos y también constatan que las facetas de clivaje poseen alrededor áreas con microvacíos, lo que demuestra la existencia de de-

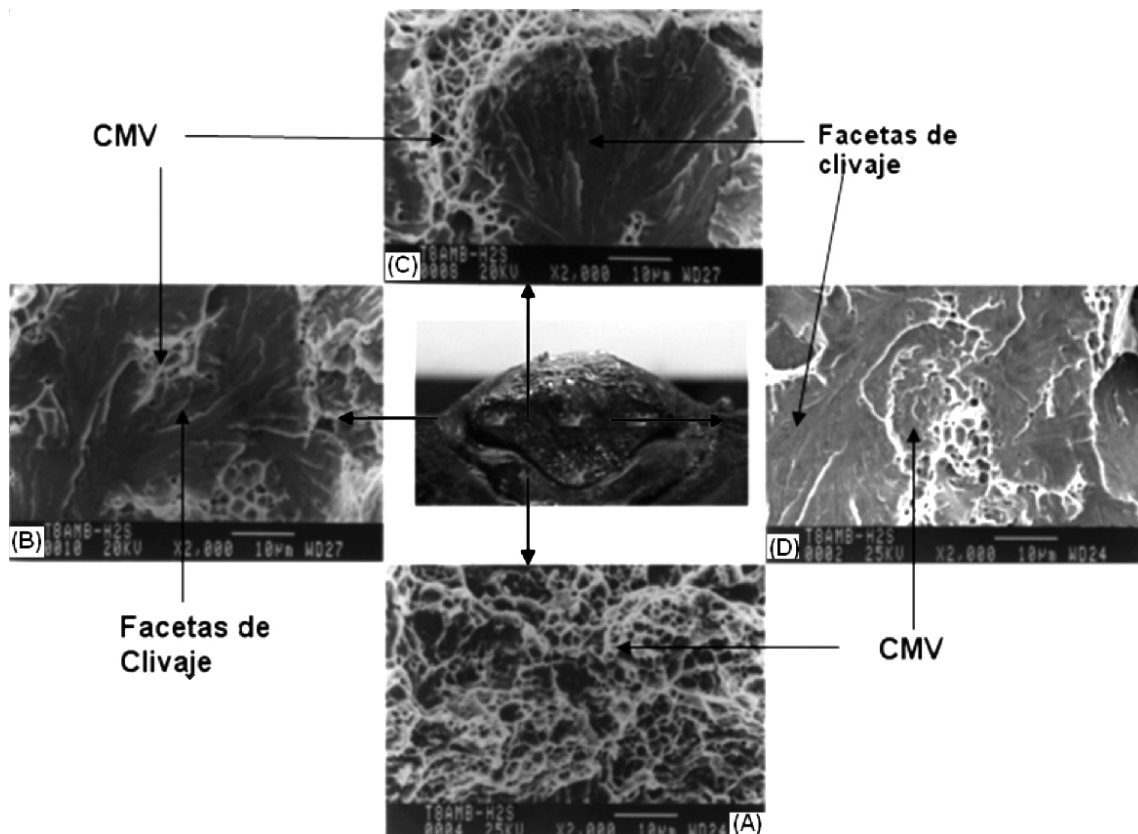
formación plástica en la propagación de la grieta, como es posible observar en la figura 6.

En la figura 7 se presentan las imágenes de las superficies de fractura de grietas inducidas por el hidrógeno ocurridas en el cordón de soldadura, depositado con el alambre tubular autoprottegido E71T8-K6, a temperatura ambiente.

Puede verificarse, en la figura 7 A) que la grieta de hidrógeno se inicia mediante el mecanismo CMV en la raíz del cordón y, después, aparecen facetas de clivaje en las demás regiones analizadas (Fig 7 B), que se encuentran interligadas por pequeñas regiones donde se observan microvacíos típicos de CMV (Fig. 7 C) y D)). Se trata de un modo de fractura mixto, pero con predominancia de las facetas de clivaje.

Del análisis comparativo de los modos de fractura, puede afirmarse que, independientemente del tipo de alambre tubular empleado, las grietas se nuclearon en virtud de un mecanismo de fractura dúctil conocido como CMV. Sin embargo, la propagación ocurrió de forma diferente en ambos alambres, ya





**Figura 7.** Superficies de fractura de grietas de hidrógeno en el cordón depositado con el alambre E71T8-K6, a temperatura ambiente.

*Figure 7. Fracture surface of hydrogen-induced cracks in weld bead deposited with E71T8-k6 wire.*

que la superficie de fractura del cordón depositado con el alambre E71T-1 presentó mayor presencia de zonas fracturadas por CMV, mientras que las grietas que se desarrollaron en el cordón depositado con el alambre E71T8-K6 se propagaron, predominantemente, mediante un mecanismo de clivaje, con pequeñas regiones de CMV, que interrelacionaban estas facetas frágiles. Estos cambios en el modo mixto de fractura en cordones de soldadura de alambres tubulares son característicos del fenómeno de fragilización que induce el hidrógeno<sup>[12 y 15]</sup>.

#### 4. CONCLUSIONES

La susceptibilidad al agrietamiento inducido por el hidrógeno de la unión soldada de aceros API X80, soldada con los alambres E71T-1 y E71T8-K6, en un ambiente corrosivo saturado en H<sub>2</sub>S, fue investigada usando una modificación del ensayo G-BOP, con el ánimo de emplear condiciones ambientales similares a las encontradas en la industria. Los resultados más importantes los siguientes:

- La metodología propuesta en esta investigación, promovió la absorción de hidrógeno, que fragilizó y aumentó la susceptibilidad al agrietamiento del cordón de soldadura.
- El depósito obtenido con el alambre tubular autoprotegido E71T8-K6 fue más susceptible al agrietamiento inducido por el hidrógeno.
- La concentración de hidrógeno residual fue el factor que más influyó en la formación de grietas en el cordón de soldadura, aunque también la microestructura del metal depositado juega un papel destacado.
- La temperatura de precalentamiento de 100 °C fue suficiente para evitar la formación de grietas inducidas por el hidrógeno, a pesar del ambiente saturado en H<sub>2</sub>S.
- El análisis de los micromecanismos de fractura permitió comprobar el efecto fragilizador del hidrógeno en el material, revelándose un mecanismo de fallo mixto, en el que el incremento del nivel de hidrógeno supone el aumento porcentual de los procesos de fractura frágil (clivaje).

## Agradecimientos

Los autores de este trabajo agradecen a la Fundación de Amparo a la Pesquisa del estado de Sao Paulo (FAPESP), a la CONFAB, y al Laboratorio Nacional de Luz Sincrotron (LNLS), por el apoyo financiero y material ofrecido para el desarrollo de esta investigación.

## REFERENCIAS

- [1] C. Natividad, M. Salazar, A. Contreras, A. Albiter, R. Pérez, y J.G. Gonzalez-Rodriguez., *Corrosion* 92 (2006) 375-382.
- [2] R. Cooper, J.H.F. Silva, y R.E. Trevisan, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 280-287.
- [3] S. Liu y A.Q. Bracarense, *Soldagem e Materiais* 2 (1994) 18-32.
- [4] J.L. Davidson, *Materials Forum* 19 (1995) 35-51.
- [5] H.C. Fals y R.E. Trevisan, *Rev. Metal. Madrid* 35 (1999) 233-241.
- [6] I. Chatteraj, S. B. Tiwari, A. K. Ray, A. Mitraj y S. K. Das, *Corros. Sci.* 37 (1995) 885-896.
- [7] G. Atkins, D. Thiessen, N. Nissley y Y. Adonyi., *Weld. J.* 81 (2002) 61-s– 68-s.
- [8] J.H.F. Silva, Teses de Doutorado; Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, Brasil, 2005.
- [9] Y. Ito, y K. Bessyo, *IIW DOC IX-576-68*, 1968.
- [10] D.K. Miller, J. Hietpas y R. Depue, *Weld. J.* 81 (2002) 40-45.
- [11] National Association Corrosion Engineers, Houston, USA. *NACE TM 0284*, NACE International, 1996, 12p.
- [12] H.C. Fals y R.E. Trevisan, *J. Braz. Soc. Mech. Sci.* 21 (1999) 675-682.
- [13] A.P. Chakravarti y S.R. Bala, *Weld. J.* 68 (1989) 1s-8s.
- [14] S.P. Oliveira, y P.E.V. Miranda, *Revista Matéria* 5 (2001) 1-14.
- [15] N. Yurioka, y H. Suzuki. *Int. Mater. Rev.* 35 (1990) 217-252.