

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.05.11

X90管线钢氢扩散行为研究

沈梦蝶, 严春妍*, 田展鹏, 吴晨, 周凌川, 张盛林

河海大学 材料科学与工程学院, 江苏 常州 213200

摘要: X90管线钢是第三代高级别管线钢的典型钢种,在长距离油气输送管道服役过程中可能面临着严重的氢致开裂(hydrogen induced cracking, HIC)问题。采用双电解池氢渗透试验,探究了X90管线钢在不同溶液浓度、温度和充氢电流密度下的氢渗透行为。结果表明,随着充氢电流密度增加,X90管线钢氢渗透曲线中一次和二次循环到达稳态电流密度的时间减小。充氢电流密度从 $10\text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ 增加到 $25\text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$,氢扩散系数 D_{eff} 从 $1.19\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$;随着阴极侧酸性溶液浓度的增加,阴极侧氢浓度增加,氢扩散的动力增加导致氢渗透行为加强。阴极侧氢浓度 c_0 从 $1.61\times 10^{-3}\text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ 增加到 $2.43\times 10^{-3}\text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$,氢扩散系数 D_{eff} 数值从 $1.39\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$;随着充氢溶液温度增加,氢原子可以获得更大的动能,同时较高的温度下析氢反应更剧烈。当温度达到 $75\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,氢扩散系数 D_{eff} 可达 $3.69\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ 。高温时氢陷阱捕获氢的作用大大减弱,氢陷阱密度的数值显著减小。

关键词: X90管线钢; 氢浓度; 氢扩散系数; 氢陷阱

中图分类号: TG457.6 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)05-0082-07

Research on Hydrogen Diffusion Behavior in X90 Pipeline Steel

SHEN Mengdie, YAN Chunyan*, TIAN Zhanpeng, WU Chen, ZHOU Lingchuan, ZHANG Shenglin

College of Materials Science and Engineering, Hohai University, Changzhou 213200, China

Abstract: X90 pipeline steel is typical steel of the third generation of high-grade pipeline steel, which may face serious hydrogen induced cracking (HIC) problems during the service process of long-distance oil and gas transmission pipelines. The hydrogen permeation behavior of X90 pipeline steel under different solution concentrations, temperatures and hydrogen charging current densities was studied using the dual-cell hydrogen permeation test. The results showed that with the increase of hydrogen charging current density, the time taken by the primary and secondary cycles to reach the steady-state current density was shortened. When the hydrogen charging current density increased from $10\text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ to $25\text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$, the hydrogen diffusion coefficient D_{eff} increased from $1.19\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ to $2.23\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$. With the concentration of acidic solution on the cathode side increasing, the hydrogen concentration on the cathode side increased, and the kinetic force of hydrogen diffusion increased, leading to the enhancement of hydrogen permeation behavior. The hydrogen concentration on the cathode side c_0 increased from $1.61\times 10^{-3}\text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ to $2.43\times 10^{-3}\text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$, and the hydrogen diffusion coefficient D_{eff} increased from $1.39\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ to $2.23\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$. As the temperature of the hydrogen-filled solution increased, the hydrogen atoms could gain greater kinetic energy. At the same time, the hydrogen evolution reaction was more intense at higher temperatures. When the temperature reached $75\text{ }^{\circ}\text{C}$, the hydrogen diffusion coefficient D_{eff} could reached $3.69\times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$. At high temperatures, the effect of hydrogen traps on hydrogen capture was greatly weakened, and the density of hydrogen traps was significantly reduced.

Keywords: X90 pipeline steel; hydrogen concentration; hydrogen diffusion coefficient; hydrogen trap

收稿日期: 2024-11-13 修回日期: 2025-02-27

基金项目: 江苏省研究生科研创新计划项目(KYCX24_0826);河海大学大学生创新创业训练计划项目(202410294009Z);河海大学大学生创新创业训练计划项目(2024102941222)

作者简介: 沈梦蝶(2003—),女,学士,主要从事高强度激光电弧复合焊接的研究。

通讯作者: 严春妍,女,副教授,博士,主要从事金属材料焊接性、水下焊接技术及高效焊接技术研究。E-mail:yancy_hhuc@126.com。

引用格式:沈梦蝶,严春妍,田展鹏,等. X90 管线钢氢扩散行为研究[J]. 电焊机,2025,55(5):82-88.

Citation:SHEN Mengdie, YAN Chunyan, TIAN Zhanpeng, et al. Research on Hydrogen Diffusion Behavior in X90 Pipeline Steel[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(5): 82-88.

0 前言

随着石油天然气在全球范围内的需求量不断增加,油气资源(尤其是酸性油气田)的开发数量逐渐增加,这就对长输管道的强度、韧性、焊接性和耐腐蚀性提出了更高的要求^[1-4]。研究表明,多数石油和天然气中存在一定量的 H_2S ,因此油气输送管道在服役过程中会接触 H_2S 气体,可能导致氢致开裂(hydrogen induced cracking, HIC),管线输送压力和管线钢强度级别越高,发生氢致开裂的风险也进一步增加。

氢的扩散和聚集是高强钢产生 HIC 的三个步骤之一,氢在材料中的扩散、捕获行为对研究材料的 HIC 敏感性至关重要。影响氢在金属中渗透和扩散行为的主要因素有:材料因素(显微组织、晶粒尺寸、夹杂物等)、环境因素(介质种类、温度、酸性气体的分压、pH 值等)和力学因素(应力集中、应变率、加载速率等)。吴辉^[5]等研究了气体种类对 X52 管线钢氢渗透行为的影响规律,发现同等实验条件下,渗氢电流密度在 H_2S 、 H_2S/CO_2 、 CO_2 饱和气体溶液中依次降低,但氢扩散系数基本不变。Erik^[6]等研究了经典 X65 管线钢(典型组织为铁素体+珠光体)和现代 X65 管线钢(典型组织为等轴铁素体和贝氏体)的氢渗透行为,发现室温下两者的最大有效氢扩散系数比较接近,分别为 $3.34 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 和 $2.70 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ^[5]。张体明^[7]等研究了 X80 管线钢焊接接头中粗晶区、细晶区和部分相变区在含氢煤制气环境下的氢渗透行为,发现热影响区各亚区中,粗晶区具有最高的氢扩散系数。目前,管线钢的 HIC 问题引起了人们的高度关注,管线钢 HIC 行为的研究可以为高强度级别管线钢的开发、生产和正确使用提供数据支持从而避免重大事故的发生。针对 X52、X65、X70 和 X80 管线钢的 HIC 敏感性已展开了不少研究,但对 X90 及以上强度级别的管线钢的 HIC 敏感性及其内部氢扩散行为的研究相对较少。因此,研究以 X90 级为代表的第三代管线钢

的氢扩散和捕获行为,对于揭示高强度级别管线钢的氢致开裂机理、建立材料氢致开裂的模型和设计临氢环境下的材料具有重要的意义。本文采用电化学氢渗透法研究了溶液浓度、温度和充氢电流密度对 X90 管线钢氢渗透行为的影响规律。

1 试验材料和方法

试验用材料为 X90 管线钢,其主要成分如表 1 所示,组织由铁素体、粒状贝氏体、条状贝氏体组成,如图 1 所示。

表 1 X90 管线钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of X90 pipeline steel (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
0.051	0.259	1.709	0.005	0.002	0.034	0.288	0.090

采用线切割方法将 X90 管线钢加工成 22 mm×19 mm、厚度为 1.0 mm 的薄片,然后用 240#~2000# 砂纸将薄片打磨和双面抛光,以保证试样表面光滑无划痕,并用无水乙醇清洗、吹干。采用恒电流极化法对试样进行单侧镀镍,电化学镀镍的溶液为瓦特溶液(240 g/L 硫酸镍,45 g/L 氯化镍,40 g/L 硼酸),电化学镀镍参数为:电流密度 $5 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$,时长 330 s。为保证镀镍质量,定期更换镀液。镀镍后试样表面呈现均匀的淡金色。镀镍完成后采用 Devanathan-Stachurski 双电解池装置(见图 2)进行二次氢渗透试验,阳极侧(逸氢侧)溶液为 0.2 mol/L 的 NaOH 溶液,阳极电位为 300 mV,阴极侧溶液为 H_2SO_4 和 0.5 g/L 硫脲(毒化剂),背景电流阈值 $3 \mu\text{A}$,详细的电化学试验参数如表 2 所示。具体试验步骤为:第一次消除背景电流后充氢,当充氢电流密度*i*-时间*t*的曲线到达稳态后关闭电源,电流密度衰减到阈值后,完成第一次氢渗透试验;第二次消除背景电流,接着进行第二次氢渗透试验。基于每个循环的氢渗透试验所得的充氢段曲线以及式(1),计算每次氢渗透试验的动力学参数^[8]。

氢扩散通量 J_{∞} 、氢的有效扩散系数 D_{eff} 、阴极侧

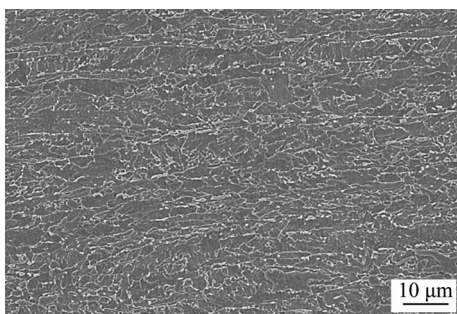


图1 X90 管线钢显微组织

Fig. 1 Microstructure of X90 pipeline steel

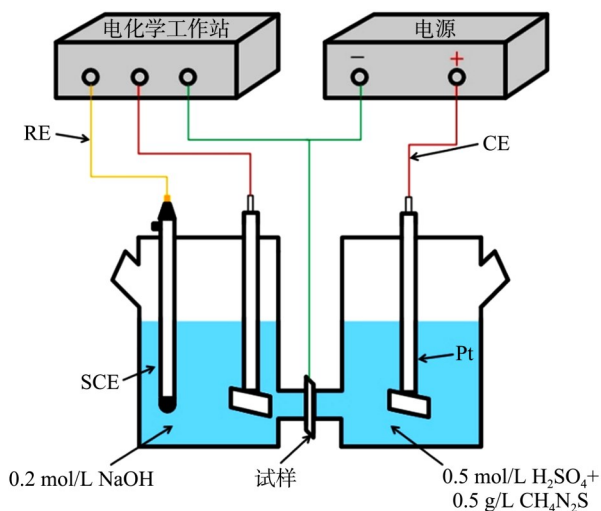


图2 双电解池氢渗透实验装置

Fig. 2 Experimental device of dual-cell hydrogen permeation test

氢浓度 c_0 和氢陷阱密度 N_T 的计算公式分别如公式 (1)~(4) 所示。由于第二次氢渗透试验只反应可逆氢陷阱对氢的捕获作用, 可以计算出可逆氢陷阱密度 N_r , 再基于第一次氢渗透试验计算所得的氢陷阱密度 N_T (反映所有可逆和不可逆氢陷阱的捕获作用), 可以计算出不可逆氢陷阱密度 N_{ir} :

$$J_{\infty} = \frac{I_{\infty}}{FS} \quad (1)$$

$$D_{\text{eff}} = \frac{d^2}{6t_L} \quad (2)$$

$$c_0 = \frac{J_{\infty} \times d}{D_{\text{eff}}} \quad (3)$$

$$N_T = \frac{c_0}{3} \left(\frac{D_L}{D_{\text{eff}}} - 1 \right) \quad (4)$$

式中 I_{∞} 为阳极稳态电流密度; S 为氢渗透试样的实际工作面积; F 为 Faraday 常数; d 为氢渗透试样薄片的厚度; t_L 为 $I_t=0.63 I_{\infty}$ 所对应的时间; N_T 是单位体积的氢陷阱数; D_L 是点阵扩散系数 (常采用 α -Fe 的扩

表2 氢渗透试验参数

Table 2 Parameters of hydrogen permeation tests

序号	电流密度/(mA·cm ⁻²)	H ₂ SO ₄ 浓度/(mol·L ⁻¹)	温度/°C
1	10	0.5	25
2	15	0.5	
3	20	0.5	
4	25	0.5	
5	25	0.1	
6	25	0.2	50
7	25	0.5	
8	25	0.5	

散系数 $1.28 \times 10^{-4} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$)。

2 结果与讨论

氢扩散系数是材料的特性参数, 但是在氢渗透试验中, 由于材料含有氢陷阱 (如疏松、夹杂、气孔、空位、位错、晶界等), 氢原子在扩散时一部分会被氢陷阱捕获形成氢分子, 因此基于氢渗透曲线测得的氢扩散系数为表观氢扩散系数。金属中的氢陷阱通常可分为可逆氢陷阱和不可逆氢陷阱。可逆氢陷阱一般结合能较小 (结合能低于 $60 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$), 包括空位、位错、小角度晶界等, 氢原子可以从陷阱中逃逸。不可逆陷阱, 一般结合能较大 (结合能大于 $60 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$), 如氧化物夹杂、MnS 夹杂物以及 TiC、TiN、NbC、VC 等析出物, 被不可逆氢陷阱捕获的氢, 失去扩散能力^[9-11]。陷阱的结合能越大、数目越多, 对扩散系数的影响越大。

X90 管线钢在不同充氢电流密度、溶液浓度和温度下的氢渗透曲线分别如图 3、图 5、图 7 所示, 各因素对氢扩散系数 D_{eff} 和阴极侧浓度 c_0 的影响规律分别如图 4、图 6、图 8 所示, 氢渗透动力学数据计算结果如表 3 所示。

2.1 充氢电流密度对氢扩散行为的影响

充氢电流密度 i 为 10、15、20、25 $\text{mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ (试验 1~4) 条件下的氢渗透曲线如图 3 所示, 充氢电流密度对氢扩散系数 D_{eff} 和阴极侧氢浓度 c_0 的影响规律如图 4 所示。

由图 3、表 3 数据可以看出, 随着充氢电流密度从 $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增加到 $25 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$, 一次、二次循环到达稳态电流密度所花的时间缩短, 饱和阳极电流

表3 不同试验条件下的氢渗透参数

Table 3 Parameters of hydrogen permeation tests under different experimental conditions

No.	i /(mA·cm ⁻²)	c /(mol·L ⁻¹)	$T/^\circ\text{C}$	I_∞ /(mA·cm ⁻²)	J_∞ /(mol·cm ⁻² ·s ⁻¹)	D_{eff} /(cm ² ·s ⁻¹)	c_0 /(mol·cm ⁻³)	N_T /(mol·cm ⁻³)	N_r /(mol·cm ⁻³)	N_{ir} /(mol·cm ⁻³)
1	10	0.5	25	1.85×10^{-4}	2.44×10^{-9}	1.19×10^{-7}	2.05×10^{-3}	7.346×10^{-1}	3.966×10^{-2}	6.950×10^{-1}
2	15	0.5	25	2.46×10^{-4}	3.24×10^{-9}	1.52×10^{-7}	2.14×10^{-3}	6.022×10^{-1}	3.259×10^{-2}	5.696×10^{-1}
3	20	0.5	25	3.08×10^{-4}	4.07×10^{-9}	1.77×10^{-7}	2.29×10^{-3}	5.511×10^{-1}	3.716×10^{-4}	5.508×10^{-1}
4	25	0.5	25	4.10×10^{-4}	5.41×10^{-9}	2.23×10^{-7}	2.43×10^{-3}	4.651×10^{-1}	2.261×10^{-4}	4.648×10^{-1}
5	25	0.1	25	1.70×10^{-4}	2.24×10^{-9}	1.39×10^{-7}	1.61×10^{-3}	4.938×10^{-1}	2.114×10^{-2}	4.727×10^{-1}
6	25	0.2	25	2.89×10^{-4}	3.81×10^{-9}	1.86×10^{-7}	2.05×10^{-3}	4.711×10^{-1}	2.943×10^{-4}	4.708×10^{-1}
7	25	0.5	50	4.99×10^{-4}	6.59×10^{-9}	2.56×10^{-7}	2.57×10^{-3}	4.267×10^{-1}	2.194×10^{-4}	4.265×10^{-1}
8	25	0.5	75	7.99×10^{-4}	1.06×10^{-8}	3.69×10^{-7}	2.86×10^{-3}	3.304×10^{-2}	2.165×10^{-4}	3.302×10^{-1}

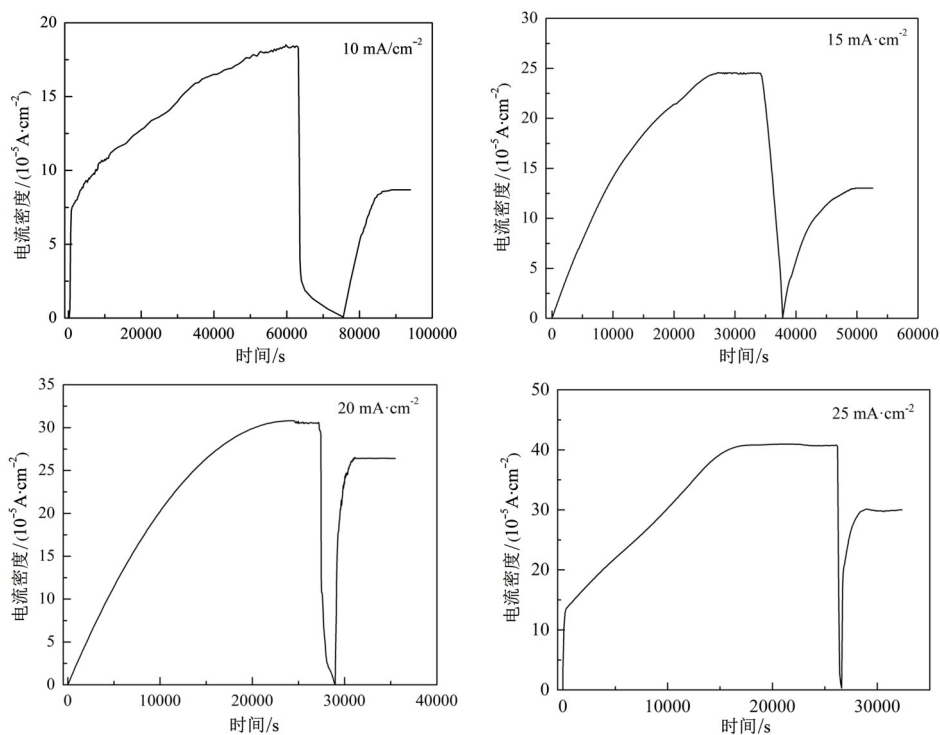


图3 氢渗透曲线随充氢电流密度的变化曲线

Fig. 3 Variation of hydrogen permeation curves with hydrogen charging current density

密度 I_∞ 、氢扩散通量 J_∞ 和氢扩散系数 D_{eff} 均随着电流密度的增加而增加,饱和阳极电流密度 I_∞ 从 $1.85 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增加到 $4.10 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,氢扩散通量 J_∞ 从 $2.44 \times 10^{-9} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ 增至 $5.41 \times 10^{-9} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$,氢扩散系数 D_{eff} 从 $1.19 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。在充氢条件下,析氢反应为主要反应,电流密度增加、反应速度加快,导致阴极侧到达稳态时的氢渗透电流越大。由表3数据还可以看出,四组充氢电流密度条件下,不可逆氢陷阱密度 N_{ir} 均大于可逆氢陷阱密度 N_r ,对氢扩散过程有着较大影响。

2.2 溶液浓度对氢扩散行为的影响

H_2SO_4 浓度 c 为0.1、0.2、0.5 mol/L(试验5、6、4)条件下的氢渗透曲线如图5所示,溶液浓度对 D_{eff} 和 c_0 的影响规律如图6所示。由表3数据和图5中曲线可以看出,随着充氢溶液浓度从0.1 mol·L⁻¹升高到0.5 mol·L⁻¹,氢扩散曲线最高值明显增加,二次循环到达稳态电流密度所需时间显著减少。饱和阳极电流密度 I_∞ 、氢扩散通量 J_∞ 和氢扩散系数 D_{eff} 均明显增加,饱和阳极电流密度 I_∞ 从 $1.70 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增加到 $4.10 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,氢扩散通量 J_∞ 从 $2.24 \times 10^{-9} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $5.41 \times 10^{-9} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$,氢扩散

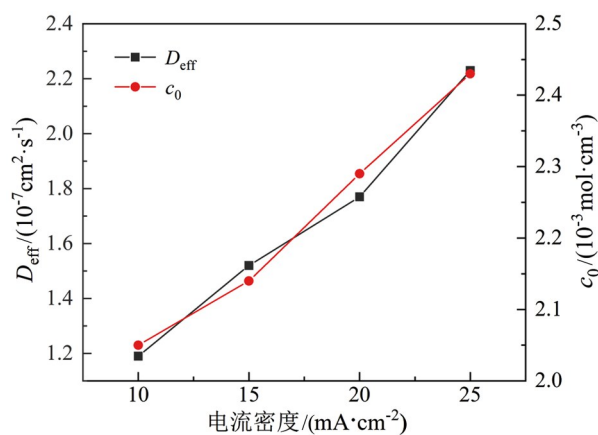


图4 D_{eff} 、 c_0 与充氢电流密度的关系

Fig. 4 Variation of D_{eff} and c_0 with hydrogen charging current density

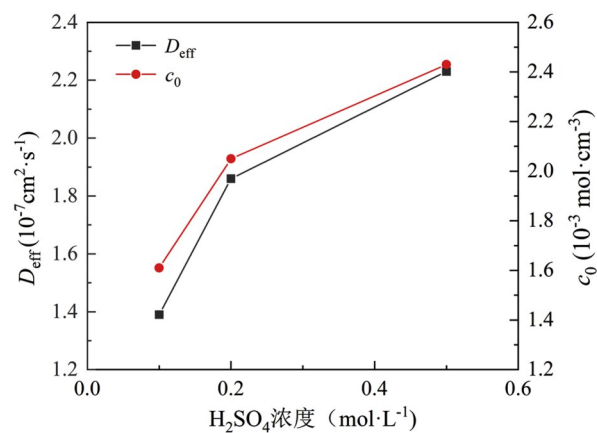


图6 D_{eff} 、 c_0 与溶液浓度的关系

Fig. 6 Variation of D_{eff} and c_0 with solution concentration

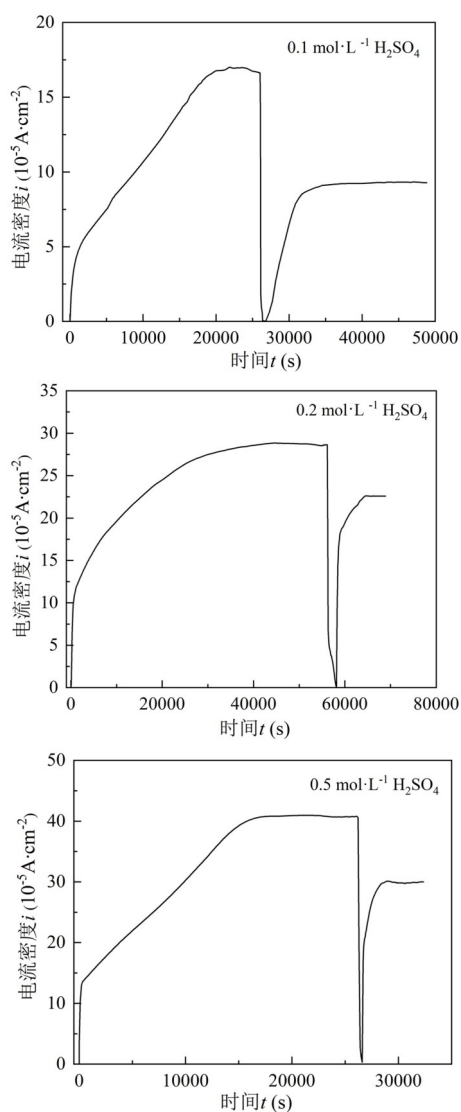


图5 氢渗透曲线随溶液浓度的变化曲线

Fig. 5 Variation of hydrogen permeation curves with solution concentration

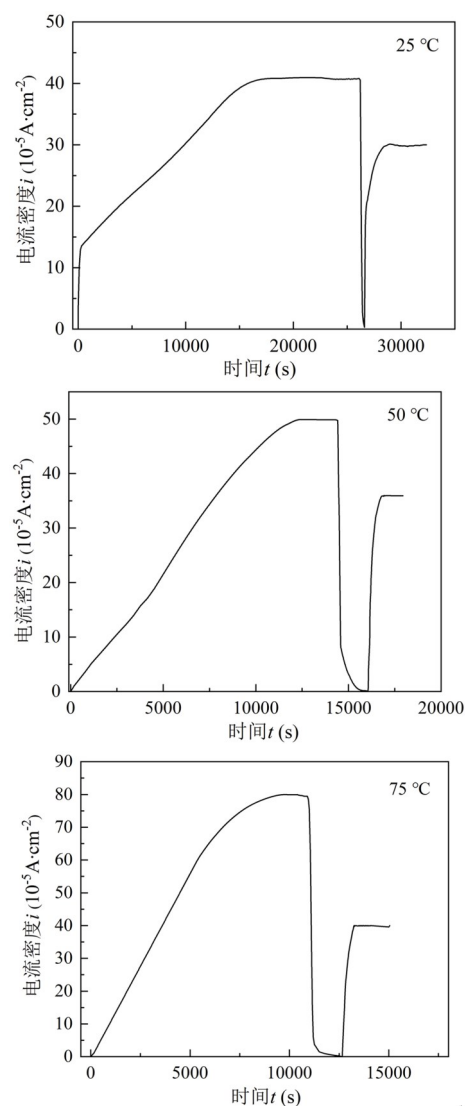
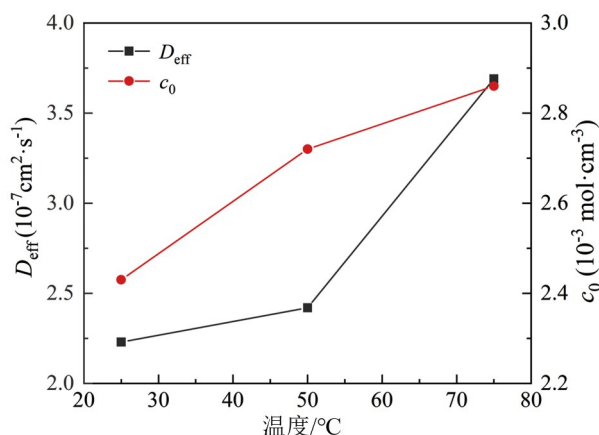


图7 氢渗透曲线随溶液温度的变化曲线

Fig. 7 Variation of hydrogen permeation curves with solution temperature

图8 D_{eff} 、 c_0 与溶液温度的关系Fig. 8 Variation of D_{eff} and c_0 with solution temperature

系数 D_{eff} 从 $1.39 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。由表3、图6还可以看出,随着阴极侧 H_2SO_4 浓度增加,阴极侧氢浓度 c_0 从 $1.61 \times 10^{-3} \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 增加到 $2.43 \times 10^{-3} \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 。

溶液的浓度对氢扩散过程有很大的影响。随着阴极侧酸性溶液浓度的增加,溶液pH值随之减小,化学反应加剧,反应速率随着pH值减小越来越快,反应产生的原子氢的数量越来越多,金属表面的氢越来越多,浓度梯度增加,氢扩散的动力增加导致氢渗透行为加强,氢渗透电流密度随之增加。

2.3 溶液温度对氢扩散行为的影响

溶液温度为25 °C、50 °C、75 °C(试验4、7、8)条件下的氢渗透曲线如图7所示。由表3、图7可以看出,随着溶液温度从25 °C升高到75 °C,达到稳态电流所需的时间明显减小,饱和阳极电流密度 I_{∞} 增加幅度较大,从 $4.10 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增加至 $7.99 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,氢扩散通量 J_{∞} 和氢扩散系数 D_{eff} 均明显增加,氢扩散通量 J_{∞} 从 $5.41 \times 10^{-9} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ 增至 $1.06 \times 10^{-8} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$,氢扩散系数 D_{eff} 从 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $3.69 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。由表3、图8可以看出,随着阴极侧 H_2SO_4 浓度增加,阴极侧氢浓度 c_0 从 $2.43 \times 10^{-3} \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 增加到 $2.86 \times 10^{-3} \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 。

该现象产生的原因是,一方面,随着温度的升高,系统的能量增加,氢原子可以获得更大的动能、热运动加速,可以使其更容易越过势垒进入金属内部,并获得更快的穿透速度,因此可以获得更大的扩散速率,氢扩散系数增加。另一方面,随着温度的升高,析氢反应也更剧烈,反应速率增加较快,从

而产生更多的氢原子,有更多的氢参与扩散,因此饱和阳极电流增大、氢扩散系数增加。此外,还可以看出随着温度的升高,氢陷阱密度的数值显著减小,这是因为温度较低时,金属内部的晶界、位错、微孔洞、夹杂物和第二相等缺陷作为氢陷阱钉扎了较多的氢从而一定程度上削弱了氢的扩散过程;但随着温度的升高,氢原子可以获得较大的动能,可逆氢陷阱捕获的氢可以从陷阱处脱离出来,有些不可逆氢陷阱也可能会转化为可逆氢陷阱,从而有更多的氢参与扩散过程。因此可见,高温时氢陷阱捕获氢的作用大大减弱,从而使得 N_T 、 N_i 、 N_{ir} 数值均显著下降。

3 结论

(1)随着充氢电流密度从 $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增加到 $25 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,X90 管线钢氢渗透曲线中一次和二次循环到达稳态电流密度的时间均减小,氢扩散系数 D_{eff} 呈增加趋势,数值从 $1.19 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。

(2)随着充氢溶液浓度从 $0.1 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 增加到 $0.5 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 时,溶液pH值减小,化学反应加剧,氢浓度梯度增加,氢渗透行为加强,氢渗透电流密度随之增加,氢扩散系数 D_{eff} 数值从 $1.39 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增加到 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。

(3)随着充氢溶液温度从25 °C增加到75 °C,系统能量增加,氢原子可以获得更大的动能,热运动加速,同时较高的温度下析氢反应也更剧烈,产生的氢的数量更多,因此X90 管线钢的氢扩散系数增加,数值从 $2.23 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 增至 $3.69 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 。

(4)充氢电流密度、充氢溶液浓度及充氢溶液温度的增加均会导致饱和阳极电流密度 I_{∞} 、氢扩散系数 D_{eff} 的增加,说明实验条件的变化对于氢渗透行为有很大影响。实验结果有助于理解以X90 级为代表的第三代高强管线钢的失效机制,从而提高管线钢安全性。

参考文献:

- [1] Hu Q, Cheng Y F. Effect of electrochemical hydrogen-charging conditions on nanomechanical properties of

- X80 pipeline steel [J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 106: 108242.
- [2] Xu X S, Zhang R, Wang C L, et al. Experimental Study on The Temperature Dependence of Gaseous Hydrogen Permeation and Hydrogen Embrittlement Susceptibility of X52 pipeline steel [J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 155: 107746.
- [3] 严春妍, 姜心怡, 周倩雯, 等. X80/X100 异种钢激光-MIG 复合焊接接头组织和性能研究 [J]. 焊接学报, 2023, 44(1): 20-26.
- YAN C Y, JIANG X Y, ZHOU Q W, et al. Microstructure and Properties of Laser-MIG Hybrid Welded X80 and X100 Steel Dissimilar Joint [J]. Transactions of The China Welding Institution, 2023, 44(1): 20-26.
- [4] Villalobos J C, Del-Pozo A, Mayen J, et al. Hydrogen embrittlement susceptibility on X-120 microalloyed steel as function of tempering temperature [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45: 9137-9148.
- [5] 吴辉, 任呈强, 刘丽, 等. 不同因素对 X52 管线钢氢渗透行为的影响 [J]. 机械工程材料, 2015, 39(5): 23-26.
- WU H, REN C Q, LIU L, et al. Influence of Different Factors on Hydrogen Permeation Behavior of X50 Pipeline Steel [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2015, 39(5): 23-26.
- [6] Koren E, Yamabe J, Lu Xu, et al. Hydrogen diffusivity in X65 pipeline steel: Desorption and permeation studies [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2024, 61: 1157-1169.
- [7] Zhang T M, Zhao W M, Deng Q S, et al. Effect of microstructure inhomogeneity on hydrogen embrittlement susceptibility of X80 welding HAZ under pressurized gaseous hydrogen [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42: 25102-25113.
- [8] 严春妍, 周倩雯, 张浩, 等. X90 管线钢焊接接头氢致开裂敏感性研究 [J]. 机械工程学报, 2023, 59(24): 83-94.
- YAN C Y, ZHOU Q W, ZHANG H, et al. Investigation of Hydrogen-induced Cracking Susceptibility of X90 Pipeline Steel Welded Joints [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2023, 59(24): 83-94.
- [9] Findley K O, Obrien M K, Nako H. Critical Assessment 17: Mechanisms of hydrogen induced cracking in pipeline steels [J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(14): 1673-1680.
- [10] Mohtadi-Bonab M A, Masoumi M. Different aspects of hydrogen diffusion behavior in pipeline steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 4762-4783.
- [11] Duan R H, Wang Y Q, Luo Z A, et al. Hydrogen embrittlement behavior in the nugget zone of friction stir welded X100 pipeline steel [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2023, 48: 8296-8309.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>