

# 轴向应变作用下含腐蚀缺陷 X80 管道 氢渗透的有限元分析

刘韦辰<sup>1,2</sup>, 韦博鑫<sup>1,2\*</sup>, 尹航<sup>1,2</sup>, 许进<sup>1,2</sup>, 于长坤<sup>1</sup>, 孙成<sup>1,2</sup>

(1.中国科学院金属研究所 辽宁沈阳土壤大气环境材料腐蚀国家野外科学观测研究站, 沈阳 110016; 2.中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110016)

**摘要:** **目的** 研究在役天然气管道掺氢输送条件下氢原子在管道腐蚀缺陷处的扩散和分布情况及应变对腐蚀缺陷处氢扩散行为的影响。**方法** 利用 COMSOL 软件, 将固体力学模型和扩散模型相结合, 建立了基于有限元的氢原子扩散渗透模型, 研究了在纵向拉伸应变作用下 X80 钢制管道不同尺寸腐蚀缺陷处氢原子的分布情况。**结果** 在没有拉伸应变的情况下, 氢原子一旦进入管道内, 在浓度梯度的驱动下, 沿径向梯度扩散到管道内。当在管道上施加应变时, 氢原子的扩散受到静水应力的驱动。氢原子在腐蚀缺陷处的最大浓度超过了进入管道的氢原子初始浓度。**结论** 氢原子在腐蚀缺陷处聚集。此外, 施加的拉伸应变也影响氢原子聚集的位置, 随着缺陷长度的减小和深度的增大, 在内壁腐蚀缺陷处, 更多的氢原子会集中在缺陷中心和尖端。

**关键词:** X80 管道; 氢扩散; 腐蚀缺陷; 应变; 有限元模拟; 点蚀

**中图分类号:** TE832 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)08-0084-09

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.08.008

## Finite Element Analysis of Hydrogen Permeation in X80 Pipeline with Corrosion Defects under Axial Strain

LIU Weichen<sup>1,2</sup>, WEI Boxin<sup>1,2\*</sup>, YIN Hang<sup>1,2</sup>, XU Jin<sup>1,2</sup>, YU Changkun<sup>1</sup>, SUN Cheng<sup>1,2</sup>

(1. Liaoning Shenyang Soil and Atmosphere Corrosion of Material National Observation and Research Station, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

**ABSTRACT:** One potential issue in using existing natural gas pipelines to transport hydrogen in the form of hydrogen blending natural gas is hydrogen damage of high-strength pipeline steel. The hydrogen damage of pipelines is closely related to the diffusion and trapping of hydrogen atoms in pipeline steel. The diffusion and distribution of hydrogen atoms at corrosion defects in in-service natural gas pipelines under the condition of hydrogen blending transportation, and the effect of strain on hydrogen diffusion behavior at corrosion defects are unclear. In this paper, a hydrogen atoms diffusion model was established based on the finite element method by COMSOL software to combine the solid mechanics model and the diffusion model. The distribution of

收稿日期: 2023-05-31; 修订日期: 2023-09-26

**Received:** 2023-05-31; **Revised:** 2023-09-26

**基金项目:** 国家自然科学基金 (51871228); 中国科学院金属研究所创新基金 (2023-PY12)

**Fund:** National Natural Science Foundation of China (51871228); Innovation Fund of Institute of Metals Research, Chinese Academy of Sciences (2023-PY12)

**引文格式:** 刘韦辰, 韦博鑫, 尹航, 等. 轴向应变作用下含腐蚀缺陷 X80 管道氢渗透的有限元分析[J]. 表面技术, 2024, 53(8): 84-92.

LIU Weichen, WEI Boxin, YIN Hang, et al. Finite Element Analysis of Hydrogen Permeation in X80 Pipeline with Corrosion Defects under Axial Strain[J]. Surface Technology, 2024, 53(8): 84-92.

\*通信作者 (Corresponding author)

hydrogen atoms at different sizes of corrosion defects in X80 pipelines under longitudinal tensile strain was studied. The mechanical curve of X80 steel was obtained through experiments before modeling. This article adopted the Ramberg-Osgood (R-O) relationship for X80 steel in order to obtain better computational efficiency and accuracy, and to better describe the nonlinear mechanical properties of the material. For further analyzing the effect of strain on the hydrogen atom diffusion at the corrosion defect, a geometric model containing corrosion defects on the inner wall of the pipeline was established, in which the thickness of the pipeline wall was 12.7 mm and the length of the pipeline section was 3 000 mm. For boundary conditions, assuming that no hydrogen atoms initially entered the steel, the initial diffusion surface was the interface between hydrogen and the inner surface of the pipeline (i.e. the inner wall of the pipeline), and the initial diffusion hydrogen atom concentration was  $10 \text{ mol/m}^3$ . The loads were 0%, 0.1%, 0.2%, 0.3%, 0.5%, 0.8%, and 1% longitudinal tensile strains to simulate the effect of ground motion. The local strain at the corrosion defect was variable. Afterwards, the grid was divided and solved using the direct solver MUMPS. Analyzing the results could lead to the following conclusions: under the free state, once hydrogen atoms entered the steel, they would diffuse radially driven by concentration gradients. When the pipeline suffered from the strain, the diffusion of hydrogen atoms was driven by hydrostatic stress. The maximum concentration of hydrogen atoms at the corrosion defect exceeded the initial concentration of hydrogen atoms, indicating that the hydrogen atoms accumulated at the corrosion defect. For the corrosion defects on the inner wall of the pipeline, the application of tensile strain would greatly change the distribution of hydrogen atoms in the pipeline. The maximum concentration of hydrogen atoms always occurred near the center of the corrosion defect and near the outer wall of the pipeline, while the concentration of hydrogen atoms was lower in other areas of the pipeline. As the length of the inner wall corrosion defect decreased and the depth increased, more hydrogen atoms concentrated at the center and tip of the corrosion defect. When the depth of the defect was constant, the accumulation of hydrogen atoms at the corrosion defects on the inner wall of the pipeline became more and more obvious as the length of the defect decreased. In other words, narrow corrosion defects tended to aggregate more hydrogen atoms. Similarly, when the defect length was constant, the concentration of hydrogen atoms increased as the corrosion defect deepened.

**KEY WORDS:** X80 pipelines; hydrogen atom diffusion; corrosion defect; strain; finite element modeling; pitting

氢能作为一种洁净能源, 在世界各国能源转型中的应用价值日益突显, 同时, 也是我国实现“碳达峰、碳中和”目标的重要能源载体<sup>[1-2]</sup>。预计到 2050 年, 氢的利用可以满足全球 18% 的能源需求, 同时每年减少 60 亿 t 二氧化碳排放<sup>[3]</sup>。在现有氢能储运技术中, 管道输送是实现长距离运输、氢能大规模利用的重要方式, 利用已有天然气管网以掺氢天然气的形式输送氢气最具经济性<sup>[4]</sup>。

然而, 利用现有天然气管道以掺氢天然气的形式输送氢气带来一个潜在问题, 即高强管线钢的氢损伤。管道的氢损伤与氢在管线钢中的扩散与捕获行为密切相关。管线钢内部存在晶体缺陷, 它们可以把氢捕获在自己的周围, 在应力作用下, 使局部发生损伤 (如塑性降低、氢致开裂等)<sup>[5]</sup>。一般来说, “氢陷阱”特别是不可逆陷阱的存在会增大晶格内氢的溶解度, 减少晶格内的可扩散氢原子<sup>[6]</sup>。虽然被捕获的氢原子被认为不太可能引起降解, 但是可扩散的氢原子和被捕获在可逆陷阱中的氢原子可以向高应力区域扩散, 导致氢脆的发生<sup>[7]</sup>。然而, 当被捕获的氢原子重新结合形成氢分子时, 局部压力升高会导致氢致开裂<sup>[8]</sup>。管线钢内部的位错、晶界、析出相、非金属夹杂物等是典型的氢陷阱<sup>[9]</sup>, 研究人员对各种冶金氢陷阱中的氢捕获进行了广泛的研究<sup>[10]</sup>。在役天然气管

道内表面通常不可避免存在腐蚀、划痕等各种表面缺陷<sup>[11]</sup>。管土交互作用使管道受到较大载荷作用而产生纵向应变<sup>[12]</sup>。目前针对应力对管线钢腐蚀的影响进行了大量的研究, 点蚀坑底部应力集中区成为裂纹萌生源, 诱发管线钢的应力腐蚀开裂。截至目前, 关于氢原子在 X80 管道腐蚀缺陷处的扩散和分布的研究少有报道, 在严格边界条下载荷作用对腐蚀缺陷处氢渗透及扩散行为的影响尚不清楚。

本文开发了基于有限元的多物理场耦合模型, 对不同应变条件下 X80 钢管内壁腐蚀缺陷处的氢原子扩散和分布进行了模拟。研究了应变水平和腐蚀缺陷尺寸 (即长度和深度) 对 X80 钢管内壁腐蚀缺陷处局部应力和应变大小、氢原子分布及浓度的影响。研究结果有助于评估在役管道掺氢的氢脆敏感性。

## 1 实验

### 1.1 氢原子扩散模型

氢原子扩散模型遵循 Oriani 的平衡理论<sup>[13]</sup>和 Taylor 的位错模型<sup>[14]</sup>。晶格位置上氢原子的浓度如式 (1) 所示<sup>[15]</sup>。

$$C_L = \theta_L N_L \quad (1)$$

式中:  $\theta_L$  为晶格格点占用率,  $0 < \theta_L < 1$ , 为已占用

的间隙晶格位置与总可用晶格位置之比； $N_L$  为单位体积内的晶格格点数，可以用阿伏伽德罗常数  $N_A=6.02 \times 10^{23} \text{ mol}^{-1}$  和主晶格的摩尔体积  $V_M=7.09 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$  之间的关系来定义， $N_L$  的计算如式 (2) 所示。

$$N_L = \beta \frac{N_A}{V_M} \quad (2)$$

式中： $\beta$  为每个主原子的正常间隙晶格格点数。对于铁， $\beta=6$ <sup>[15]</sup>，计算得铁的  $N_L=5.1 \times 10^{29} \text{ sites/m}^3$ 。类似地，陷阱氢原子的浓度计算如式 (3) 所示。

$$C_T^{(j)} = \theta_T^{(j)} N_T^{(j)} \quad (3)$$

式中： $\theta_T^{(j)}$  为氢原子在陷阱格点  $j$  处的占有率； $N_T^{(j)}$  为每单位体积内特定的陷阱格点的数目。在式 (3) 中，每个陷阱处的原子数目  $\alpha_T^{(j)}$  被认为等于 1<sup>[15]</sup>，因此在表达式中省略。这一假设是为了使每个陷阱中可以储存的每个氢原子结合能的概念正规化。

在晶格氢原子与陷阱氢原子平衡的体系中，总氢原子浓度公式如式 (4) 所示。

$$C = C_L + \sum_j C_T^{(j)} \quad (4)$$

因此，总氢原子浓度对时间  $t$  的偏导数如式 (5) 所示。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial C_L}{\partial t} + \sum_j \frac{\partial C_T^{(j)}}{\partial t} \quad (5)$$

根据 Oriani 的平衡理论<sup>[13]</sup>，晶格扩散松弛时间比补充或耗尽陷阱所需的时间长，具体的公式如式 (6) 所示。

$$\frac{\theta_T^{(j)}}{1 - \theta_T^{(j)}} = \frac{\theta_L}{1 - \theta_L} K_T^{(j)} \quad (6)$$

式中： $K_T^{(j)}$  为陷阱  $j$  处的平衡常数。它与陷阱结合能  $W_B^{(j)}$  的关系如式 (7) 所示。

$$K_T^{(j)} = \exp\left(\frac{-W_B^{(j)}}{RT}\right) \quad (7)$$

式中： $R=8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ ，为通用气体常数； $T$

为热力学温度。

为了考虑氢原子在迁移过程中的陷阱捕获和解吸效应，并且考虑到低占用率情况 ( $\theta_L \ll 1$ )，有效扩散系数可以定义为式 (8)<sup>[16]</sup>。

$$D_{\text{eff}} = D \frac{dC_L}{dC_T} = D \frac{C_L}{C_L + \sum_j C_T^{(j)} (1 - \theta_T^{(j)})} \quad (8)$$

式中： $D$  为晶格扩散系数。

考虑应力驱动扩散和陷阱俘获的质量传递方程如式 (9) 所示<sup>[16]</sup>。

$$\frac{D}{D_{\text{eff}}} \frac{\partial C_L}{\partial t} = D \nabla^2 C_L - \nabla \cdot \left( \frac{DC_L}{RT} \bar{V}_H \nabla \sigma_h \right) + \theta_T^{(j)} \frac{dN_T^{(j)}}{d\varepsilon_p} \frac{\partial \varepsilon_p}{\partial t} \quad (9)$$

式中： $\bar{V}_H = 2 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ，表示氢原子在固溶体中的偏摩尔体积； $\sigma_h = \text{trace}(\sigma)/3$ ，表示静水应力； $\varepsilon_p$  为有效塑性应变。式 (9) 解释了力学量的影响，即静水应力、塑性应变和应变速率对扩散过程的影响。

位错的陷阱密度以及由此产生的陷阱氢浓度可以通过晶格格点上的陷阱数目  $N_T$  和有效塑性应变  $\varepsilon_p$  之间的关系确定<sup>[16]</sup>，如式 (10) 所示。

$$\log N_T = 23.26 - 2.33 \exp(-5.55 \varepsilon_p) \quad (10)$$

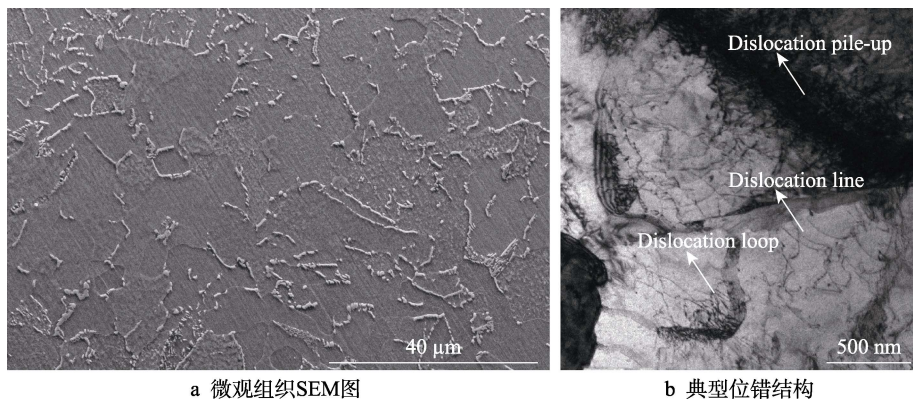
式 (10) 是从  $\alpha\text{-Fe}$  的实验数据中推导出来的<sup>[17]</sup>，用来描述晶格畸变和氢原子吸收之间的关系。式 (10) 预测了在低应变水平下塑性变形处的陷阱数量急剧增加，并且饱和区域位于  $\varepsilon_p=0.8$  处<sup>[16]</sup>。

对于陷阱处俘获的氢原子的浓度，Olden 等<sup>[18]</sup> 根据文献[19]报道的数据提出了陷阱处俘获的氢原子浓度与塑性应变之间的线性关系，如式 (11) 所示。

$$C_T = (49.0 \varepsilon_p + 0.1) C_L \quad (11)$$

## 1.2 微观组织特征观察

本文使用的材料是 X80 管线钢，使用场发射扫描电子显微镜 (FEI Quanta 450, USA) 和透射电子显微镜 (Tallos F200X) 对钢的微观组织结构进行观察。X80 管线钢的微观组织 SEM 图和典型位错结构如图 1 所示，X80 钢的显微组织由铁素体与珠光体组



a 微观组织SEM图

b 典型位错结构

图 1 X80 管线钢的微观组织 SEM 图和典型位错结构

Fig.1 SEM image of microstructure and typical dislocation structure of X80 pipeline steel: a) SEM image of microstructure; b) typical dislocation structure

成,从明场相图片可以明显观察到位错线、位错环及位错塞积等显微结构。

1.3 有限元模型建立

在 COMSOL 软件中,氢原子扩散的质量守恒方程如式 (12) 所示<sup>[20]</sup>。

$$\frac{\partial c}{\partial t} + \nabla \cdot (-D \nabla c) = R_a$$
 (12)

式中:  $c$  为氢原子的浓度;  $R_a$  为氢原子反应速率的表达式。对比式 (9) 与式 (12) 可得:

$$c = C_L$$
 (13)

$$D = D_{\text{eff}}$$
 (14)

$$R_a = -\nabla \cdot \left( \frac{D_{\text{eff}} C_L \overline{V_H}}{RT} \nabla \sigma_h \right) + \theta_T^{(j)} \frac{dN_T^{(j)}}{d\varepsilon_p} \frac{\partial \varepsilon_p}{\partial t}$$
 (15)

其中  $D_{\text{eff}}$  可由式 (8) 和 (11) 式联立求得,

$N_T$  可由式 (10) 求得。

1.4 X80 钢拉伸性能的建模

建模前通过实验得到了 X80 钢的拉伸曲线,如图 2a 所示。一般来说,钢的有限元分析模型包括双线性应力-应变关系<sup>[21]</sup>、各向同性硬化模型<sup>[22]</sup>、真实应力-应变数据和 Ramberg-Osgood (R-O) 关系<sup>[23]</sup>。根据 API 579-1/ASME FFS-1 2016,本文采用了 R-O 模型。对于 X80 钢, R-O 模型如式 (16) 所示<sup>[24]</sup>。

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + 0.079 \left( \frac{\sigma}{\sigma_u} \right)^{12.64}$$
 (16)

式中:  $\varepsilon$  为工程应变;  $\sigma$  为工程应力;  $E$  为杨氏模量;  $\sigma_u$  为极限抗拉强度。X80 钢的 R-O 关系曲线如图 2b 所示。X80 钢的力学性能以及本工作中用于建模的一些参数如表 1 所示。

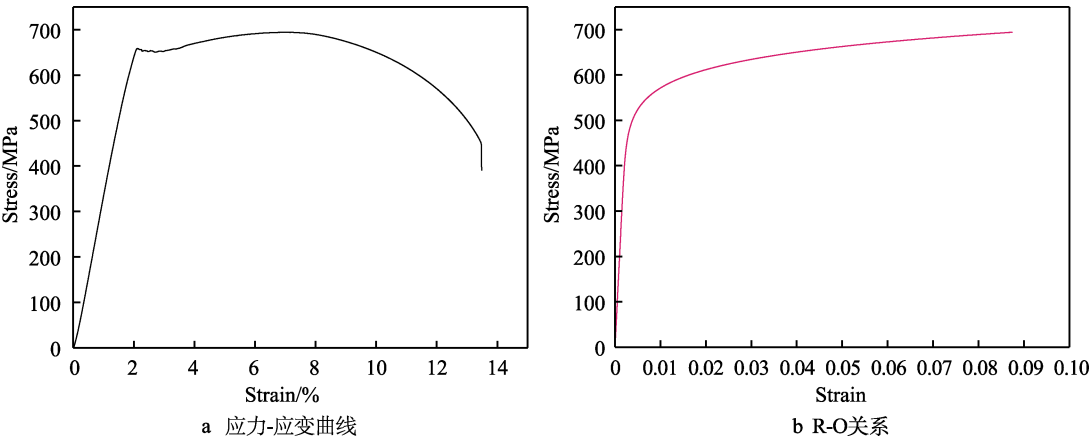


图 2 X80 管线钢的应力-应变曲线及 R-O 关系  
Fig.2 Stress-strain curve and R-O model of X80 pipeline steel: a) stress-strain curve ; b) R-O model

表 1 本工作建模所使用的参数  
Tab.1 Some parameters used for modeling  
X80 pipeline steel in this work.

Physical quantity	Value of physical quantity
Density of steels $\rho$	7.8 g/cm <sup>3</sup>
Elastic modulus $E$	200 GPa
Poisson's ratio $\nu$	0.3
Yield strength $\sigma_y$	601 MPa
Ultimate tensile strength $\sigma_b$	684 MPa
Relative atomic mass of steels $M_1$	56 g/mol
Relative atomic mass of H <sub>2</sub> $M_2$	2.02 g/mol
Lattice hydrogen diffusivity $D_L$	$5.42 \times 10^{-9}$ m <sup>2</sup> /s <sup>[25]</sup>
Partial molar volume of hydrogen $V_h$	$2 \times 10^{-6}$ m <sup>3</sup> /mol <sup>[26]</sup>
Avogadro's number $N_A$	$6.023 \times 10^{23}$ mol <sup>-1</sup>
Universal gas constant $R$	8.314 J/(mol·K)
Absolute temperature $T$	293.15 K

1.5 初始条件和边界条件

为了分析应力对腐蚀缺陷处氢原子扩散的影响,建立了含有管道内壁腐蚀缺陷的几何模型,其中管壁厚度为 12.7 mm,管段长度为 3 000 mm。含有管道内壁腐蚀缺陷的三维模型如图 3a 所示。管道内壁腐蚀缺陷处沿着长轴的剖面图如图 3b 所示,该图对图 3a 中的腐蚀缺陷进行了放大观察。为了更直观地研究管道内壁腐蚀缺陷对氢原子扩散和分布状况的影响,采用图 3c 所示的管道内壁腐蚀缺陷处沿着长轴的剖面图(二维模型)进行结果展示,图 3c 显示了氢扩散过程中具有腐蚀缺陷的 X80 钢的物理模型,箭头指向表示氢原子的扩散方向。将腐蚀缺陷处不规则的形状近似为椭圆形(见图 3d),其长度(18、20、22、24 mm)和深度(占管壁厚度的 10%、20%、40%和 60%)各不相同。该工作没有考虑腐蚀过程中缺陷长径比的变化,假定长度和深度是不相关的。



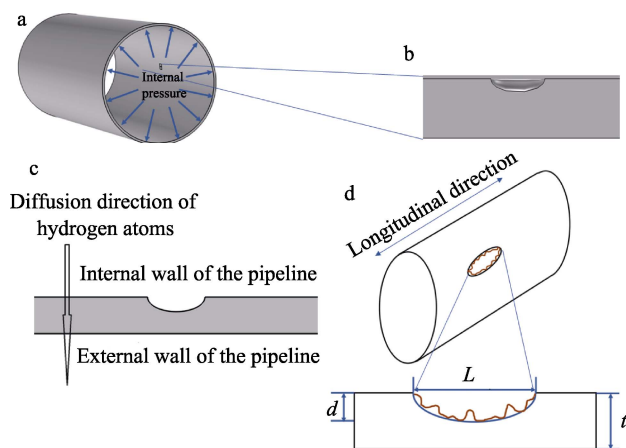


图3 管道内壁上有腐蚀缺陷的模型的示意图 (a)、管道上腐蚀缺陷的横截面示意图 (b)、具有腐蚀缺陷的 X80 钢的物理模型示意图 (c) 以及管段上存在的腐蚀缺陷的几何形状示意图 (d)

Fig.3 Schematic diagrams of a model with corrosion defects on internal wall of pipeline (a), a cross-sectional view of corrosion defect on pipeline (b), a physical model of X80 steel pipeline with corrosion defects (c), and geometry of corrosion defects on pipe segment (d)

假定最初没有氢原子进入钢中,以氢气与管道内表面的界面(即管道内壁)为初始扩散面,初始扩散氢原子浓度为  $10 \text{ mol/m}^3$ 。将管道内壁设置为自由边界,外壁沿径向固定。将管道左端纵向固定,右端分别加载 0%、0.1%、0.2%、0.3%、0.5%、0.8%、1% 的纵向拉伸应变,腐蚀缺陷处的局部应变是可变的。

管道中的主要观察对象为腐蚀缺陷附近的管道,所以在进行有限元的网格划分时,对腐蚀缺陷处与管道其余部分采取不同精度的网格划分策略。图4为管道的有限元网格划分图,其中图4a为管道有限元网格划分的整体图,图4b为管道有限元网格划分的半剖图,在图4a和图4b中,网格划方法为六面体网格划分法;图4c为腐蚀缺陷处的放大图,可以看出,腐蚀缺陷处的网格划分方法为自由四面体划分方法。管道除腐蚀缺陷外的地方采用六面体网格进行扫描

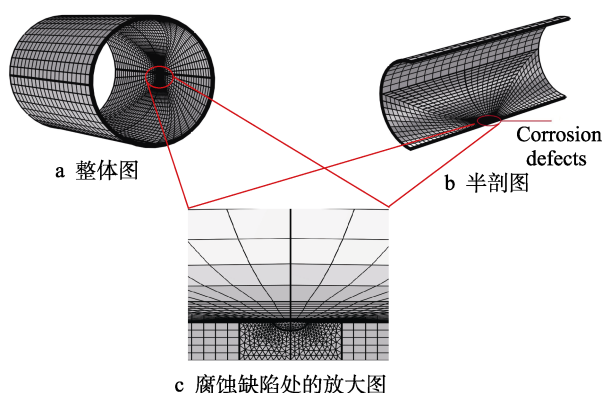


图4 管道的有限元网格划分图

Fig.4 Diagram for finite element meshing of pipeline:  
a) overall diagram; b) semi sectional view;  
c) enlarged view of corrosion defects

划分(如图4a所示),共划分出14 000个单元的小网格,网格的最大和最小元素尺寸分别为40 mm和9.14 mm,最大单元生长速率为1.5,曲率因子为0.6,窄区分辨率为0.5;腐蚀缺陷处采用自由四面体网格进行划分(如图4c所示),共划分出35 739个单元的小网格,网格的最大和最小元素尺寸分别为15 mm和1 mm,最大单元生长速率为1.1,曲率因子为0.5,窄区分辨率为0.8。网格划分好后采用直接求解器MUMPS进行求解,设置扩散时间为  $5 \times 10^8 \text{ s}$ ,最后耗费58'38"完成COMSOL建模。

## 1.6 管段腐蚀缺陷处的应力-应变建模

对含有腐蚀缺陷的管段采用弹塑性固体应力模型。采用各向同性硬化模型,其中硬化函数如式(17)所示<sup>[27]</sup>。

$$\sigma_{\text{hard}} = \sigma_{\text{exp}}(\varepsilon_{\text{eff}}) - \sigma_y = \sigma_{\text{exp}}\left(\varepsilon_p + \frac{\sigma_e}{E}\right) - \sigma_y \quad (17)$$

式中:  $\sigma_{\text{hard}}$  为由实测的 X80 管线钢的工程应力-应变曲线推导出实验应力函数;  $\varepsilon_{\text{eff}}$  为有效应变;  $\sigma_y$  为屈服强度;  $\sigma_e$  为有效应力。弹塑性模拟采用 von Mises 屈服准则。

## 1.7 有限元模拟中氢原子扩散与固体力学的耦合

将 COMSOL 软件包中的固体力学、稀物质扩散和一般形式偏微分方程3个模块进行耦合。氢原子扩散受局部应力-应变分布的影响。因此,首先求解固体力学模块,得到相应的力学参数,并将其作为稀物质扩散模块的输入。然后同时求解这3个模块,得到氢原子扩散行为和浓度,并将其与腐蚀缺陷处的应力场耦合。

## 2 结果及分析

### 2.1 腐蚀缺陷处的应力和等效塑性应变分布

在不同纵向拉伸应变下,腐蚀缺陷处(长20 mm、深5.08 mm)的 von Mises 应力分布如图5所示。可以看出,腐蚀缺陷中心始终存在最大的 von Mises 应力。随着应变的增大,局部 von Mises 应力增大。例如,当应变为0.1%和0.2%时,缺陷中心的 von Mises 应力分别为350 MPa和500 MPa,略高于管体的应力水平,此时腐蚀缺陷处是弹性变形状态。当应变增到0.3%时,缺陷中心局部应力明显增大,达到560 MPa,局部发生塑性变形。当拉伸应变进一步增大到0.5%、0.8%和1%时,腐蚀缺陷处的最大应力超过620 MPa,最大可达680 MPa。

当腐蚀缺陷处出现应力集中时,局部应变会发生显著变化。不同纵向拉伸应变下腐蚀缺陷处等效塑性应变的分布如图6所示。可以看出,在0.1%和0.2%

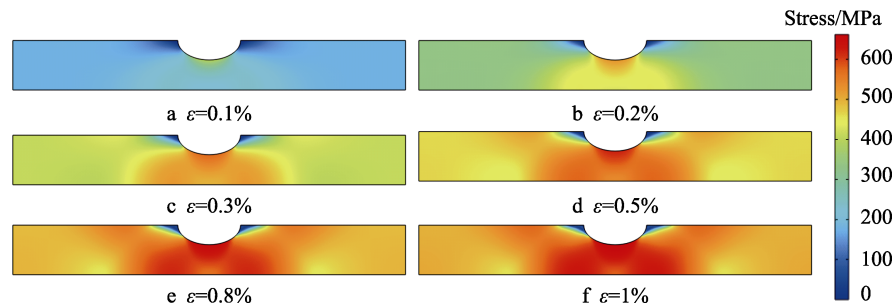


图 5 在不同纵向拉伸应变下腐蚀缺陷处 (长 20 mm、深 5.08 mm) 的 von Mises 应力分布  
Fig.5 von Mises stress distribution at corrosion defects (length 20 mm, depth 5.08 mm)  
under different longitudinal tensile strains

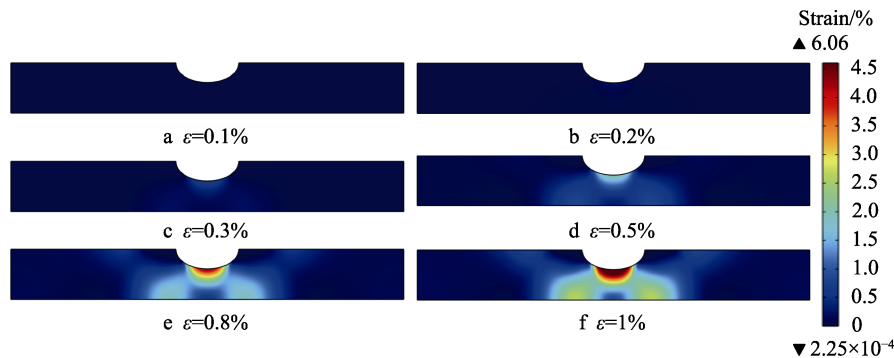


图 6 不同纵向拉伸应变下腐蚀缺陷处等效塑性应变的分布  
Fig.6 Distribution of equivalent plastic strain at corrosion defects under different longitudinal tensile strains

的应变下, 腐蚀缺陷处与管道无缺陷部分具有相同的应变水平。当拉伸应变为 0.3% 时, 腐蚀缺陷处的等效塑性应变略有增大。当拉伸应变增到 0.5% 及以上时, 腐蚀缺陷处的等效塑性应变明显增大, 当拉伸应变为 1% 时, 等效塑性应变最高可达 6.06%。

2.2 无应变管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布

当氢原子从管道内壁进入管道中时, 腐蚀缺陷处产生的应力和应变集中会影响氢原子的扩散和分布。在未施加应变的情况下, 管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布情况如图 7 所示。可以看出, 氢原子均沿径向在管体和缺陷处均匀扩散 (见图 7a)。随着时间的延长, 氢原子向管道的外表面扩散。在特定的管壁厚度下, 缺陷部位氢原子浓度与管壁其他部位的相比没有

明显差异。在 30 d 时 (见图 7d), 氢原子在壁厚为 12.7 mm 的管道内充分扩散, 分布在管道中的任意位置, 浓度达到 10 mol/m<sup>3</sup>。

2.3 在施加应变的情况下管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布

不同应变下管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子扩散 30 d 时的分布情况如图 8 所示。对于管道内壁的腐蚀缺陷处, 拉伸应变的施加会极大地改变管道中氢原子的分布情况。最大氢原子浓度位置总是出现在腐蚀缺陷的中心位置附近, 并且靠近管道外壁, 而管道其余位置氢原子的浓度较低。即使在 0.2% 的小拉伸应变下, 也能在腐蚀缺陷处看到氢原子的局部聚集现象。随着拉伸应变的增大, 氢原子在腐蚀缺陷处的聚集现象更加明显。

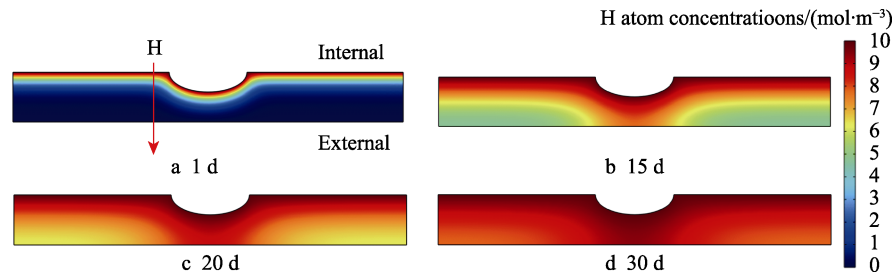


图 7 在不施加拉伸应变的情况下管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布  
Fig.7 Distribution of hydrogen atoms at corrosion defects on internal walls of pipelines without applying tensile strain

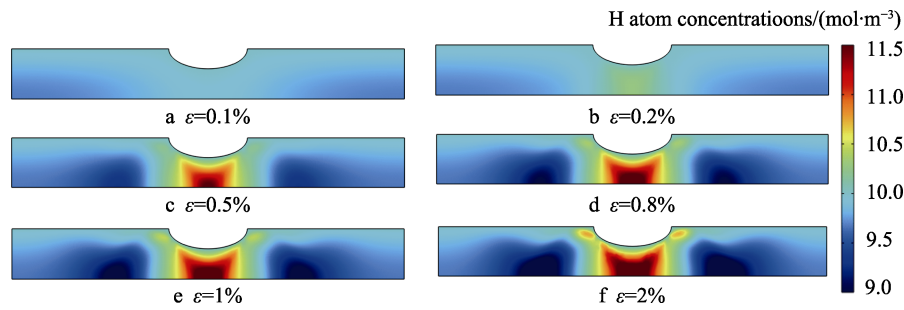


图 8 不同拉伸应变下管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子扩散 30 d 时的分布情况  
Fig.8 Distribution of hydrogen atoms at corrosion defects on internal walls of pipelines after 30 d of diffusion under different tensile strains

不同拉伸应变下氢原子扩散 30 d 后腐蚀缺陷处的最大氢原子浓度 ( $C_{\max}$ ) 和最小 ( $C_{\min}$ ) 氢原子浓度如表 2 所示。可以看到, 当其他条件一定时, 随着拉伸应变的增大, 氢原子在腐蚀缺陷处的聚集更加明显。氢原子一旦产生并吸附在管道表面, 就会在缺陷内部聚集。此外, 随着施加的拉伸应变的增大,  $C_{\max}$  增大,  $C_{\min}$  减小, 这表明氢原子倾向于向高应力/应变位置扩散, 使少量氢原子停留在低应力/应变位置。

表 2 在不同应变下氢原子扩散 30 d 后腐蚀缺陷处的最大和最小氢原子浓度

Tab.2 Maximum and minimum H atom concentrations at corrosion defects after 30 d of diffusion under different strains  
mol/m<sup>3</sup>

Tensile strains	0.1%	0.2%	0.5%	0.8%	1%	2%
$C_{\min}$	9.68	9.68	9.28	8.99	8.86	8.56
$C_{\max}$	10.00	10.28	11.58	11.99	12.12	12.61

## 2.4 不同长度和深度的腐蚀缺陷处氢原子分布

在 1% 拉伸应变作用下, 管道内壁不同长度 (分别为 18、20、22、24 mm, 固定深度为 5.08 mm) 腐蚀缺陷处的氢原子分布如图 9 所示。可以看出, 当缺陷深度一定时, 随着缺陷长度的减小, 管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子累积越来越明显。换句话说, 狭窄的腐蚀缺陷处倾向于聚集更多的氢原子。如图 9a 所示, 当腐蚀缺陷长度为 18 mm 时, 氢原子聚集在腐蚀缺陷中心下方的最大浓度约为 12.29 mol/m<sup>3</sup>。当缺陷长度增到 24 mm 时, 氢原子聚集在腐蚀缺陷中心下方

的最大浓度减到 11.66 mol/m<sup>3</sup>, 缺陷处浓度降低, 如图 9d 所示。

在 1% 的拉伸应变下扩散 30 d 后, 不同长度、固定深度为 5.08 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的最大和最小氢原子浓度如表 3 所示。可以看出, 当拉伸应变和缺陷深度一定时, 随着缺陷长度的减小,  $C_{\max}$  增大,  $C_{\min}$  减小, 应力集中现象更加明显, 这也表明了氢原子倾向于向高应力/应变位置扩散, 使少量氢原子停留在低应力/应变位置。

同样地, 在 1% 纵向拉伸应变作用下, 缺陷深度不同、固定长度为 20 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处氢原子分布如图 10 所示。明显地, 氢原子浓度随着腐蚀缺陷的加深而增加。当缺陷深度为 1.27 mm 时, 缺陷处最大氢原子浓度为 10.28 mol/m<sup>3</sup>, 略大于管道上其他部位, 如图 10a 所示。当缺陷深度分别为 2.54、5.08 和 7.62 mm 时 (图 10b~d), 氢原子的最大浓度分别增加到 10.71、12.12 和 12.83 mol/m<sup>3</sup>。

在 1% 的拉伸应变下扩散 30 d 后不同深度、固定长度为 20 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的最大和最小氢原子浓度如表 4 所示。可以看出, 随着缺陷深度的增大,  $C_{\max}$  增大,  $C_{\min}$  先减小后增大, 这表明当缺陷长度一定时, 缺陷深度的增大会加深应力集中现象, 且氢原子倾向于向高应力/应变位置扩散, 使少量氢原子停留在低应力/应变位置。当深度为 7.62 mm 时, 最小氢原子浓度的变化出现反常现象, 这可能是由于腐蚀缺陷处深度过深, 腐蚀缺陷处的最大氢原子聚集体积减小, 达到很高氢原子浓度所需的氢原子总量减小, 所以腐蚀缺陷处的最小氢原子浓度有所增大。

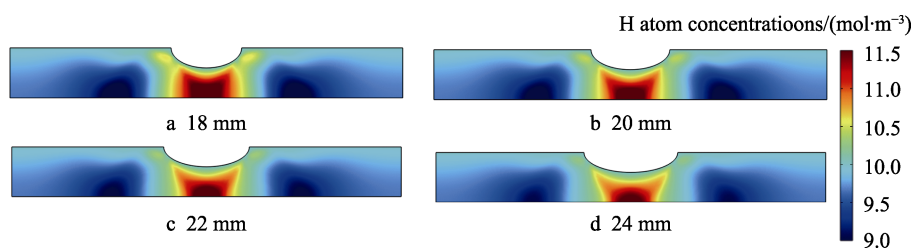


图 9 1% 拉伸应变下管道上不同长度、固定深度为 5.08 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布  
Fig.9 Distribution of hydrogen atoms at corrosion defects on internal walls of pipelines with different lengths and fixed depths of 5.08 mm under 1% tensile strain



表 3 在 1% 的拉伸应变下扩散 30 d 后不同长度、固定深度为 5.08 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的最大和最小氢原子浓度  
Tab.3 Maximum and minimum H atom concentrations at corrosion defects on internal walls of pipelines with different lengths and fixed depths of 5.08 mm after diffusion under 1% tensile strain for 30 d

Defect length/mm	$C_{\min}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$	$C_{\max}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$	Defect length/mm	$C_{\min}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$	$C_{\max}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$
18	8.81	12.29	22	8.95	11.89
20	8.86	12.12	24	9.04	11.66

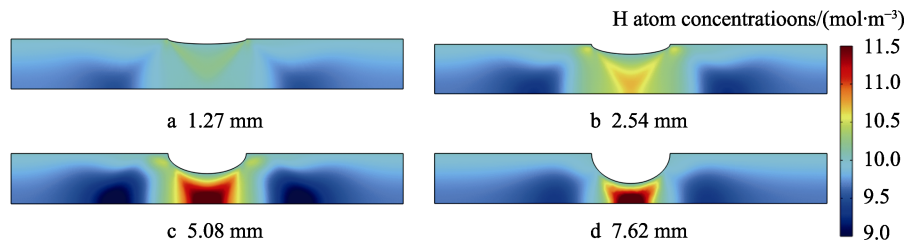


图 10 1% 拉伸应变下管道上不同深度、固定长度为 20 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布  
Fig.10 Distribution of hydrogen atoms at corrosion defects on internal walls of pipelines with different depths and fixed lengths of 20 mm under 1% tensile strain

表 4 在 1% 的拉伸应变下扩散 30 d 后不同深度、固定长度为 20 mm 的管道内壁腐蚀缺陷处的最大和最小氢原子浓度

Tab.4 Maximum and minimum H atom concentrations at corrosion defects on internal walls of pipelines with different depths and fixed lengths of 20 mm after diffusion under 1% tensile strain for 30 d

Defect depth/mm	$C_{\min}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$	$C_{\max}/(\text{mol}\cdot\text{m}^{-3})$
1.27	9.51	10.28
2.54	9.25	10.71
5.08	8.86	12.12
7.62	9.15	12.83

3 讨论

上述研究结果证实了当管道产生应变时, 腐蚀缺陷处的局部应力 (包括 von Mises 应力和静水应力) 和等效塑性应变浓度会显著增大, 但对应力和等效塑性应变分布的影响是不同的。应变导致管段上的 von Mises 应力水平整体升高, 尤其是在腐蚀缺陷处 (见图 4)。然而, 升高的静水应力和等效塑性应变往往只集中在缺陷中心 (见图 5)。与 von Mises 应力分布不同, 管道上的其他区域不会产生显著的静水应力和等效塑性应变的增强。在无拉伸应变的情况下, 氢原子沿厚度方向从管道内壁向管道外壁均匀扩散, 对于含有腐蚀缺陷的管道尤其如此 (见图 6a)。氢原子扩散的驱动力主要是氢原子的浓度梯度。当对管道施加拉伸应变时, 腐蚀缺陷处发生明显的应力和应变集中, 改变了氢原子的扩散和分布。由式 (9) 可知, 氢原子扩散与静水应力梯度有关, 氢原子从低应力区向高应力区扩散, 导致氢原子在腐蚀缺陷处聚集。从图 7 的建模结果可以看出, 氢原子倾向于在腐蚀缺陷区域聚集, 最大氢原子浓度位于缺陷中心处, 氢原子

的分布与静水应力和塑性应变的分布一致。因此, 模拟结果也证实了氢原子的扩散是由静水应力驱动的, 而不是 von Mises 应力。而且, 最大氢原子浓度超过  $10\text{ mol/m}^3$  (氢原子进入钢管的初始浓度)。由表 2 可知, 当外加拉伸应变增到 2% 时, 内壁腐蚀缺陷处氢原子的最大浓度达到  $12.61\text{ mol/m}^3$ 。显然, 氢原子的聚集发生在腐蚀缺陷处, 这是由于较高的应力和应变集中的作用。此外, 所施加的拉伸应变会影响出现最大氢原子浓度的位置。对于内壁腐蚀缺陷, 随着拉伸应变的增大, 最大氢原子浓度的位置向管道外表面移动。当拉伸应变超过 0.2% 时, 管道发生腐蚀缺陷处的外表面氢原子浓度最大 (见图 7)。这意味着当局部氢原子浓度超过阈值时, 这一位置可能为氢致开裂的起始位置。

对于工程应用的 X80 管线钢, 在原始试样内存在一定的可移动位错, 位错作为钢的组织缺陷可捕获进入材料内部的氢原子。由位错束缚氢原子的激活能可知, 位错为可逆氢陷阱, 所捕获的氢原子为可扩散氢。因此, 钢中较高的位错密度对氢脆敏感性的影响至关重要。位错周围的弹性应力场会将氢原子吸引到位错线附近, 从而形成“氢-位错柯氏气团”。Louthan 等<sup>[28]</sup>发现在塑性变形开始时, 氢释放速率随着可移动位错数量的增加而增大。在吕德斯区, 由于可移动位错数量保持不变, 氢释放速率也保持不变。在加工硬化阶段, 可移动位错数量开始减少, 同时氢释放速率也降低。在变形过程中氢的释放速率与位错的变化规律基本一致, 表明可移动位错可以携带氢原子运动。当管线受到应变作用时, 由于点蚀坑底部应力集中, 位错携带氢原子移动并在应力集中的缺陷处聚集。

本研究还表明, 内壁腐蚀缺陷处的氢原子分布与缺陷的尺寸有关, 即缺陷的长度和深度 (见图 8~9)。氢原子随着长度的减小和深度的增大而向缺陷中心

集中,窄而深的腐蚀缺陷容易在局部积聚更多的氢原子。在一定条件下,含有腐蚀缺陷的在役管道的氢脆敏感性更高。

## 4 结论

建立了基于有限元的数值分析模型,研究了拉伸应变作用下 X80 管道腐蚀缺陷处的氢原子分布,测定了腐蚀缺陷处的局部应力/应变浓度和氢原子的分布及数量。具体研究结论如下:

1) 在管道上施加拉伸应变会引起腐蚀缺陷处的局部应力(包括 Mises 应力和静水应力)和等效塑性应变集中,从而改变氢原子的扩散和分布。在无拉伸应变的情况下,氢原子在浓度梯度的作用下沿管壁厚方向均匀扩散到管内。

2) 在拉伸应变存在的情况下,氢原子的扩散受静水应力的驱动。腐蚀缺陷处氢原子的最大浓度超过了进入管道的氢原子初始浓度,说明氢原子在腐蚀缺陷处聚集。在一定条件下,含有腐蚀缺陷的在役管道具有更高的氢脆风险。

3) 拉伸应变也影响了最大氢原子浓度出现的位置。对于腐蚀缺陷,当拉伸应变增到 0.2%以上时,氢原子浓度的最大值出现在腐蚀缺陷对应的管道表面处,且随着缺陷长度的减小和缺陷深度的增大,氢原子更集中在缺陷的中心处。

## 参考文献:

- [1] 陈向春. 浅谈“双碳”战略目标下我国氢能标准化的发展[J]. 标准科学, 2022(10): 36-41.  
CHEN X C. Brief Discussion on the Development of Hydrogen Energy Standardization in the Context of "Carbon Peak and Neutrality" Strategic Goal[J]. Standard Science, 2022(10): 36-41.
- [2] 雷超, 李韬. 碳中和背景下氢能利用关键技术及发展现状[J]. 发电技术, 2021, 42(2): 207-217.  
LEI C, LI T. Key Technologies and Development Status of Hydrogen Energy Utilization under the Background of Carbon Neutrality[J]. Power Generation Technology, 2021, 42(2): 207-217.
- [3] UYAR T S, BES, IKCI D. Integration of Hydrogen Energy Systems into Renewable Energy Systems for Better Design of 100% Renewable Energy Communities[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42: 2453-2456.
- [4] ZWAAN B C C, SCHOOTS K, RIVERA-TINOCO R, et al. The Cost of Pipelining Climate Change Mitigation: an Overview of the Economics of CH<sub>4</sub>, CO<sub>2</sub> and H<sub>2</sub> Transportation[J]. Applied Energy, 2011, 88: 3821-3831.
- [5] 张涛, 王长朋, 刘静. X80 管线钢在酸性环境下的氢致开裂行为研究[J]. 表面技术, 2014, 43(6): 48-52.

- ZHANG T, WANG C P, LIU J. Hydrogen Induced Cracking Behavior of X80 Pipeline Steel in Acidic Environment in China[J]. Surface Technology, 2014, 43(6): 48-52.
- [6] RAMUNNI V P, COELHO T D P, MIRANDA P E V. Interaction of Hydrogen with the Microstructure of Low-carbon Steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2006(435): 504-514.
- [7] DADFARNIA M, SOFRONIS P, NEERAJ T. Hydrogen Interaction with Multiple Traps: Can it be Used to Mitigate Embrittlement[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2011, 36(16): 10141-10148.
- [8] MARTIN M L, SOFRONIS P. Hydrogen-induced Cracking and Blistering in Steels: a Review[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2022, 101: 104547.
- [9] LYNCH S. Hydrogen Embrittlement Phenomena and Mechanisms[J]. Corrosion Reviews, 2012, 30(3/4): 105-123.
- [10] ZHENG Z, YI M, WANG M. Abnormal Trapping of Hydrogen in the Elastic Stress Field of Dislocations in Body-Centered Cubic Iron[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47: 39255-39264.
- [11] 李雪, 朱庆杰, 周宁, 等. 油气管道腐蚀与防护研究进展[J]. 表面技术, 2017, 46(12): 206-217.  
LI X, ZHU Q J, ZHOU N, et al. Oil-Gas Pipe Corrosion and Protection[J]. Surface Technology, 2017, 46(12): 206-217.
- [12] CHENG Y F. Stress Corrosion Cracking of Pipelines[M]. New York: John Wiley & Sons, 2013.
- [13] ORIANI R A, JOSEPHIC P H. Equilibrium Aspects of Hydrogen-Induced Cracking of Steels[J]. Scripta Metallurgica, 1974, 22(9): 1065-1074.
- [14] MARTINEZ E R, TESFAMARIAM S. Multiphysics Modeling of Environment Assisted Cracking of Buried Pipelines in Contact with Solutions of Near-neutral PH[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2022, 196: 104607.
- [15] KROM A, KOERS R, BAKKER A. Hydrogen Transport near a Blunting Crack Tip[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1999, 47(4): 971-992.
- [16] SOFRONIS P, MCMEEKING R M. Numerical Analysis of Hydrogen Transport near a Blunting Crack Tip[J]. Journal of Mechanics Physics of Solids, 1989, 37(3): 317-350.
- [17] KUMNICK P H, JOHNSON H H. Deep Trapping States for Hydrogen in Deformed Iron[J]. Acta Metallurgica, 1980, 28(1): 33-39.
- [18] OLDEN V, THAULOW C, JOHNSEN R, et al. Influence of Hydrogen from Cathodic Protection on the Fracture Susceptibility of 25%Cr Duplex Stainless Steel Constant Load SENT Testing and FE-modelling Using Hydrogen Influenced Cohesive Zone Elements[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2009, 76(7): 827-844.
- [19] TAHA A, SOFRONIS P. A Micromechanics Approach to the Study of Hydrogen Transport and Embrittlement[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2001, 68(6): 803-837.

(下转第 132 页)



- High-Speed Grinding of Single Abrasive Particle[D]. Jiaozuo: Henan Polytechnic University, 2015.
- [24] XIAOFEI L, DAOHUI X, PEICHENG P, et al. Establishment of Dynamic Grinding Force Model for Ultrasonic-assisted Single Abrasive High-speed Grinding[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2022, 22(32): 300-308.
- [25] ANIRBAN N, AMIT C S P. Surface Generation in Ultrasonic-assisted High-speed Superabrasive Grinding under Minimum Quantity Cooling Lubrication with Various Fluids[J]. Tribology International, 2021: 156-165.
- [26] XIANG D H, ZHOU Z K, LIU Z Y, et al. Abrasive Wear of a Single CBN Grain in Ultrasonic-Assisted High-Speed Grinding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 98(1): 67-75.
- [27] 赵东海. 滚动轴承设计技术现状及发展[J]. 轴承, 2007(10): 46-49.
- ZHAO D H. Present Situation and Development of Design Technique for Rolling Bearings[J]. Bearing, 2007(10): 46-49.
- [28] ZHAOQING Z, KAINING S, XINCHUN H, et al. Development of a Probabilistic Algorithm of Surface Residual Materials on Si3N4 Ceramics under Longitudinal Torsional Ultrasonic Grinding[J]. Ceramics International, 2022(9): 48.
- [29] 张洪丽. 超声振动辅助磨削技术及机理研究[D]. 济南: 山东大学, 2007.
- ZHANG H L. Study on Ultrasonic Vibration-Assisted Grinding Technology and Mechanism[D]. Jinan: Shandong University, 2007.
- [30] SHAOQING Q, LIDA Z, YANPENG H, et al. Theoretical and Experimental Investigations of Surface Generation Induced by Ultrasonic Assisted Grinding[J]. Tribology International, 2023: 179-185.
- [31] 何玉辉, 万荣桥, 周剑杰, 等. 轴向超声振动磨削硬脆性材料表面粗糙度建模研究[J]. 振动与冲击, 2017, 36(23): 194-200.
- HE Y H, WAN R Q, ZHOU J J, et al. Modeling Surface Roughness of Hard and Brittle Materials in Axial Ultrasonic Vibration Grinding[J]. Journal of Vibration and Shock, 2017, 36(23): 194-200.
- [32] 温度, 曹硕生. 陶瓷结合剂 CBN 砂轮磨削表面粗糙度的试验研究[J]. 机床与液压, 2002, 30(4): 217-218.
- WEN D, CAO S S. Experimental Research on Surface Roughness in Grinding with Vitreous Bond CBN Wheels[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2002, 30(4): 217-218.
- [33] HOU D P, GAO S X, LIU J D, et al. Effect of Grinding Parameters on the Hardness Penetration Depth of the Steel GCr15 in Internal Grind Hardening Process[J]. Journal of Physics Conference Series, 2020, 1637(1): 012112.
- [34] KAMAL K, KUMAR S M, RAM C S. A Comprehensive Investigation of Surface Morphology during Grinding of Inconel 625 Using Conventional Grinding Wheels[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023: 97-103.

(上接第 92 页)

- [20] MCLELLAN A G. Non-hydrostatic Thermodynamics of Chemical Systems[J]. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1970, 314: 443-455.
- [21] MONDAL B, DHAR A. Improved Folias Factor and Burst Pressure Models for Corroded Pipelines[J]. Journal of Pressure Vessel Technology, 2018, 140: 011702.
- [22] QIN G, CHENG Y F. Modeling of Mechano-electrochemical Interaction at a Corrosion Defect on a Suspended Gas Pipeline and the Failure Pressure Prediction[J]. Thin-Walled Structures, 2021, 160: 107404.
- [23] QIN G J, CHENG Y F. Failure Pressure Prediction by Defect Assessment and Finite Element Modelling on Natural Gas Pipelines under Cyclic Loading[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2020, 81(1): 103445.
- [24] ZHAO J, LV Y, CHENG Y F. A New Method for Assessment of Burst Pressure Capacity of Corroded X80 Steel Pipelines Containing a Dent[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2022, 199: 104742.
- [25] 姚婵, 陈健, 明洪亮, 等. 管线钢氢渗透行为的研究进展[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2023, 43(2): 209-219.
- YAO C, CHEN J, MING H L, et al. Research Progress on Hydrogen Permeability Behavior of Pipeline Steel[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2023, 43(2): 209-219.
- [26] HIRTH J P. Effects of Hydrogen on the Properties of Iron and Steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(6): 861-890.
- [27] 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.
- [28] LOUTHAN J M R, CASKEY J G R, DONOVAN J A, et al. Hydrogen Embrittlement of Metals[J]. Materials Science and Engineering, 1972, 10: 357-368.