

外加载荷下 X65 钢腐蚀缺陷处氢分布的数值模拟

靳舒涵¹, 刘 亮², 孙东旭¹, 刘成威¹, 于 洋¹, 徐 铭¹

(1. 辽宁石油化工大学石油天然气工程学院, 抚顺 113001; 2. 中海油(天津)管道工程技术有限公司, 滨海 300450)

摘 要: 利用有限元方法, 将固体力学模型和扩散模型相结合, 构建应力诱导氢扩散模型, 并研究不同塑性应变条件下含腐蚀缺陷的 X65 钢的应力、等效塑性应变及氢浓度分布。结果表明, 塑性应变显著增加了缺陷区域的应力、等效塑性应变以及氢浓度。塑性应变会使试样整体的 von Mises 应力升高, 而静水应力和等效塑性应变的显著升高则主要集中在腐蚀缺陷的中心区域。在无塑性应变时, 氢原子的扩散主要受浓度梯度驱动, 从高浓度向低浓度区域均匀扩散; 而在施加应变后, 氢原子则受到静水应力的驱动, 向高应变区域聚集。此外, 窄且深的缺陷更易导致氢原子的局部积聚, 而缺陷的形状对氢浓度分布的影响相对较小。

关键词: 氢能; 氢脆; 塑性应变; 数值模拟; X65 管道钢; 腐蚀缺陷; 氢扩散

中图分类号: TE832

文献标志码: A

0 引 言

氢能以其高效、清洁、资源丰富等特点, 正逐渐成为能源结构的重要组成部分^[1]。氢能的运输方式多样, 其中管道输送因其输送量大、价格低廉而备受青睐^[2]。然而, 氢脆问题却成为影响输氢管道安全运行的一大隐患。目前, 国内外针对不同温度^[3,4]、压力^[5]、不同管线钢状态^[6]和酸性介质^[7]等条件下材料的氢脆行为已有大量实验研究。近年来, 随着计算机模拟技术的发展, 一些研究者利用有限元分析(finite element analysis, FEA)^[8]、分子动力学^[9]和密度泛函理论^[10]等先进模拟方法深入探究了金属内部的氢渗透行为。文献[11]开发了一种新的基于 FEA 的模型, 研究了内压对 X52 钢管约束凹痕处晶格位点和冶金陷阱位点上氢分布的影响。文献[12]建立了一个有限元模型, 研究了拉伸应变对钢管段腐蚀缺陷处 H 原子分布的影响。当前大多是关于二维或三维管线钢模型氢扩散行为的研究, 尽管在缺陷处也会出现塑性应变, 但难以对塑性应变区和应变程度实现定量控制。因此, 关于塑性应变对缺陷处氢渗透及扩散行为的影响尚不明确。

本文利用有限元方法, 采用非线性硬化函数模拟大变形条件下缺陷处的塑性应变及其对氢扩散聚集行为的影响。研究在不同塑性应变条件下 X65 钢缺陷处的应力及氢浓度分布规律, 并探讨腐蚀缺陷处静水应力与氢浓度分布之间的关系。研究结果为掺氢天然气管道的安全稳定运行提供了理论依据, 并为未来管道设计与维护提供了重要参考。

1 数值模拟

1.1 氢原子扩散模型

氢在钢中的扩散是受压力、化学和温度梯度驱动的, 控制扩散的一般因素是化学势的梯度。存在化学势能差时, 氢原子会从高势能区向低势能区扩散, 直至两侧区域的化学势能差达到平衡^[13-14], 可用式(1)描述:

$$J = -\frac{DC}{RT} \cdot \nabla \mu \quad (1)$$

式中: D ——氢扩散系数, 取值为 $2 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$; C ——氢浓度, mol/m^3 ; R ——气体常数, 取值为 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T ——绝对温度, 取值为 293 K ; μ ——化学势, 其表达式为^[15-17]:

$$\mu = \mu_0 + RT \ln C - \sigma_h V_h \quad (2)$$

式中: μ_0 ——参考温度和压力下的化学势; σ_h ——静水压力, 等于 3 个主应力的平均值, $\sigma_h = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \sigma_{ii}$; V_h ——氢的偏摩尔体积, 取值为 $2 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$ ^[18]。

将式(2)代入式(1)可得到式:

$$J = -D \nabla C + \frac{D}{RT} C V_h \nabla \sigma_h \quad (3)$$

扩散问题的定义基于扩散相的质量守恒^[17]:

$$\int_V \frac{dC}{dt} dV + \int_S n \cdot J dS = 0 \quad (4)$$

式中: V ——体积, m^3 ; t ——时间, s ; S ——体积 V 通过的表面积, m^2 ; n ——表面积 S 的外法线方向; J ——扩散相的浓度通量, $\text{mol}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ 。

收稿日期: 2025-01-20

基金项目: 国家自然科学基金青年基金项目(52404058); 辽宁省博士科研启动基金(2023-BS-187); 辽宁省教育厅基本科研项目(LJKMZ20220734)

通信作者: 孙东旭(1991—), 男, 博士、副教授, 主要从事油气管道完整性管理、管线钢腐蚀与防护和 LNG 储运工艺等方面的研究。
sundongxu@lnpu.edu.cn

拉伸位移的原因是:拉伸位移较载荷更易收敛、精度更高,且位移控制也更稳定。在模拟中,模型假设处于室温条件下,模型内部初始氢浓度为 0。

为方便划分网格,将模型划分为 7 个区域,针对缺陷区域与其他部分,采用不同精度的网格划分策略。其中缺陷区域采用网格加密处理以适应缺陷处的颈缩现象。图 2b 为整个模型的有限元网格划分情况,包含腐蚀缺陷区域的局部放大图。整个模型采用规则形状的映射和扫掠网格划分,采用不同密度的网格进行无关性验证,最终确定模型划分为 256498 个网格单元。

2 结 果

2.1 腐蚀缺陷处的应力和等效塑性应变分布

图 3 为在不同拉伸位移下腐蚀缺陷局部(长 1.0 mm、深 0.2 mm)的 von Mises 应力分布。可观察到,在试样的腐蚀缺陷处出现 von Mises 应力集中现象。与试样的两端相比,腐蚀缺陷处的 von Mises 应力明显增大。局部 von Mises 应力随施加的拉伸位移增大呈不断增大的趋势。例如,当施加的拉伸位移从 0.08 mm 增大到 1.20 mm 时,缺陷处局部 von Mises 应力从 573 MPa 增大到 809 MPa,局部发生塑性变形。

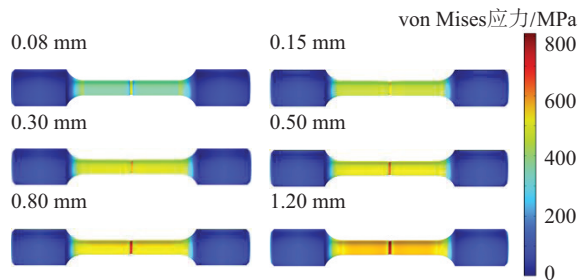


图 3 X65 在不同拉伸位移下的 von Mises 应力分布
Fig. 3 Von Mises distribution of X65 under different tensile displacement

图 4 为在不同拉伸位移下腐蚀缺陷局部的静水应力分布。可看出,在拉伸位移为 1.2 mm 时,试样腐蚀缺陷处的静水应力最大值为 1089 MPa,试样上的静水应力最小值为 -444 MPa。因此,试样腐蚀缺陷处产生高达 1533 MPa 的高静

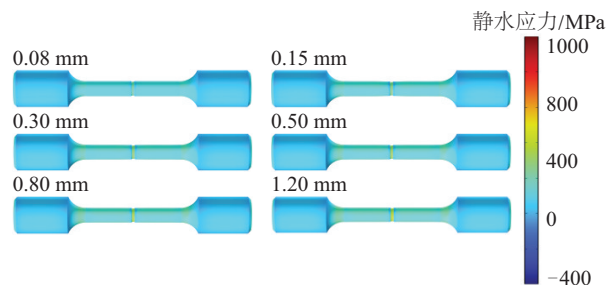


图 4 X65 在不同拉伸位移下的静水应力分布
Fig. 4 Hydrostatic stress distribution of X65 under different tensile displacement

水应力梯度。同样,局部静水应力也随拉伸应变的增加而升高。当施加的拉伸位移为 0.08 mm 时,腐蚀缺陷处的静水应力(即 258 MPa)大于管体的应力水平。在拉伸位移为 0.15 mm 时,腐蚀缺陷处的局部静水应力约为 531 MPa。

图 5 为不同拉伸位移下腐蚀缺陷处等效塑性应变的分布。随着拉伸位移的增加,等效塑性应变不断增大,并且集中在腐蚀缺陷区域。在拉伸位移为 0.08 mm 时,腐蚀缺陷处的等效塑性应变与管体有相同的应变水平。在拉伸位移为 0.15 mm 时,缺陷处的等效塑性应变略有增加。当拉伸位移从 0.50 mm 增至 1.20 mm 时,缺陷处的等效塑性应变增大得更加显著,最高达到 8.1%。

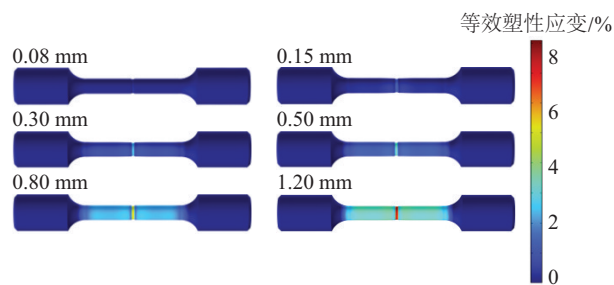
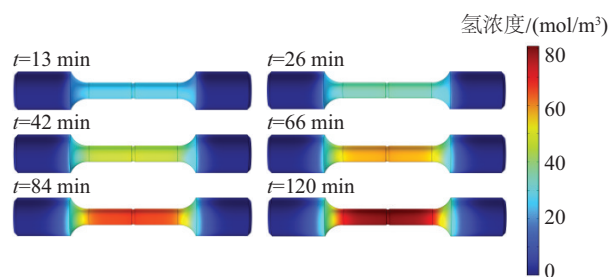


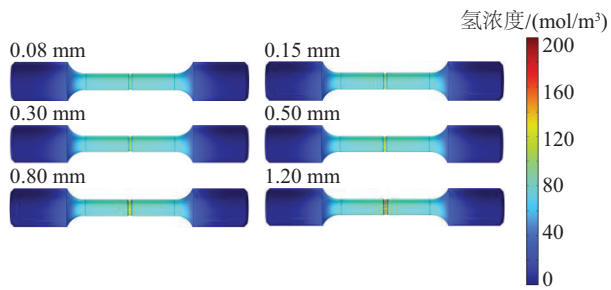
图 5 X65 在不同拉伸位移下的等效塑性应变分布
Fig. 5 Equivalent plastic strain distribution of X65 under different tensile displacement

2.2 不同塑性应变对腐蚀缺陷处氢浓度的影响

通过对比分析试样在有无拉伸位移的情况下氢在钢材内部的扩散行为,得到钢材内部氢扩散受缺陷处应力集中的影响,如图 6 所示。图 6a 为无拉伸位移下腐蚀缺陷处不同时间的氢分布。可看出,在 13 min 时试样中间拉伸段表面的氢浓度分布较为均匀。随着时间的增加,氢原子不断向材料的更深层次扩散,导致远离氢源的地方氢浓度也逐渐增高。同时,与无氢源区域相邻的区域内,氢浓度表现出一种由近及远、向无氢源区域逐渐递减的梯度分布。这表明氢原子在材料中的扩散是一个随时间累积的过程,最终导致整个材料中氢浓度的变化。图 6b 为不同拉伸位移下腐蚀缺陷处氢原子扩散 120 min 后的分布情况。在拉伸作用下,氢原子在应力集中区域(即腐蚀缺陷处)聚集,而其他区域氢浓度较低。随着应变的增加,应力集中加剧,导致腐蚀缺陷处氢浓度显著上升。表 2 为不同拉伸位移下,经过 120 min 后,腐蚀缺陷处的最大($C_{\max}$)和最小氢原子浓度($C_{\min}$)。未施加拉伸位移时,



a. X65 在无拉伸位移下不同时间的氢浓度



b. X65在不同拉伸位移下的氢浓度

图6 X65在不同拉伸位移下腐蚀缺陷处的氢浓度

Fig. 6 Hydrogen concentration of X65 at different tensile displacement

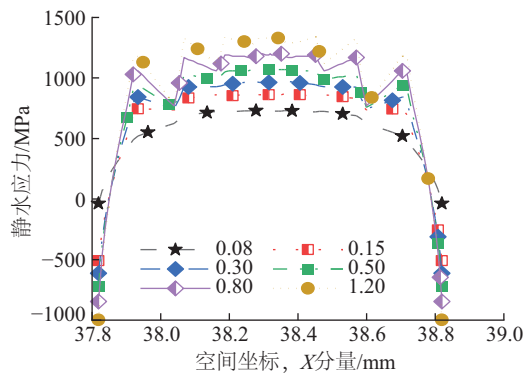
表2 X65在不同拉伸位移下的 $C_{\max}$ 和 $C_{\min}$ Table 2 $C_{\max}$ and $C_{\min}$ of X65 under different tensile displacement

拉伸 位移/mm	0	0.08	0.15	0.30	0.50	0.80	1.20
$C_{\max}/$ (mol/m ³)	85	95	104	118	126	149	203
$C_{\min}/$ (mol/m ³)	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02

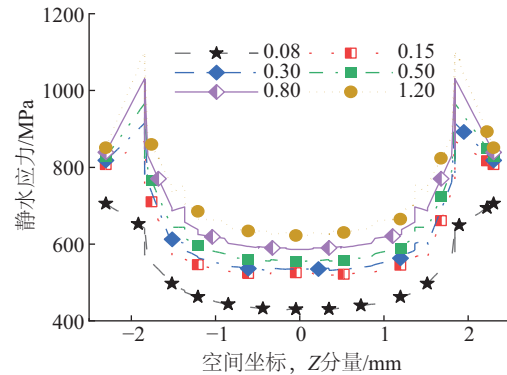
$C_{\max}$ 为 85 mol/m³, $C_{\min}$ 为 0.02 mol/m³, 氢原子分布均匀。随着拉伸应变的增加, $C_{\max}$ 显著上升, 而 $C_{\min}$ 保持不变。这说明在拉伸应变的作用下, 腐蚀缺陷处的应力集中改变了氢原子的分布状态, 使得氢原子更倾向于聚集在高应力区域。

2.3 氢原子浓度沿试样不同路径的线性分布

为了更清晰地观察到腐蚀缺陷处的应力和应力集中对氢原子扩散的影响, 在试样腐蚀缺陷区域沿纵向和径向选取两条路径 P1、P2。图 7 展示了路径 P1 和 P2 在不同拉伸位移条件下的静水应力分布情况。结果表明, 沿路径 P1 方向, 静水应力呈先升高后降低的对称分布态势, 在腐蚀缺陷最低点处静水应力最大, 且在拉伸位移作用下腐蚀缺陷区域的应力显著增大。沿路径 P2 方向, 静水应力随拉伸位移的增大而增大, 且在施加相同拉伸位移的条件下, 试样中心段的静水应力值基本相等, 边缘处的应力明显大于试样中心。



a. 路径P1



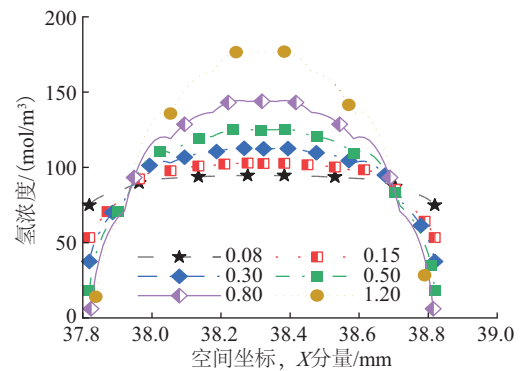
b. 路径P2

图7 不同路径下的静水应力分布

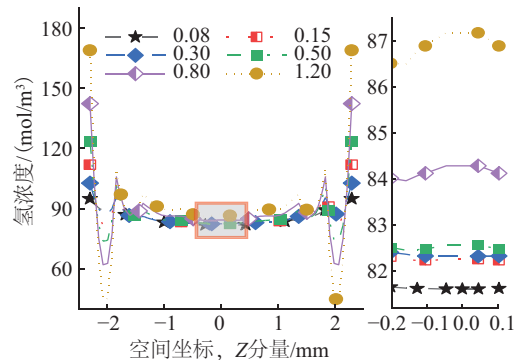
Fig. 7 Hydrostatic stress distribution in different paths

图 8 为路径 P1 和 P2 在不同拉伸位移条件下的氢原子浓度分布情况。可看出, 沿路径 P1 方向, $C_{\max}$ 出现在腐蚀缺陷侧边中点 (即缺陷最低点处), 且随着施加的拉伸位移的增大, $C_{\max}$ 也明显增大。沿路径 P2 方向, 氢原子浓度也随拉伸位移的增大而升高, 但施加相同的拉伸位移时试样中间段的氢浓度大致相等。

综合分析可知, 腐蚀缺陷区域的静水应力与氢原子浓度分布相似, 拉伸应变产生的高应力或应力集中是氢原子富集的主要驱动力。



a. 路径P1



b. 路径P2

图8 不同路径下的氢浓度分布

Fig. 8 Hydrogen concentration distribution in different paths

2.4 缺陷的几何特征对氢浓度的影响

不同长度、深度和形状的腐蚀缺陷在 0.3 mm 拉伸位移作用下扩散 120 min 后的氢浓度分布如图 9 所示。图 9a 为不同长度(分别为 0.8、1.0、1.2、1.4 mm)、深度为 0.20 mm 腐蚀缺陷处的氢分布。可看出,氢原子在缺陷处呈现明显的聚集现象,且随缺陷长度的增加,缺陷处的氢浓度逐渐降低。当缺陷长度从 0.8 mm 增大到 1.4 mm 时,腐蚀缺陷处的 $C_{\max}$ 反而从 134 mol/m³ 下降至 101 mol/m³(表 3)。这一现象表明,氢原子更倾向于向高应力或应力集中区域聚集,而随着缺陷长度的增加,氢原子聚集的区域范围逐渐扩大。不同深度(分别为 0.15、0.20、0.25、0.30 mm)、长度为 1 mm 腐蚀缺陷处的氢分布如图 9b 所示。氢原子在腐蚀缺陷处聚集,且缺陷深度越大,氢浓度越高。当缺陷深度从 0.15 mm 增大到 0.30 mm 时,腐蚀缺陷处的 $C_{\max}$ 也从 112 mol/m³ 增大到 154 mol/m³(表 3)。结果表明,当其他条件保持不变的情况下,随着缺陷深度的增大,腐蚀缺陷处的 $C_{\max}$ 显著升高。同样条件下,长 1.0 mm、深 0.2 mm 的三角形和椭圆形腐蚀缺陷处的氢原子分布情况如图 9c 所示。对于具有三角形腐蚀缺陷的试样,在拉伸位移为 0.3 mm 并扩散 120 min 后,其 $C_{\max}$ 为 118 mol/m³;而对于具有椭圆形腐蚀缺陷的试样,在相同的条件下,其 $C_{\max}$ 为 119 mol/m³。由此可见,在缺陷长度和深度相同的情况下,缺陷的形状对拉伸过程中的应力集中无显著影响,同时也不会对氢原子的扩散行为产生明显影响。氢原子最终仍倾向于向高应力或应力集中区域聚集。

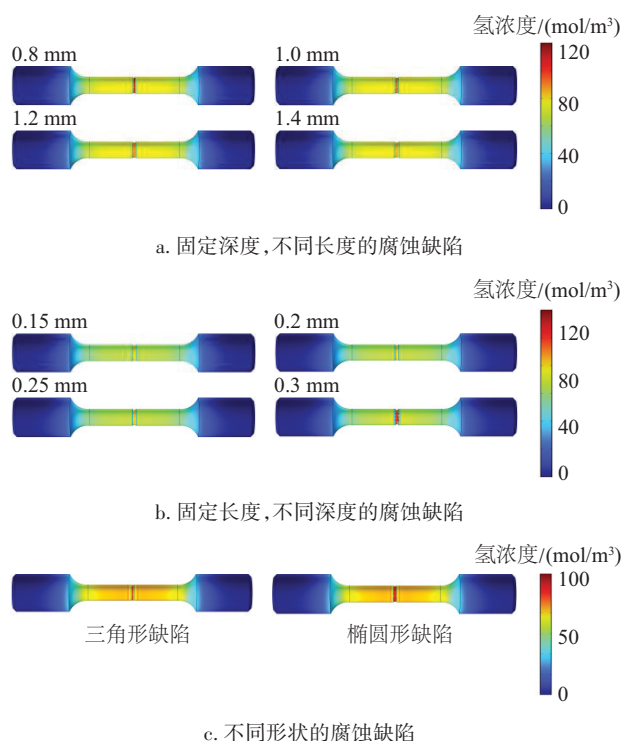


图9 不同长度、深度和形状缺陷处的氢浓度

Fig. 9 Hydrogen concentrations at different length, depth, and shape defects

表3 不同长度和深度缺陷处的 $C_{\max}$

Table 3 $C_{\max}$ at defects of different lengths and depths

长度/mm	0.8	1.0	1.2	1.4	1.0		
深度/mm	0.20				0.15	0.25	0.30
$C_{\max}/(\text{mol}/\text{m}^3)$	134	118	104	101	112	139	154

3 讨 论

3.1 塑性应变对腐蚀缺陷处氢原子浓度的影响

上述研究表明,外加载荷会使腐蚀缺陷区域的局部应力、等效塑性应变以及氢浓度明显增大。在含有腐蚀缺陷的试样中,塑性应变不仅会使试样整体的 von Mises 应力增大,且腐蚀缺陷区域的 von Mises 应力增幅更为显著(见图 3)。这一现象可归因于试样截面的应力分布与截面积呈反比,腐蚀缺陷区域由于截面积较小,承受的应力更大。然而,静水应力和等效塑性应变的显著增加主要集中在腐蚀缺陷的中心区域,相比之下,其他区域的变化并不明显(见图 4 和图 5)。

在无拉伸位移的条件下,氢原子沿试样边界向内部和两侧氢浓度低的区域均匀扩散(见图 6a)。最终扩散达到平衡,试样内部的氢浓度趋于均匀分布。然而,当塑性应变逐渐增大时,腐蚀缺陷处的氢浓度显著升高(见图 6b)。这是由于塑性应变产生的静水应力在腐蚀缺陷处达到了峰值,且静水应力分布呈现一定的对称性特征(见图 7)。由图 8 可看出 $C_{\max}$ 出现在缺陷的中心区域。此外,在不同路径下的静水应力和氢浓度分布趋势一致,这表明塑性应变产生的静水应力对氢原子的扩散路径具有显著影响。氢原子在静水应力梯度的作用下逐渐向应力集中区域扩散,即腐蚀缺陷处聚集。图 10 揭示了在拉伸过程中氢吸附、扩散和聚集到管材的机理。分子氢分解成氢原子进入钢,进入钢中的氢原子被金属晶格捕获,而在拉伸过程中,由于出现应力集中现象,氢原子逐渐向塑性变形区域聚集。

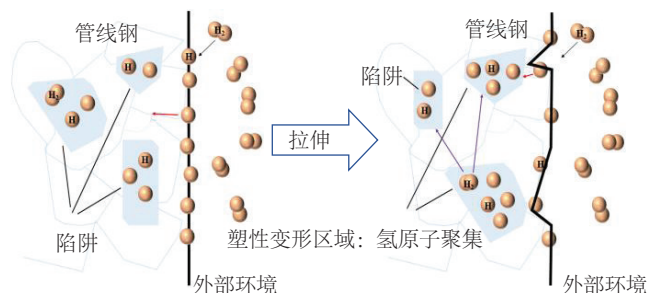


图10 拉伸过程中氢吸附、扩散和聚集到管材的机理

Fig. 10 Mechanism of hydrogen adsorption, diffusion and aggregation in pipe during stretching

模拟结果进一步证实,在施加塑性应变的条件下,氢原

子的扩散主要由静水应力驱动,而非 von Mises 应力驱动。这一发现为理解塑性应变对氢原子扩散行为的影响提供了重要的理论依据。

3.2 缺陷的几何特征对腐蚀缺陷处氢原子浓度的影响

本研究进一步表明,缺陷的长度和深度对腐蚀缺陷处氢浓度具有显著影响(见图 9a 和图 9b)。随着缺陷长度的减小和深度的增加,腐蚀缺陷处的 $C_{\max}$ 逐渐升高(见表 3)。由此可见,较狭窄且较深的腐蚀缺陷更易在局部区域积聚更多的氢原子。此外,当腐蚀缺陷的长度和深度固定时,其形状对氢原子的扩散影响较小(见图 9c)。例如,在长度为 1.0 mm、深度为 0.2 mm 的情况下,带有三角形和椭圆形腐蚀缺陷的试样中氢浓度分布基本一致。总体而言,氢原子最终仍倾向于向高应力或应力集中区域聚集。

3.3 输氢管道对 HE 的影响

上述研究可知,氢原子在应力梯度驱动下的扩散行为、腐蚀缺陷的几何特征引发的应力集中以及材料微观缺陷对氢的捕获效应,共同构成了复杂的失效风险网络。设计管道时制定基于氢脆敏感性的缺陷深宽比(depth to width ratio, DWR)阈值。数据模拟表明,当 DWR 从 0.30 减小到 0.14 时,缺陷中心氢浓度降低 52%。建议在管道标准(如 ASME B31.12)中增设 $DWR \leq 0.3$ 的强制要求。

随着 H 原子在腐蚀缺陷处的积累,在局部应力足够高时,即使在低氢浓度下也有可能引发裂纹,其中氢致塑性变形理论(hydrogen enhanced localized plasticity, HELP)机制主导了裂纹过程。随着工作压力或缺陷深度的增加,腐蚀缺陷处的局部应力升高,由于应力驱动的扩散,累积的氢浓度有增加的趋势。因此,通过氢致弱键理论(hydrogen enhanced decohesion, HEDE)机制,钢在局部部位开裂的敏感性将会增加。因此,该工作可帮助管道操作人员评估和预测管道氢脆(hydrogen embrittlement, HE)和开裂的潜在发生位置。

4 结 论

本文利用有限元软件进行数值模拟,系统分析了 X65 钢在不同塑性应变条件下的应力和应变分布规律,并探讨了不同塑性应变、缺陷的几何特征对试样腐蚀缺陷处氢原子浓度分布的影响规律。主要得出以下结论:

1) 当在试样上外加载荷时,腐蚀缺陷处的局部应力、等效塑性应变以及氢浓度均明显增大。塑性应变会使试样整体的 von Mises 应力升高,而静水应力和等效塑性应变的显著升高则主要集中在腐蚀缺陷的中心区域。

2) 在无塑性应变条件下,氢扩散主要由浓度梯度驱动,其流动方向为从高浓度区域向低浓度区域扩散,最终使试样内部的氢浓度达到稳定状态。然而,当存在塑性应变时,氢原子的扩散行为受到静水应力梯度的驱动,表现为氢原子向应力集中区域(即腐蚀缺陷处)聚集。

3) 缺陷的几何特征(如长度和深度)对试样内部氢原子扩散具有显著影响。在窄且深的缺陷中,氢原子更易发生聚集。在塑性应变作用下,缺陷的长度和深度对腐蚀缺陷处最大氢原子浓度的影响尤为明显,而对最小氢原子浓度的影响则相对较小。

[参考文献]

- [1] 付强, 杨洸, 金辉, 等. 中国氢能产业链技术现状及发展趋势[J]. 油气与新能源, 2024, 36(4): 19-30.
FU Q, YANG G, JIN H, et al. Technical status and development trends of hydrogen energy industry chain technology in China[J]. Petroleum and new energy, 2024, 36(4): 19-30.
- [2] 廖红波, 张雪霞, 岳嘉玲, 等. 氢气储运技术发展及展望[J]. 太阳能学报, 2024, 45(11): 691-699.
LIAO H B, ZHANG X X, YUE J L, et al. Development and prospect of hydrogen storage and transportation technology [J]. Acta energiae solaris sinica, 2024, 45 (11): 691-699.
- [3] LI J Q, WU Z Y, ZHU L J, et al. Investigations of temperature effects on hydrogen diffusion and hydrogen embrittlement of X80 pipeline steel under electrochemical hydrogen charging environment [J]. Corrosion science, 2023, 223: 111460.
- [4] 程旺军, 崔栋栋, 孙耀宁, 等. 基于液氢储运的超低温不锈钢微观组织演变与力学性能研究进展[J]. 太阳能学报, 2024, 45(6): 117-124.
CHENG W J, CUI D D, SUN Y N, et al. Research progress of microstructure evolution and mechanical properties of ultra-low temperature stainless steel based on liquid hydrogen storage and transportation [J]. Acta energiae solaris sinica, 2024, 45(6): 117-124.
- [5] KIM C M, KIM Y P, KIM W S. Influence of gaseous components and pressures on hydrogen embrittlement of natural gas pipeline [J]. Journal of mechanical science and technology, 2017, 31(8): 3691-3695.
- [6] 圣业帆. 管线钢表面状态对其氢渗透性能影响研究 [D]. 重庆: 重庆科技学院, 2023.
SHENG Y F. Study on the influence of surface state of pipeline steel on its hydrogen permeability [D]. Chongqing: Chongqing University of Science & Technology, 2023.
- [7] DU Q, LIU Z D, YANG J, et al. Hydrogen permeation and hydrogen damage behavior of high strength casing steel in acidic environment [J]. International journal of electrochemical science, 2023, 18(7): 100136.
- [8] CUI T C, LIU P F, GU C H. Finite element analysis of hydrogen diffusion/plasticity coupled behaviors of low-alloy ferritic steel at large strain [J]. International journal of

- hydrogen energy, 2017, 42(31): 20324-20335.
- [9] POLETAEV G M, ZORYA I V, NOVOSELOVA D V, et al. Molecular dynamics simulation of hydrogen atom diffusion in crystal lattice of FCC metals[J]. International journal of materials research, 2017, 108(10): 785-790.
- [10] SHELYAPINA M G, VYVODTCEVA A V, KLYUKIN K A, et al. Hydrogen diffusion in metal-hydrogen systems via NMR and DFT [J]. International journal of hydrogen energy, 2015, 40(47): 17038-17050.
- [11] ZHANG J, CHENG Y F. Study by finite element modeling of hydrogen atom diffusion and distribution at a dent on existing pipelines for hydrogen transport [J]. Journal of cleaner production, 2023, 418: 138165.
- [12] GUO S W, XU L Y, DONG S H, et al. Finite element modeling of hydrogen atom diffusion and distribution at corrosion defect on aged pipelines transporting hydrogen [J]. International journal of hydrogen energy, 2023, 48(36): 13566-13577.
- [13] KUMNICK A J, JOHNSON H H. Deep trapping states for hydrogen in deformed iron [J]. Acta metallurgica, 1980, 28(1): 33-39.
- [14] GORBAN A N, SARGSYAN H P, WAHAB H A. Quasichemical models of multicomponent nonlinear diffusion [J]. Mathematical modelling of natural phenomena, 2011, 6(5): 184-262.
- [15] YANG F Q, ZHAN W J, YAN T, et al. Numerical analysis of the coupling between hydrogen diffusion and mechanical behavior near the crack tip of titanium [J]. Mathematical problems in engineering, 2020, 2020(1): 3618589.
- [16] WIJMANS J G, BAKER R W. The solution-diffusion model: a review [J]. Journal of membrane science, 1995, 107(1/2): 1-21.
- [17] KROM A H M, KOERS R W J, BAKKER A. Hydrogen transport near a blunting crack tip [J]. Journal of the mechanics and physics of solids, 1999, 47(4): 971-992.
- [18] HIRTH J P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel [J]. Metallurgical transactions A, 1980, 11(6): 861-890.
- [19] MCLELLAN A G. Non-hydrostatic thermodynamics of chemical systems [J]. Proceedings of the royal society of London a mathematical and physical sciences, 1970, 314(1518): 443-455.
- [20] XU L Y, CHENG Y F. Corrosion of X100 pipeline steel under plastic strain in a neutral pH bicarbonate solution [J]. Corrosion science, 2012, 64: 145-152.

NUMERICAL SIMULATION OF HYDROGEN DISTRIBUTION AT CORROSION DEFECT OF X65 STEEL UNDER APPLIED LOAD

Jin Shuhan¹, Liu Liang², Sun Dongxu¹, Liu Chengwei¹, Yu Yang¹, Xu Ming¹

(1. College of Petroleum and Natural Gas Engineering, Liaoning Petroleum and Chemical University, Fushun 113001, China;

2. CNOOC (Tianjin) Pipeline Engineering Technology Co., LTD., Binhai 300450, China)

Abstract: This study establishes a three-dimensional stress-induced hydrogen diffusion model by using finite element analysis and simulates the plastic strain at the defects and its influence on the diffusion and aggregation behaviour of hydrogen atoms under large deformation conditions by using the nonlinear hardening function. The results show that the plastic strain significantly increases the local stress, the equivalent plastic strain, and the hydrogen concentration in the corrosion defect region. Plastic strain increases the overall von Mises stress in the specimen, while the significant increase in hydrostatic stress and equivalent plastic strain is mainly concentrated in the central region of the corrosion defect. In the absence of plastic strain, the diffusion of hydrogen atoms is mainly driven by the concentration gradient, and the flow direction is from the region of high concentration to the region of low concentration, which ultimately leads to a steady state of hydrogen atom concentration inside the specimen. However, when plastic strain exists, the diffusion behaviour of hydrogen atoms is driven by the hydrostatic stress gradient, which is manifested by the aggregation of hydrogen atoms towards the stress concentration region (i.e., at the corrosion defect). In addition, narrow and deep corrosion defects are more likely to lead to local accumulation of hydrogen atoms, while the shape of the defect has relatively little effect on the distribution of hydrogen concentration.

Keywords: hydrogen energy; hydrogen embrittlement; plastic strain; numerical simulation; X65 pipeline steel; corrosion defects; hydrogen diffusion