

X70 管线钢及焊缝在模拟煤制气含氢环境下的氢脆敏感性

关鸿鹏¹⁾, 林振娴¹⁾, 李瑜仙¹⁾, 刘青¹⁾, 邢云颖²⁾✉, 王晶²⁾, 王修云²⁾

1) 北京市燃气集团有限公司运营调度中心, 北京 100035 2) 安科工程技术研究院(北京)有限公司, 北京 100083

✉通信作者, E-mail: Xinggy@ankosri.com

摘 要 通过氢渗透测试、氢扩散模拟以及氢含量测试技术研究 X70 钢在模拟 4 MPa 总压 0.2 MPa 氢气分压煤制气环境下的充氢过程, 并通过冲击韧性测试、裂纹扩展测试以及缺口拉伸和慢应变速率拉伸测试方法, 从不同角度分析 X70 钢母材和焊缝组织在模拟煤制气含氢环境下的力学性能。结果表明, 在总压 4 MPa 0.2 MPa 含氢煤制气环境中, X70 钢表面存在吸附氢原子并能扩散进入 X70 钢内部, 达到稳态后内部的可扩散氢质量分数为 1.9×10^{-7} ; 与空气中的原始性能比较, X70 钢焊缝和母材的冲击性能、缺口拉伸和慢应变速率拉伸强度、塑性以及材料的损伤容限均未发生下降; 在实验煤制气环境中, X70 钢具有较低的氢脆风险。

关键词 管线钢; 钢腐蚀; 煤制气; 氢脆; 敏感性

分类号 TG172.3; TE832

Hydrogen embrittlement susceptibility of the X70 pipeline steel substrate and weld in simulated coal gas containing hydrogen environment

GUAN Hong-peng¹⁾, LIN Zhen-xian¹⁾, LI Yu-xian¹⁾, LIU Qing¹⁾, XING Yun-ying²⁾✉, WANG Jing²⁾, WANG Xiu-yun²⁾

1) Production Operations, Beijing Gas Group Co., Ltd., Beijing 100035, China

2) Safetech Research Institute Ltd., Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: Xinggy@ankosri.com

ABSTRACT The diffusion and accumulation behaviour of hydrogen in X70 pipeline steel were investigated via hydrogen permeation test, hydrogen diffusion simulation, and hydrogen content test technology in a simulated coal gas environment (4 MPa total pressure, 0.2 MPa hydrogen partial pressure). The mechanical properties of the X70 pipeline steel substrate and weld in a simulated coal gas environment were also analyzed through impact toughness test, crack propagation test, notch tensile test, and slow strain rate tensile test. Experimental results show that hydrogen absorbed on the X70 steel surface in a simulated coal gas environment spreads into the inside of the X70 steel, and the internal diffusion hydrogen mass fraction is 1.9×10^{-7} after reaching a steady state. Compared with the original performance in air, there is no decline in the impact performance, notched tensile and slow strain rate tensile strength, plasticity, and damage tolerance of the X70 pipeline steel substrate and weld in simulated coal gas. Results show that in a coal gas environment, X70 steel has a lower risk of hydrogen embrittlement.

KEY WORDS pipeline steel; steel corrosion; coal gas; hydrogen embrittlement; susceptibility

随着天然气需求越来越高, 气源保障问题越来越突出。我国能源资源具有“富煤、缺油、少气”的特点, 西部地区煤炭资源丰富, 但面临的瓶颈就是运输。因此, 将富煤地区的煤炭资源就地转化成天然气, 成为

继煤炭发电和煤制油之后的又一重要战略选择. 煤制天然气是把煤经过加压气化处理, 通过制气、变换、净化等一系列化学过程, 脱硫提纯制得的含有可燃成分的气体^[1]. 受到生产工艺的限制, 煤制气中含有一定量的氢气, 由于氢分子能够被材料表面吸附, 进而分解成吸附氢原子, 并通过去吸附作用进入材料内部^[2], 会导致管线在运行服役过程中存在氢脆失效的风险. 现有文献研究表明, X70、X80 及更高级别的管线钢在气态氢环境下会随着氢气分压的增加, 断裂韧性降低, 延伸率和断面收缩率降低^[3-7]. 特别是在焊接区域, 受热作用影响导致焊接接头出现严重的组织不均匀性, 局部出现高硬度区及夹杂, 对氢的敏感程度会相对增加^[8-10]. 目前, 针对输氢管道, 国际上制定了一些相应的技术规范, 如加拿大管道管理机构要求建于 20 世纪 80 年代的氢气管道应满足: 材料级别不大于 290 (即 X42), 设计系数小于 0.6; 韧性应比天然气管道的要求高 30% 且运行温度小于 40 °C, 并同时要求管道中大于 3 MPa 的压力波动次数小于每年 100 次. 除此之外, 美国机械工程师学会规范《ASME B31.12 Hydrogen Piping and Pipelines》和 EIGA (欧洲工业气体协会) 规范《Doc121_04 H₂ Transportation Pipelines》、《Doc120_04 CARBON MONOXIDE AND SYNGAS PIPELINE SYSTEMS》也均对氢气输送管道管材的性能提出了要求.

但目前煤制气管道拟采用的 X70 管线钢属中高级管线钢, 高于国内外有文献记载的氢气管道规范要求, 同时现有规范只是针对 H₂ 及 H₂/CO 混合的输配系统给出了一些需要考虑的安全问题, 针对氢气体积分数在 2% ~ 6% 之间的低含氢环境下管道的设计, 目前还没有相应的参照标准. 因此对于煤制气含氢环境下管道母材及焊接区域进行适用性评价, 对于保障输送安全, 有效地避免氢脆失效事故的发生, 有着重要的意义.

本文选用城镇燃气输送用 X70 管线钢, 研究其在 4 MPa 总压 0.2 MPa 氢气分压环境下的充氢过程, 并通过冲击韧性测试、裂纹扩展测试以及缺口拉伸和慢应变速率拉伸测试技术, 综合评价 X70 钢在实验环境下的氢脆敏感性, 以及作为煤制气输送管道的适用性.

1 实验材料与方法

实验材料选用城镇燃气输送 X70 钢管道, 其化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.066, Si 0.23, Mn 1.24, S 0.012, P 0.017, Mo 0.14, Nb 0.043, Cu 0.031, Ti 0.012, Fe 余量. 母材和焊缝经体积分数 4% 硝酸乙醇溶液侵蚀后的组织形貌如图 1 所示, 母材区主要组织为块状铁素体和条状铁素体组织, 而焊缝区主要组织为针状铁素体组织. 模拟煤制气环境总压为 4 MPa, 其中氢气分压 0.2 MPa, 其余为氮气.

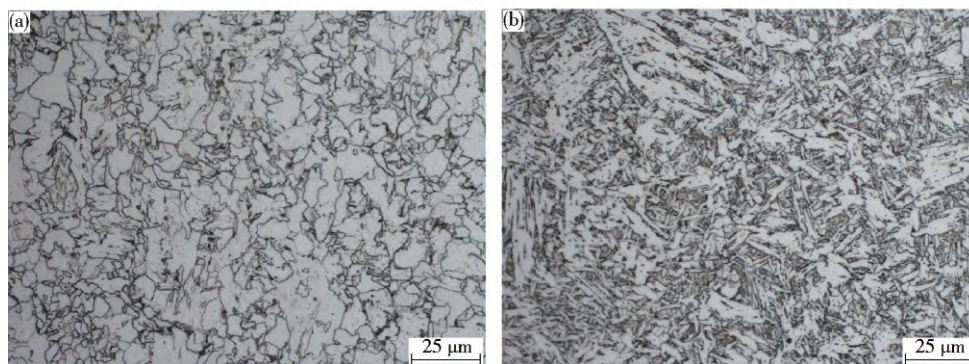


图 1 X70 钢金相组织. (a) 母材; (b) 焊缝

Fig. 1 Metallographic structure of X70 steel: (a) base metal; (b) weld

液相氢渗透试验操作较为简单, 且实验用材中的氢扩散系数受充氢环境的影响极小, 故本实验采用液相充氢环境中的氢渗透技术以测试实验用材中的氢扩散系数. 该实验采用 Devanathan-Stachurski 双电解池, 实验试样采用 $\phi 35 \text{ mm} \times 600 \mu\text{m}$ 的小乒乓球拍形状试样. 实验前, 用 150[#]、360[#]、800[#] 以及 1200[#] 砂纸将试样逐级打磨至足够光滑, 用去离子水清洗干净后一侧电镀. 实验时将安装好的双电解池用高纯 N₂ 充分除氧, 然后再测试面一侧的电解池中注入 500 mL 0.2 mol · L⁻¹ NaOH 溶液, 将试样的测试面在 300 mV vs. SCE 极化电位下钝化同时测试其氧化电流, 当背景电流密度低于 1 $\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 后, 立即向工作面一侧电解池中注入

0.5 mol · L⁻¹ H₂SO₄ + 0.2 g · L⁻¹ 硫脲, 同时施加密度为 10 mA · cm⁻² 的阴极充氢电流同时开始计时. 测量阳极电流随时间的变化曲线 (即氢渗透暂态曲线). 氢含量测试样品为 15 mm × 30 mm × 3 mm 的片状试样, 采用 G4-Phonenix 测氢仪分别测试原始试样以及在煤制气含氢环境下暴露 30 d 后试样的可扩散氢含量, 加热温度到 600 °C.

拉伸试验参照 ASTM G142—98, 其中, 慢应变速率拉伸试验采用光滑棒状拉伸试样, 截面直径为 5 mm, 拉伸速率为 1 × 10⁻⁶ s; 缺口拉伸试验采用预制缺口棒状拉伸试验, 缺口角度为 60°, 缺口处最小直径为 6 mm, 拉伸速率为 0.02 mm · s⁻¹. 试样均垂直于管道轴

向切取。该试验在配有高压釜的慢应变速率拉伸试验机中进行,将试样安装于高压釜中后,需在该模拟煤制气环境下先预充氢 24 h,然后再在该环境中采用设定的拉伸速率进行拉伸,直至试样断裂。并以空气中的拉伸测试作为对比实验。

冲击韧性试样参照标准 GB/T 229,垂直管道轴向取样,受到管道壁厚的限制,采用半尺寸试样。实验前在温度为 0℃ 的模拟煤制气环境下暴露 30 d,取出后迅速在 0℃ 条件下进行冲击韧性测试,以避免氢气逸出对试验结果的影响,并以空气中 0℃ 下的冲击测试作为对比实验。裂纹扩展测试采用标准 GB/T15970.6 中规定的双悬臂(DCB)试样,实验前预制疲劳裂纹,根据应力-应变曲线用螺栓进行加载,加载位移为保持裂纹尖端不发生塑性变形的最大位移,试样开口向上置于在含氢煤制气环境下暴露 30 d,取出后观察裂纹的扩展情况。

2 结果与分析

2.1 X70 钢中氢扩散与积累过程

X70 钢母材在 $0.5 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{H}_2\text{SO}_4 + 0.2 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ 硫脲溶液中, $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ 电流密度条件下的氢渗透 $I-t$ 曲线如图 2 所示,从图中可以看出,随着时间的增加,渗氢电流密度逐渐增加,并在一定时间后出现稳态电流密度。说明当试样内外存在浓度梯度时,表面的氢原子能够进入 X70 钢并在内部发生定向扩散。

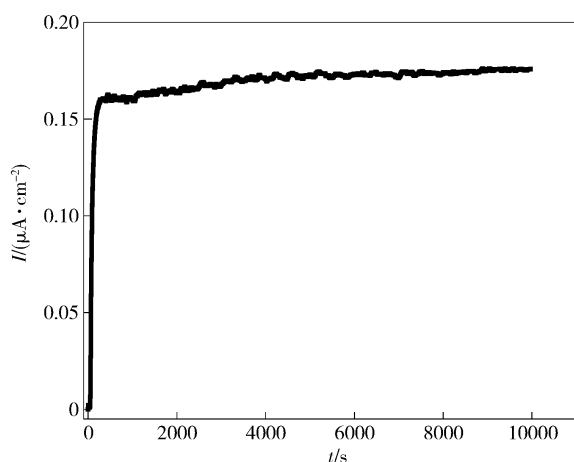


图2 X70 钢母材在 $0.5 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{H}_2\text{SO}_4 + 0.2 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ 硫脲环境中 $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ 电流密度下的氢渗透曲线

Fig. 2 Hydrogen permeation curve of X70 steel base metal in $0.5 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{H}_2\text{SO}_4 + 0.2 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ thiourea environment under $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ current density

氢的扩散系数决定于材料的点阵常数、陷阱类型和数量,是表征扩散难易程度的重要参量,可以根据时间滞后法^[2,9,11]进行计算:

$$D = \frac{L^2}{6t_L} \quad (1)$$

式中 D 为所求的氢扩散系数; L 为试样的厚度; t_L 为滞后时间,其值为氢渗透电流为稳态电流 63% 时对应的时间。计算得到氢在实验用 X70 钢中的扩散系数为 $3.17 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。

根据氢在 X70 钢中的扩散系数,可以计算氢在试样中的扩散过程。计算采用的试样尺寸为 $3 \text{ mm} \times 15 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$,采用 Matlab 软件中的 PDE 模块对氢的扩散过程进行模拟计算,忽略长边的边界效应,将模型简化为二维扩散:

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C(x, y, t)}{\partial t} = \frac{\partial^2 C(x, y, t)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C(x, y, t)}{\partial y^2} \quad (2)$$

边界条件满足:

$$\begin{aligned} C(x, 0, t) &= C_0, t \geq 0; C(0, y, t) = C_0, \\ t \geq 0; C(x, 1.5, t) &= C_0, t \geq 0; C(x, 0, 3, t) = C_0, \\ t \geq 0; C(x, y, 0) &= 0, 0 < x < 14, 0 < y < 14. \end{aligned}$$

其中 D 为扩散系数, $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$; x 为试样的宽度, cm ; y 为试样的厚度, cm ; C 为试样的浓度, $\text{mol} \cdot \text{cm}^{-3}$; t 为时间, s 。

图 3 为 X70 钢在含氢环境下分别暴露 10 h 和 100 h 后,试样中心截面各位置氢浓度 C 与边界氢浓度 C_0 的比值。对于计算样品而言,截面中心为氢浓度最后达到饱和状态的位置,观察发现,暴露时间达 100 h 后,计算试样中心截面氢扩散基本达到稳态。

为了进一步明确在煤制气气态含氢环境下, X70 钢达到饱和状态下的氢原子浓度,将与计算采用的尺寸一致的 X70 钢样品暴露在 4 MPa 总压、0.2 MPa 氢气分压的煤制气含氢环境下,达到 100 h 后测试其内部可扩散氢含量,测试结果如表 1 所示。在实验条件下暴露 100 h 后,内部的氢质量分数由 2×10^{-8} 增加为 1.9×10^{-7} ,上升了约一个数量级。

对于以上模拟及试验结果,可以从氢在材料中的溶解行为进行解释。在煤制气气态含氢环境下,由于 H_2 分子的体积大,其本身不能进入金属,只有分解成原子氢 H 才能进入。在一定的温度下, H_2 与 H 的转换为吸热反应,关系满足

$$\frac{1}{2} \text{H}_2 \rightleftharpoons \text{H} \quad \Delta Q = 440 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1} \quad (3)$$

温度越高, H_2 气中 H 的比例(自由态 H 和分子态 H_2 数目之比) $c_{\text{H}}/c_{\text{H}_2}$ 就越大。研究表明,温度 $T < 1000 \text{ K}$ 时,在 H_2 中原子氢的数量可忽略不计^[12]。但 H_2 能够通过表面吸附,进而分解成 H 进入材料。在金属内部,原子互作用力处于平衡,而在金属表面,原子的配位数比内部要小,故原子互作用力不平衡,从而使金属具有表面能。这种不平衡的互作用力能把异类原子吸引

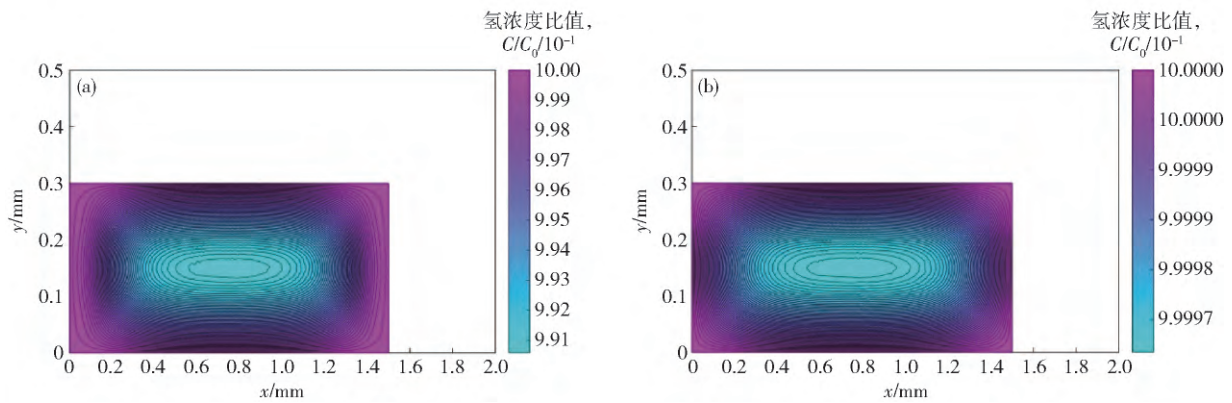


图3 X70 钢暴露不同时间后的氢浓度分布. (a) 10 h; (b) 100 h

Fig.3 Hydrogen concentration distribution of X70 steel after different exposure times: (a) 10 h; (b) 100 h

到表面^[2]. 因此在煤制气较低的氢分压环境下,也能有一定的氢原子进入到了 X70 钢中.

表 1 X70 钢可扩散氢含量测试结果

Table 1 Test results for the diffusion hydrogen content of X70 steel

试样	原始氢质量 分数/ 10^{-8}	浸泡 100 h 后氢质量 分数/ 10^{-8}
1 [#]	1	18
2 [#]	2	20
3 [#]	2	18
平均值	2	19

2.2 含氢环境下不同力学性能测试

由 2.1 节可知, X70 钢在模拟煤制气环境下暴露 100 h, 内部的可扩散氢质量分数由 2×10^{-8} 增加为 1.9×10^{-7} , 说明煤制气环境所提供的氢源能够扩散进入材料并在内部积累. 本节从冲击韧性、缺口拉伸、慢应变拉伸和裂纹扩展几个角度分析进入材料内部的氢对 X70 钢力学性能产生的影响, 分析其在实验煤制气含氢环境下的氢脆敏感性, 并评价适用性.

分别测试 X70 钢在空气环境中的原始冲击功和在 4 MPa 总压、0.2 MPa 氢气分压的模拟煤制气环境暴露 30 d 后的冲击功, 测试温度均为 0 °C, 每种条件采用 5 个平行试样, 测试结果如图 4 所示. 从测试结果可以看出, 焊缝的冲击功较母材相比明显下降, 说明焊缝区材料相对较脆. 不同取样位置的样品其原始冲击韧性与在煤制气环境下暴露 30 d 的冲击韧性相差不大, 而且该差值在试样测试误差内, 这一现象说明煤制气环境下暴露 30 d 进入的氢, 对材料抵抗快速冲击载荷能力的影响并不显著.

金属处于负载状态时, 氢形成的应变场会与外应力场发生相互作用, 当金属中存在应力梯度时, 氢会通过应力诱导扩散, 在高应力区富集. 当富集的氢浓度达到一定值后, 会引起氢致裂纹的形核和扩展, 整个过程存在一定的滞后时间. 为了观察静载荷作用下氢对

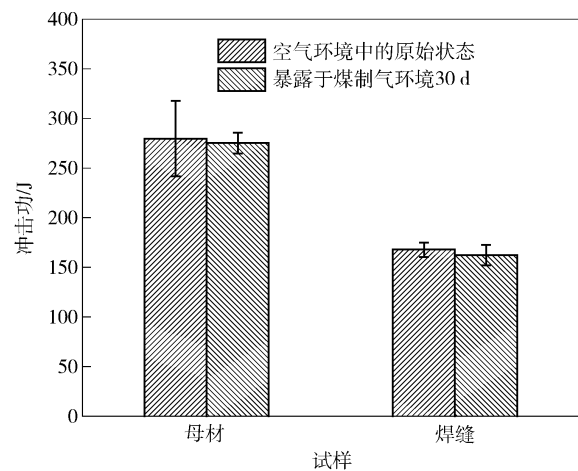


图4 X70 钢在含氢煤制气环境下浸泡前后的冲击功

Fig.4 Impact energy of X70 steel in air and coal gas containing hydrogen environment

X70 钢裂纹扩展的影响, 对预制裂纹的双悬臂梁试样进行恒位移加载, 由于管壁厚度限制, 样品无法满足平面应变状态, 在空气中加载时裂纹尖端会先发生屈服. 而一旦裂尖发生屈服, 会释放掉部分形变力并在裂尖产生塑性区, 且塑性区会阻碍裂纹的扩展. 为了保持裂纹尖端最大的约束, 加载时根据样品的应力-应变曲线加载到裂尖屈服前的最大位移处. 将样品放入含氢煤制气环境下暴露 30 d, 实验前后裂纹微观形貌如图 5 和图 6 所示, 从图中可以看出, 含氢环境下焊缝和母材样品的裂尖均未向前扩展. Somerday 等^[13]的研究也得到了类似的结果. 有研究结果表明裂纹扩展面上形成的氧化物会阻碍氢吸附和扩散行为, 从而减弱了氢致裂纹扩展行为^[14-15]. 结合试验管道用材的服役环境, 现场管道的设计系数为 0.72, 服役应力低于屈服强度, 因此该含氢环境未对实验壁厚的 X70 钢管道的损伤容限产生影响.

在含氢条件下的缺口拉伸和慢应变拉伸测试是研究氢脆敏感性较为苛刻的手段, 其中缺口拉伸试样预

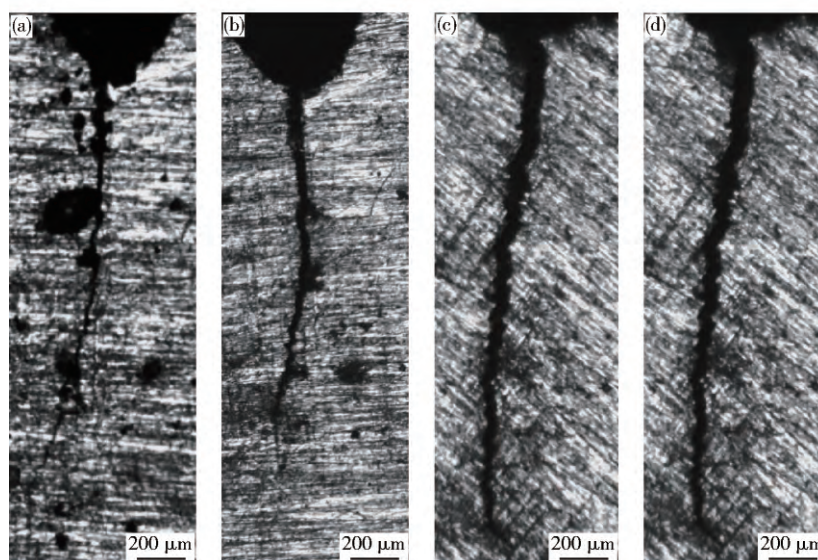


图5 X70 钢母材在煤制气含氢环境下的裂纹扩展情况。(a) A 面暴露前;(b) A 面暴露 30 d 后;(c) B 面暴露前;(d) B 面暴露 30 d 后

Fig. 5 Crack extension morphology of X70 steel base metal in coal gas containing hydrogen environment: (a) A side before exposure; (b) A side after 30 d exposure; (c) B side before exposure; (d) B side after 30 d exposure

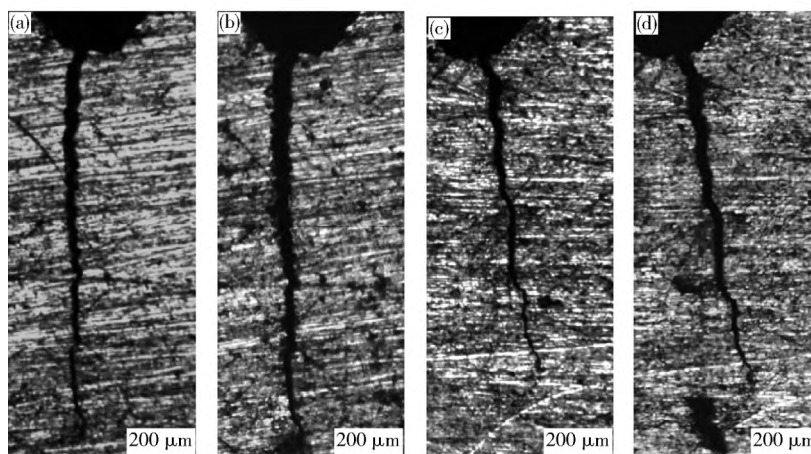


图6 X70 钢焊缝在煤制气含氢环境下的裂纹扩展情况。(a) A 面暴露前;(b) A 面暴露 30 d 后;(c) B 面暴露前;(d) B 面暴露 30 d 后

Fig. 6 Crack extension morphology of X70 weld metal in coal gas containing hydrogen environment: (a) A side before exposure; (b) A side after 30 d exposure; (c) B side before exposure; (d) B side after 30 d exposure

制三向应力,通过缓慢增加的位移,考察氢对试样从弹性阶段、屈服阶段直至断裂过程的影响。将 X70 钢缺口拉伸试样和慢应变速率拉伸试样分别在 4 MPa 总压 0.2 MPa 氢气分压的模拟煤制气环境和空气环境下进行实验,拉伸曲线如图 7 所示。由图 7 可见,缺口拉伸和慢应变速率拉伸状态下,X70 管线钢的焊缝抗拉强度均略高于母材,但延伸率有明显降低,这说明 X70 钢焊缝区域的脆性高于母材;而对于同一取样位置的试样,在空气和在含氢煤制气环境下的拉伸曲线基本重合,表明该含氢煤制气环境并未对试验用 X70 钢的弹性模量、屈服强度和抗拉强度等产生明显的影响。

为了进一步探讨该含氢煤制气环境对 X70 钢塑

性损失的影响,计算并比较分析每种条件下 3 个平行试样相应的断面收缩率和延伸率,如图 8 所示。图 8 显示,无论在三向拉伸应力状态下或者在慢应变的准静载状态下,X70 钢母材和焊缝的断后收缩率和延伸率在两种环境下基本一致,说明 X70 钢在预制缺口的三向应力集中区域,以及在缓慢增加的应变条件下,材料的塑性均未发生明显损失。Moro 等^[16]的研究表明,就塑性损失来判别,高强管线钢的氢脆敏感性会随着氢气压力的增大而增大,直至达到临界氢压(5 MPa)。而本试验用材的服役环境为 4 MPa 总压 0.2 MPa 氢气分压的模拟煤制气环境,其氢气分压仅为 0.2 MPa,与 Moro 等提出的临界氢压相差甚远,所以也解释了在该模拟煤制气环境中,X70 钢的氢致塑性损失并不明显。

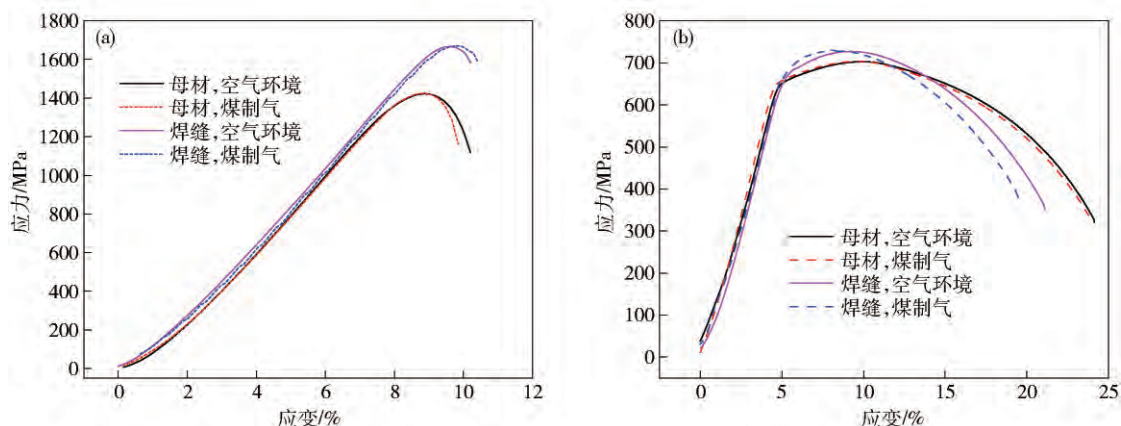


图 7 X70 钢在空气及含氢煤制气环境下的拉伸曲线. (a) 缺口拉伸; (b) 慢应变速率拉伸

Fig. 7 Tensile curves of X70 steel in air and coal gas containing hydrogen environment: (a) notch tensile; (b) slow strain rate tensile

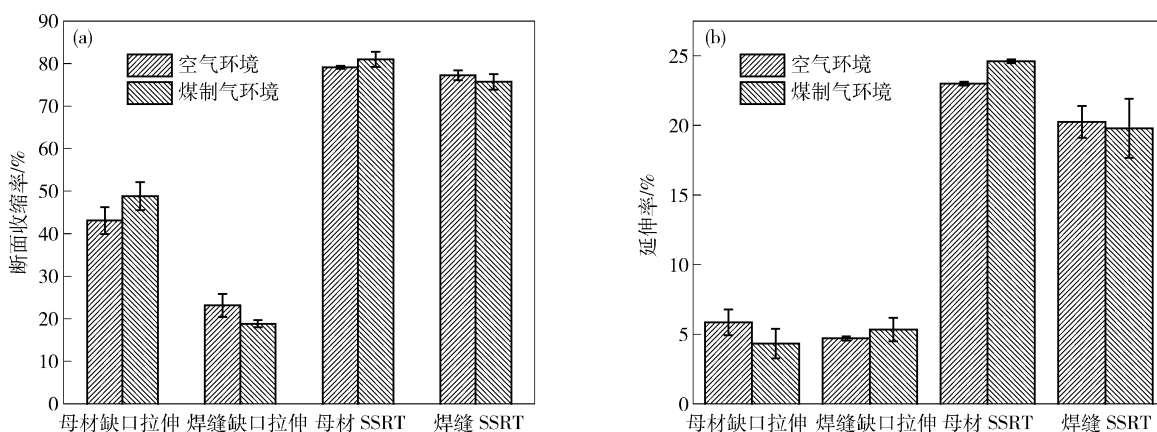


图 8 X70 钢在空气及含氢煤制气环境下的塑性指标 (SSRT 为慢应变速率拉伸测试). (a) 断面收缩率; (b) 延伸率

Fig. 8 Plasticity index of X70 steel in air and coal gas containing hydrogen environment (SSRT is the tensile test of slow strain rate): (a) reduction of area; (b) elongation

的现象.

综合不同力学指标测试结果来看,含氢煤制气环境下 X70 钢母材和焊缝材料的冲击韧性、管道的损伤容限以及不同拉伸状态下的弹塑性指标均未下降. Briottet 和 Lynch 等^[7,17]利用拉伸试验、紧固圆盘试验和断裂韧性等试验研究了同类钢材在 3 MPa 氢气环境中的氢脆敏感性,同样发现该高压氢气环境并未对试验用材的氢脆敏感性产生较大的影响. 钢的氢脆敏感性与钢级以及进入内部的氢浓度相关^[18],Yamasaki 和 Takagi 等^[19-20]已经从临界氢扩散浓度的角度评价了高强钢的氢脆敏感性,对于特定强度级别的钢,只有内部的可扩散氢浓度达到一定量级时,才会对材料的力学性能产生影响. 因此,根据本文的研究结果,X70 钢在 4 MPa 总压、0.2 MPa 氢气分压的煤制气环境下的氢浓度量级,不会对 X70 钢的力学性能产生显著影响,X70 钢作为煤制气输送管道,在该环境服役过程中,发生氢脆风险的可能性较低.

3 结论

(1) 在模拟 4 MPa、0.2 MPa 氢气分压的煤制气实验环境中,X70 钢表面存在吸附氢原子并能扩散进入 X70 钢内部,达到稳态后内部的可扩散氢质量分数为 1.9×10^{-7} .

(2) X70 钢焊缝材料的强度高于母材,其韧性和塑性低于母材,二者在总压 4 MPa、0.2 MPa 氢气分压的煤制气环境下,冲击性能、缺口拉伸和慢应变速率拉伸强度、塑性以及材料的损伤容限均未受到显著影响.

(3) 4 MPa 总压、0.2 MPa 氢气分压的煤制气环境中的氢浓度不足以对 X70 钢的性能产生影响,X70 钢具有较低的氢脆风险.

参 考 文 献

- [1] Zhao Y, Wang W, Hao T Y, et al. Update progress of coal gasification technology. *Electr Power Technol*, 2010, 19(6): 1

- (赵勇,王巍,郝天翼,等. 煤气化技术研究进展. 电力技术, 2010, 19(6): 1)
- [2] Chu W Y, Qiao L J, Li J X, et al. *Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking*. Beijing: Science Press, 2013
(褚武扬, 乔立杰, 李金许, 等. 氢脆和应力腐蚀. 北京: 科学出版社, 2013)
- [3] Marchi C S, Somerday B P, Nibur K A, et al. Fracture and fatigue of commercial grade API pipeline steels in gaseous hydrogen // *Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Division/K-PVP Conference*. Bellevue, 2010: 18
- [4] Cialone H J, Holbrook J H. Sensitivity of steels to degradation in gaseous hydrogen // *Hydrogen Embrittlement: Prevention and Control*. Los Angeles, 1988
- [5] Briottet L, Batisse R, Dinechin G D, et al. Recommendations on X80 steel for the design of hydrogen gas transmission pipelines. *Int J Hydrogen Energy*, 2012, 37(11): 9423
- [6] Nanninga N E, Levy Y S, Drexler E S, et al. Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments. *Corros Sci*, 2012, 59: 1
- [7] Briottet L, Moro I, Lemoine P. Quantifying the hydrogen embrittlement of pipeline steels for safety considerations. *Int J Hydrogen Energy*, 2012, 37(22): 17616
- [8] Amend W E, Quickel G T, Bruce W A, et al. Hydrogen assisted cracking failures of girth welds in oil and pipelines // *Proceedings of the 2012 9th International Pipeline Conference*. Calgary, 2012: 24
- [9] Zhang T M, Wang Y, Zhao W M, et al. Hydrogen permeation parameters of X80 steel and welding HAZ under high pressure coal gas environment. *Acta Metall Sin*, 2015, 51(9): 1101
(张体明, 王勇, 赵卫民, 等. 高压煤制气环境下 X80 钢及热影响区的氢渗透参数研究. 金属学报, 2015, 51(9): 1101)
- [10] Zhang T M, Wang Y, Zhao W M, et al. Hydrogen embrittlement susceptibility of X80 steel substrate and HAZ in simulated coal gas environment. *Trans China Weld Inst*, 2015, 36(9): 43
(张体明, 王勇, 赵卫民, 等. 模拟煤制气环境下 X80 管线钢及 HAZ 的氢脆敏感性. 焊接学报, 2015, 36(9): 43)
- [11] Hao W H. *Effect of H₂S Corrosion Scales on the Hydrogen Permeation Behavior of Pipeline Steel* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2010
(郝文慧. H₂S 腐蚀产物对管线钢氢渗透行为的影响 [学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2010)
- [12] Smialowski M. *Hydrogen in Steel: Effect of Hydrogen on Iron and Steel during Production, Fabrication, and Use*. New York: Pergamon Press, 1962
- [13] Somerday B P, Nibur K A, San Marchi C. Measurements of fatigue crack growth rates for steels in hydrogen containment components // *Proceeding of the 3rd International Conference on Hydrogen Safety*. Ajaccio, 2009
- [14] Tison P. *Influence of the Hydrogen Behavior on Materials* [Dissertation]. France: Pierre and Marie Curie University, 1983
(Tison P. Influence de L'hydrogène sur le Comportement des Matériaux [Dissertation]. France: Université Pierre et Marie Curie, 1983)
- [15] Chêne J, Brass A M. Hydrogen Transport by mobile dislocations in nickel base superalloy single crystals. *Scripta Mater*, 1999, 40(5): 537
- [16] Moro I, Briottet L, Lemoine P, et al. Damage under high-pressure hydrogen environment of a high strength pipeline steel X80 // *Proceeding of the 2008 International Hydrogen Conference*. Jackson Lake, 2008
- [17] Lynch S P. Progress towards understanding mechanisms of hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking // *Corrosion* 2007. Nashville, 2007
- [18] Ren X C, Chu W Y, Su Y J, et al. Effects of atomic hydrogen and flaking on mechanical properties of wheel steel. *Metall Mater Trans A*, 2007, 38(5): 1004
- [19] Yamasaki S, Takahashi T. Delayed fracture mechanism in high strength steels by acoustic emission source wave analysis. *Tetsu-to-Hagane*, 1997, 83(7): 460
- [20] Takagi S, Inoue T, Hara T, et al. Parameters for the evaluation of hydrogen embrittlement of high strength steel. *Tetsu-to-Hagane*, 2000, 86(10): 689