

引文: 杜建伟, 明洪亮, 王俭秋. 输氢管道氢脆研究现状及进展[J]. 油气储运, 2023, 42(10): 1107-1117.

DU Jianwei, MING Hongliang, WANG Jianqiu. Research status and progress of hydrogen embrittlement of hydrogen pipelines[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2023, 42(10): 1107-1117.

# 输氢管道氢脆研究现状及进展

杜建伟<sup>1,2</sup> 明洪亮<sup>1,2</sup> 王俭秋<sup>1,2</sup>

1. 中国科学技术大学材料科学与工程学院; 2. 中国科学院金属研究所·中国科学院核材料与安全评价重点实验室

**摘要:** 管道输氢在实现氢能产业发展、促进能源高效利用中具有极高的经济价值,是加速实现能源转型战略的重要一环,而氢与钢质管道的相容性评价是管道输氢安全应用的前提。氢进入材料后引发的氢脆给管道安全输氢带来了极大的挑战,但氢脆机理尚未形成统一的共识,也缺乏行之有效的防护方法。钢质管道材料氢脆行为研究能够直观给出氢进入材料后导致的力学性能变化规律,在机理研究及工程应用中均具有重要的意义。从输氢管道材料、氢脆机理、氢脆行为研究方法及影响因素等方面总结了输氢管道氢脆研究现状,从实验方法及条件与材料微观组织两个方面阐述了其对输氢管道材料氢脆行为的影响,探讨了当前所采用实验方法及结果的合理性,并提出了未来工作中需加以关注的研究方向。(表1,参82)

**关键词:** 管线钢; 氢脆; 氢陷阱; 输氢

中图分类号: TE832

文献标识码: A

文章编号: 1000-8241(2023)10-1107-11

DOI: 10.6047/j.issn.1000-8241.2023.10.004

## Research status and progress of hydrogen embrittlement of hydrogen pipelines

DU Jianwei<sup>1,2</sup>, MING Hongliang<sup>1,2</sup>, WANG Jianqiu<sup>1,2</sup>

1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences//CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment

**Abstract:** Hydrogen transportation through pipelines has extremely high economic value in realizing the development of the hydrogen energy industry and promoting efficient energy utilization. It is an important link to accelerate the realization of the energy transformation strategy. The evaluation of the compatibility of hydrogen with steel pipelines is the premise of the safe application of hydrogen transportation through pipelines. The hydrogen embrittlement caused by hydrogen entering the material has brought great challenges to safe hydrogen transportation through pipelines. However, no consensus has been formed regarding the mechanism of hydrogen embrittlement, and no effective protection method is available against hydrogen embrittlement. The study on hydrogen embrittlement of steel pipeline materials intuitively exhibits the mechanical property change law caused by hydrogen entering the material, which is of great significance in mechanism research and engineering application. Herein, the research status of hydrogen embrittlement in hydrogen pipelines was summarized from the aspects of materials for hydrogen pipelines, mechanism of hydrogen embrittlement, research methods of hydrogen embrittlement and its influencing factors. Besides, their influence on hydrogen embrittlement behavior in the materials for hydrogen pipelines was elaborated in view of the experimental methods, conditions and material microstructure. In addition, the rationality of current experimental methods and results were discussed, and the research directions to be concerned in future work were put forward. (1 Table, 82 References)

**Key words:** pipeline steel, hydrogen embrittlement, hydrogen trap, hydrogen transportation

在能源转型及“双碳”目标的大背景下,中国可再生能源的使用占比逐年提高,截至2022年底,可再生能源装机容量已经突破 $12 \times 10^8$  kW,其中风光

装机容量已经连续3年超过 $10^8$  kW。国家能源局预计,到2025年,中国风电和太阳能发电量将在2020年的基础上翻一番,在全社会新增用电量中,可再生能

源电量占比将超过80%<sup>[1]</sup>。与此同时,光电、风电等可再生能源在电力系统渗透率的不断增加,使电力系统灵活性及供需失衡问题日益严重,出现了弃风弃光等问题。为此,杨修宇等<sup>[2]</sup>提出了气网管存与电转气协调运行以提升电-气互联系统灵活性的调度策略,构成风力发电与电转气相结合的综合能源系统,实现能源的高效利用。氢能作为一种可再生的二次能源,在综合能源系统中能够发挥枢纽功能,助力加快实现能源高效利用<sup>[3]</sup>。此外,有分析认为,氢能产业未来重要的发展趋势是从以化石能源制氢为主体向以可再生能源制氢为主体过渡,消费量和在能源消费中的占比将长期持续增长。至2060年,氢气的年需求量有望增至 $1.3 \times 10^8$  t左右,在终端能源消费中的占比约为20%<sup>[4]</sup>,因此,氢在未来的终端应用中有着广阔的市场前景。

利用管道进行氢气的长距离运输具有极高的经济价值<sup>[5]</sup>,也是加速实现能源转型战略的重要一环<sup>[6]</sup>。目前,已有多个国家开展了利用天然气管道掺氢输送的项目实施或研究工作。2014年,法国开始实施混氢天然气GRHYD项目,将氢气以不高于20%的体积分数注入当地的天然气管网中输送;2019年,英国开展了20%掺氢比的掺氢天然气项目研究;2020年,澳大利亚启动了天然气掺氢示范项目,掺氢比为10%;2022年,英国能源网络协会宣布2023年将实现天然气管道掺氢20%的目标。此外,许多国家也已经成立了专门的氢能研究机构,对常见的管道用钢(如API Spec 5L标准X42~X80管线钢)开展高压氢环境相容性试验研究工作<sup>[7]</sup>。中国掺氢天然气管道研究、设计及建设起步相对较晚,2019年,中国首个绿氢掺入天然气示范项目——国家电投辽宁朝阳掺氢示范项目正式投入运行,填补了中国天然气管道掺氢示范项目的空白。该项目的开展不仅为实际运行数据的收集和试验结论的验证提供了良好支撑,也对天然气管道掺氢的推广利用起到了推动作用。为了保障氢能产业的健康快速发展,相关高校及研究机构也在氢能安全领域开展了大量研究,如浙江大学<sup>[8]</sup>、中国石油大学(华东)<sup>[9]</sup>、中国科学院金属研究所<sup>[10]</sup>、浙江工业大学<sup>[11]</sup>等,尤其是在氢与金属管道材料相容性方面开展了大量的研究工作。

氢与材料相容性问题中,最主要的是材料的氢脆问题,而输氢管道与油气管道的氢脆过程存在不

同。一方面,两种管道中氢的来源不同,输氢管道的输送介质中含有大量氢气分子,油气管道中的介质多含有腐蚀性介质(如硫化氢),分别是两种管道材料内部氢的主要来源。另一方面,氢进入两种管道材料的过程不同,输氢管道材料中的氢主要来自于氢分子的吸附、解离、溶解及扩散,而油气管道材料中的氢主要来源于材料的腐蚀过程(如湿润硫化氢环境中材料的腐蚀)。这就使得二者在实际服役过程中的氢脆行为特征不同,具体而言,输氢管道主要发生以韧性急剧降低、基本无腐蚀过程参与为主要特征的氢脆,而油气管道则主要为氢致开裂型应力腐蚀。使用管道输氢时,管道内壁将长期暴露在氢气环境中,进入材料中的氢会使材料发生氢损伤,主要的损伤形式有氢鼓泡<sup>[12]</sup>、氢致开裂<sup>[13]</sup>等,材料可在无任何征兆的情况下发生脆断<sup>[14-15]</sup>。Briottet等<sup>[16]</sup>对比了高压氢气与空气环境中X80管线钢的力学性能,发现氢气环境中材料的断裂韧性会显著降低。白光乾等<sup>[17]</sup>在含氢环境中开展了X52管线钢的慢应变速率拉伸实验,结果显示,与在空气中相比,含氢环境中材料的延伸率降幅可达52.3%、断面收缩率降幅更是可达80.4%。

上述研究均表明,当钢质管道暴露于含氢环境中时,材料均表现出明显氢脆特征,氢脆会给管道输氢的工程实践带来极大安全隐患。因此,研究管道用钢的氢脆行为对于纯氢或掺氢燃气的安全输送具有十分重要的意义。

## 1 输氢天然气管道材料应用现状

目前,纯氢长输管道应用较多的材料是低合金钢、碳钢及部分API 5L X系列管线钢等<sup>[18]</sup>,如济源—洛阳氢气管道使用L245NS低合金高强度钢,金陵—扬子氢气管道以及巴陵—长岭氢气管道使用20号钢,ASME B31.12-2019《氢气管道和管线》推荐采用的X42、X52钢(表1)<sup>[7,19-20]</sup>。除上述已用于氢气输送的管道用钢外,天然气管道常用材料(如X65、X70、X80钢等)也常被用于氢脆行为研究,为管道输氢选材和天然气管道掺氢比的确定等提供了依据。不同材料氢脆行为的差异与氢在材料中的溶解及扩散行为相关,而材料中的氢陷阱对氢的溶解与扩散过程均具有显著的影响。

表 1 国内外部分已建或拟建输氢管道使用管材统计表  
Table 1 Statistics of pipe materials used in some built or proposed hydrogen pipelines at home and abroad

国家	项目/管道名称	输送介质	设计或运行压力/ MPa	规格或直径/ mm	长度/ km	材质
中国	金陵—扬子氢气管道 <sup>[7]</sup>	纯氢 99.5%	4	D325	32	20 号钢
中国	巴陵—长岭氢气管道 <sup>[7]</sup>	纯氢 99.5%	5	D457	42	20 号钢
中国	济源—洛阳氢气管道 <sup>[7]</sup>	纯氢	4	D508	25	L245NS
中国	乌海—银川焦炉煤气输气管道 <sup>[7]</sup>	掺氢(掺氢比 68%)	3	D610	217.5	L245NB
中国	河北定州—高碑店氢气长输管道 <sup>[7]</sup>	纯氢 99.999%	4	D508	145	L245N
中国	玉门油田氢气管道 <sup>[7]</sup>	纯氢	2.5	DN200	5.77	—
德国	Air Liquide, Chemische Werke <sup>[19]</sup>	纯氢	小于 2.5	168~273	215	SAE 1060
法国、荷兰	Air Liquide <sup>[19]</sup>	纯氢	小于 10	158	大于 1 100	无缝碳钢
美国	Air Products, Texas-Louisiana <sup>[19]</sup>	纯氢	3~5	76~356	大于 983	ASTM 106, API 5L B 级/X42/X52
美国	Air Products, Southern California <sup>[19]</sup>	纯氢	3.7~6.2	168~323	18	API 5L B 级
美国	New Air Products Carson Plant <sup>[19]</sup>	纯氢	14	219	0.9	API 5L X52
加拿大	AGEC <sup>[20]</sup>	纯氢	3.8	273	3.7	X42

## 2 材料中的氢陷阱

氢原子半径小,易于进入金属内部,聚集于金属晶格间隙以及晶界、夹杂物界面、位错等各种非完整晶体处<sup>[21-22]</sup>。相比于金属晶格间隙,氢更易于夹杂物界面、位错等氢陷阱处偏聚。但陷阱中的氢在一定条件下也可以逃逸出氢陷阱,进入金属晶格内。对充氢试样进行热脱附分析,控制加热速率,根据热脱附曲线读取试样氢脱附速率最高时对应的温度,即可计算出氢逃逸出氢陷阱的激活能<sup>[23]</sup>。目前,通常根据激活能的不同,将氢陷阱分为可逆氢陷阱与不可逆氢陷阱。在理想条件下,可逆氢陷阱能够临时存储氢,不可逆氢陷阱则能永久存储氢<sup>[24]</sup>,并且可逆氢陷阱在氢脆行为中起到了更重要的作用<sup>[25-26]</sup>。但对于两者的界限(即激活能,常认为是 60 kJ/mol)尚未达成共识<sup>[27]</sup>。

管道用钢在生产、制造及使用的过程中不可避免会存在氢陷阱<sup>[28]</sup>,如晶界<sup>[29-30]</sup>、位错<sup>[31]</sup>、夹杂物、析出物边界<sup>[32]</sup>等。通常认为,位错是一种重要的可逆氢陷阱。通过在氢环境中及充氢后对 X80 钢进行慢拉伸测试<sup>[11]</sup>,对比材料内部的氢以及环境中的氢对材料慢拉伸行为影响,发现二者均会对 X80 钢的氢脆行为产生影响,但环境中氢对 X80 钢的氢脆行为影响更显著;X80 钢氢脆敏感性随着拉伸速率的升高而降低,其原因是高应变速率下位错捕获氢较为困难;热处理后,内部氢对氢脆影响显著降低,而环境中的氢对氢脆的影

响变化很小,表明 X80 钢的氢脆主要是由位错与氢相互作用引起的。此外,氢也会影响材料中位错的形核及运动<sup>[11,33]</sup>,并被诸多实验结果所证实。如学者们使用原位电化学纳米压痕法测量充氢与非充氢试验中的塑性变形起始应力,发现氢能够降低引起材料塑性变形的初始应力,并降低材料中的缺陷形成能<sup>[34]</sup>;高强钢可以通过析出强化获得高强度,对高强钢充氢,发现氢能够增大位错密度,并使析出物周围应变场增大<sup>[35]</sup>。含氢试样与不含氢试样在变形过程中的位错运动程度也不同,使用透射电子显微镜观察试样断口表面下方区域,发现充氢试样位错密度更高<sup>[35-37]</sup>。借助环境透射电子显微镜,从断口学角度进行分析,也发现了氢促进位错运动的证据<sup>[38]</sup>。但也有研究表明,氢对位错运动具有一定的抑制作用<sup>[39]</sup>。如在某些材料中,氢浓度较低时可促使材料发生软化,而氢浓度升高时材料则发生了硬化<sup>[40]</sup>。氢陷阱影响着氢的扩散,而氢也改变着氢陷阱在材料变形开裂过程中的行为,两者相互作用复杂,衍生出不同的氢脆机理。

## 3 氢脆机理

关于氢脆的机理有多种理论,包括氢增强局部塑性(Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity, HELP)、氢致弱键(Hydrogen-Enhanced Decohesion, HEDE)、吸附诱导位错发射(Adsorption-Induced Dislocation

Emission, AIDE)、氢增强应变诱导空位(Hydrogen-Enhanced Strain-Induced Vacancy, HESIV)、压力膨胀等。每一种理论都有相关的实验现象支持,但至今仍没有一种理论能够解释所有的氢脆现象。1972年,Beachem<sup>[41]</sup>提出了HELP的概念,该理论认为氢有助于变形过程,但仅在氢浓度足够高的区域才能发生。该理论同时认为,虽然材料宏观上表现出脆性断裂的特征,但微观过程是氢原子与位错相互作用的结果,当氢浓度达到一定值时,氢会促进位错的运动并使局部产生塑性变形,进而形成裂纹。目前,氢促进位错运动主要有两种解释:①氢能够改变刃型位错周围的应力场,通过应力屏蔽效应来影响位错的运动,降低位错与其他障碍物(如间隙原子、位错等)相互作用所需的能量,从而增加位错的移动性<sup>[42-45]</sup>;②从热力学角度出发,认为氢的存在能够降低位错形成能,从而增加了双扭结的形核率,如果双扭结的形成是位错运动的控制步骤,提高双扭结形核率将相应促进位错的运动<sup>[46]</sup>。HEDE是一种建立在氢能够降低材料原子间结合力基础上重要的氢脆机理,其认为当材料中的氢聚集在裂纹尖端时,将导致裂纹尖端区域原子间结合力降低,从而导致准解理断裂的发生,促进裂纹扩展<sup>[47]</sup>。对于管道用钢常见的铁素体+珠光体组织,HEDE与HELP机理共同作用目前被认为是最主要的氢促断裂原因。

AIDE机制认为,溶质氢原子易被吸附在应力集中区域的表面,如裂纹尖端,使材料的原子键或内聚强度减弱,从而促进裂纹尖端区域的位错发射,进而促进裂纹扩展以及微孔洞的形成<sup>[47]</sup>。2004年,Nagumo等<sup>[14]</sup>发现氢、空位共同导致的合金断裂失效,并据此提出了HESIV机制。该机制认为氢加速了应变诱导空位的形成并促使空位团簇稳定,进而有利于孔洞的形成和生长,使材料过早失效。压力膨胀理论可用于解释氢鼓泡现象<sup>[6]</sup>,该理论认为,由于氢原子尺寸远小于铁原子,溶解于金属中的氢原子可在晶格中自由扩散,易在氢陷阱处发生局部聚集并重新复合成为氢分子,造成局部高压从而形成鼓泡。

氢进入材料后会使得材料力学性能在宏观上表现出塑性降低、脆性升高的特征,导致该现象的微观机理目前尚不明确<sup>[48]</sup>。但氢脆机理与材料的氢脆敏感性密切相关,在目前关于氢脆的研究中,除氢脆机理外,另一主要研究方向即是氢脆敏感性。

## 4 氢脆敏感性研究方法

### 4.1 实验室充氢方法

在管道用钢氢脆敏感性的相关研究中,实现材料充氢的方法包括电化学充氢、化学充氢、气相充氢等<sup>[49-54]</sup>,其中电化学充氢与气相充氢应用较为广泛。电化学充氢是通过对试样施加恒定阴极电流的方式,使溶液中的氢在试样表面获得电子进而还原成氢原子,一部分氢原子会在浓度梯度的驱动下扩散进入材料内部,从而实现材料的充氢<sup>[55]</sup>。气相充氢法是将材料暴露于高压氢气中,气态氢分子与材料表面碰撞<sup>[56]</sup>,部分氢分子会在金属表面发生物理吸附,吸附在金属表面的分子氢分解成吸附在金属外表面的原子氢,而后溶解成吸附在内表面的原子氢,吸附型原子氢在去吸附后最终成为溶解于金属内部的氢,从而实现材料的充氢。在较宽温度与压力范围内,氢气分子吸附解离成氢原子在热力学上已经被证明是可能的<sup>[57]</sup>。与电化学充氢、化学充氢相比,气相充氢能够更好地模拟管道用钢输氢工程的实际工况。

### 4.2 氢脆敏感性测试方法

氢进入钢中后,可使材料力学性能发生变化,通常表现为塑性降低,呈现氢脆特征<sup>[58]</sup>。慢应变速率拉伸测试是测试材料氢脆敏感性最常用的方法之一,试样可为圆棒形<sup>[59]</sup>或薄板形<sup>[13]</sup>。在对材料充氢或使材料临氢后,使用拉伸试验机测量试样的应力-应变曲线。为获得材料的氢脆敏感性,还需设置空白对照组(空气或惰性环境介质中对试样进行相同条件下的慢应变速率拉伸测试)。对比两者的测试结果,使用断后伸长率或断面收缩率计算材料的氢脆敏感性系数 $K_H$ :

$$K_H = 1 - \frac{\delta_H}{\delta_A} \tag{1}$$

$$K_H = 1 - \frac{\varphi_H}{\varphi_A} \tag{2}$$

式中: $\delta_H$ 、 $\varphi_H$ 分别为拉伸试样在氢环境中的断后伸长率、断面收缩率; $\delta_A$ 、 $\varphi_A$ 分别为拉伸试样在惰性环境中的断后伸长率、断面收缩率。

除慢应变速率拉伸试验外,还可通过圆盘压力测试、断裂韧性测试、裂纹扩展速率测试、楔形开口加载测试等<sup>[60]</sup>测得的性能变化来表征材料的氢脆敏感性。

### 4.3 典型断口形貌

在氢脆敏感性测试中,氢不仅影响材料的力学性能,也改变着材料的断口形貌。临氢环境中,金属材料发生氢脆后,试样断口形貌通常呈现准解理特征。如 X80 管线钢进行氢脆敏感性测试后,对比空气与 1% 掺氢比甲烷环境中的慢拉伸试样断口发现,空气中试样的断口形貌主要由韧窝构成,呈现出明显的韧性断裂特征;1% 掺氢比甲烷中试样的断口形貌为准解理,表现出脆性断裂特征<sup>[61]</sup>。断口形貌也受测试条件的影响。如 H<sub>2</sub>S 环境中 X80 管线钢材料慢应变速率拉伸测试结果显示,随着充氢时间的增加,试样断口愈发平坦、剪切唇减小,微观形貌上韧窝尺寸逐渐减小、准解理断裂面积占比逐渐增加<sup>[62]</sup>。

## 5 实验条件对氢脆行为的影响

关于纯氢或掺氢燃气管道的氢脆行为研究已有大量报道,但极少涉及充氢时间、应变速率、温度等参数选择对氢脆敏感性测试结果的影响。然而,在常规氢脆敏感性研究中,上述因素被证实对钢的氢脆行为具有影响。

### 5.1 充氢时间

1987 年, Lee 等<sup>[63]</sup>证实了氢对材料的危害与材料中的氢浓度正相关。适当延长充氢时间是增加材料中氢浓度的一种有效方法。因此,可以作出合理推测,增加充氢时间能够增大材料的氢脆敏感性,该现象在 X80 钢或高强钢等管道用钢氢脆敏感性测试中已被证实<sup>[62,64]</sup>。但是,氢进入材料中的速率并非一成不变。Flis 等<sup>[65]</sup>发现氢进入材料的速率开始时快速增加,而后出现下降,这可能与材料表面状态的改变有关,并影响材料的氢脆行为,但上述猜测还需实验进一步证实。此外,充氢时间不仅会影响材料的氢脆敏感性,同时还会影响材料氢脆行为的可逆程度,如有研究发现短时间充氢后,通过热处理能够使材料的性能恢复,但长时间充氢则会对材料造成不可逆的损伤,力学性能无法恢复<sup>[62]</sup>。

### 5.2 氢分压或充氢电流密度

对于 X70、X80 管线钢,氢脆敏感性随着氢压升高而增大的现象已经在断裂韧性、慢应变速率拉伸等测试中得以验证,这类现象可以用西韦特定律以及朗格缪尔吸附等温式等进行解释,但上述现象通常仅在一

定的氢压范围内出现(即存在氢压下限值与上限值)。材料若要表现出氢脆特征,需要材料中的氢达到一定浓度,其值除与测试方法相关外,主要取决于材料本身的微观组织结构及性能。如马氏体钢在低压氢环境中即可表现出明显的氢脆特征,当压力超过一定值后,氢脆敏感性不再随氢压的升高而变化,这可能与材料中的氢饱和溶解度相关。对于两种方法而言,在氢离子或氢分子转变为氢原子后,氢原子吸附溶解进入材料的过程并无差别,因此,在一定电化学充氢电流密度范围内,能够观察到氢脆敏感性随电流密度增加而升高的现象<sup>[58]</sup>。

### 5.3 应变速率

应变速率直接影响管线钢氢致损伤敏感性的测试结果。通常,降低应变速率会使测得的氢脆敏感性指数增大,如对充氢后的低碳马氏体钢进行慢应变速率拉伸测试时,降低应变速率后,材料的断后伸长率下降<sup>[66]</sup>。通过计算模拟发现,应变速率降低后,进入金属晶格内氢含量升高是材料塑性降低的主要原因<sup>[67]</sup>。但并非降低应变速率就一定能够增加材料的氢脆敏感性,Okayasu 等<sup>[68]</sup>对高强钢进行氢脆敏感性测试时,发现应变速率最低的试样并未表现出最高的氢脆敏感性。可见,在相同环境条件下,各材料呈现出最高氢脆敏感性的应变速率不同,具体原因尚在探究中。

### 5.4 温度

在电化学氢渗透实验中,温度可以影响氢扩散系数等参数,而氢在材料中的扩散行为对氢脆行为起着重要作用。研究发现,在一定范围内,温度的升高增加了氢在金属中的移动性,从而使材料表现出不同的氢脆敏感性<sup>[69]</sup>。对于埋地管线钢,其运行温度应选择合适的范围,从而尽量降低氢致开裂等损伤。如对 X90 管线钢进行慢应变速率拉伸测试,发现 313 K 是其氢脆行为的转变温度,低于该温度时,随温度升高,氢脆敏感性升高;高于该温度时,随温度升高,氢脆敏感性下降<sup>[70]</sup>;对于年平均温度在 313 K 左右的地区,应慎重选用该种材料。

### 5.5 冷变形

管道用钢在加工、装配、焊接及服役过程中,极易在局部区域产生冷变形。对于具有冷变形的材料(如高强钢),对其充氢后,通过慢应变速率拉伸测试发现,氢不仅降低了材料的塑性,还降低了其抗拉强度,这与未发生冷变形材料的测试结果不一致。其中一个原因

是预先冷变形增加了材料中位错等氢陷阱的密度,从而改变了材料的氢脆敏感性<sup>[71]</sup>。

### 5.6 应力集中

对于存在原始缺陷的材料或存在人为加工缺口的试样,在氢失效的相关测试中,用来表征氢对性能影响程度的指数通常会更高,也就是表现出更高的氢脆敏感性<sup>[16]</sup>。缺口试样是一种典型的含有表面缺陷的试样,试样表面的缺口位置在受力(拉伸)过程中可引起应力集中效应,在临氢环境中,会表现出更高的氢脆敏感性<sup>[72]</sup>。

## 6 微观组织对氢脆敏感性的影响

夹杂物是氢陷阱的一种,且通常为不可逆氢陷阱。夹杂物的形状、周围的应力/应变场、夹杂物与基体的取向关系、夹杂物与界面处的微观结构、夹杂物取向与氢扩散方向的角度等均会影响氢在陷阱中的浓度,例如,当夹杂物处存在微裂纹时,陷阱中氢的浓度会更高<sup>[73]</sup>。不同种类夹杂物对于氢的吸引力也不同,Cr-Mo低合金钢中硫化锰、富硅颗粒及氮化钛夹杂物处是氢的优先捕获位点<sup>[74]</sup>。X80钢充氢后裂纹起始点也主要集中于富含硅和铝的氧化物夹杂处<sup>[75]</sup>。可见,夹杂物的种类、数量及形状等均会影响钢的氢脆敏感性<sup>[76]</sup>。

通常,钢的强度越高,氢脆敏感性越高<sup>[58]</sup>。大量的研究表明,基体微观组织结构的差异是钢氢脆失效过程差异的本质所在<sup>[68,77]</sup>。在对于低合金钢和不锈钢的氢脆敏感性研究中,发现奥氏体组织比马氏体组织具有更高的氢脆抗力<sup>[78]</sup>;相比马氏体组织,管道用钢常见的铁素体-珠光体组织更不易引起氢聚集<sup>[79]</sup>。但对于同种微观组织,由于晶粒尺寸、晶粒形状、预应变等的差异,其对于氢的吸引力也存在差别,从而具有不同的氢脆敏感性。如对于充氢后的X70管线钢,在铁素体晶粒粗大及位错密度较低的区域,氢更易向裂纹尖端应力集中区聚集,从而加速该区域的开裂<sup>[80]</sup>;针状铁素体比超细针状铁素体具有更好的抗氢致开裂性能<sup>[81]</sup>。截至目前,不同组织结构对常见纯氢或掺氢燃气管道用钢氢脆敏感性的影响尚无一致的认识<sup>[28]</sup>,但一般认为不同组织的氢脆敏感性按以下顺序依次增大:铁素体或珠光体、贝氏体、低碳马氏体、马氏体与贝氏体的混合物、孪晶马氏体<sup>[82]</sup>。

## 7 结论与建议

材料的氢脆问题由来已久,金属材料在冶炼、铸造、焊接等制造过程中或服役于酸性水溶液、含H<sub>2</sub>S环境以及氢气环境中时均有可能将氢引入材料,进而影响材料的服役性能。为此,学者们针对包括管道用钢在内的诸多材料开展了大量研究工作,内容涵盖氢脆机理、影响因素等方面,并取得了大量成果。实验室常用的电化学充氢实验装置简单、操作便捷、安全性高、技术成熟,是氢脆研究工作中重要的技术手段之一。但电化学充氢是氢离子得到电子直接还原成氢原子的过程,而气相充氢过程是氢分子碰撞、吸附并解离成氢原子的过程,两者机理存在本质差异。气相充氢会受到材料表面状态、环境气体组分等因素的影响,因此电化学充氢难以模拟真实管道输氢工况下的渗氢扩散。在管道输氢日益成为氢能产业发展关键因素,而氢与管道相容性评价技术、体系不成熟的背景下,使用气态充氢方法研究氢与管道相容性,有助于推动管道输氢产业的加速发展。此外,目前的研究还存在以下亟待解决的问题。

(1)管道输氢系统中,各种部件材料具有复杂的微观组织结构与应力应变状态,面临复杂的内外服役环境(压力波动、掺氢比、氢分层、杂质气体、内腐蚀、外腐蚀等),为准确评价氢与管道的相容性,亟需发展材料-载荷-环境多因素耦合作用下的渗氢扩散和氢损伤原位测试关键技术,尤其要关注管道外腐蚀与内部渗氢扩散间的交互作用关系,以期为纯氢或掺氢输送系统的安全运行提供准确的数据支撑。

(2)管道输氢系统中,除金属管道主体外,还有大量的临氢部件(氢气压缩机、截断阀、调节阀、气动阀、系统储氢装置等),其与氢的相容性评价同样值得关注,但目前相关的研究报道极少。

(3)管道输氢系统建造过程中,焊接是最常用的连接方式。但在焊接过程中,受焊接热循环作用,相比于母材,焊缝及热影响区的微观组织及应力应变状态将出现显著差异,进而呈现出的不同的渗氢扩散和氢脆行为,需要格外关注。应通过充分的焊接接头评价,为焊接工艺的进一步优化提供指导。

(4)当选择利用长期服役的燃气管网进行掺氢输送时,要充分考虑管道长期服役过程中微观组织、力学性能、内部氢含量等的变化,以及内腐蚀、外腐蚀、缺陷

以及不同时期管道制造工艺、技术、质量间差异的影响,即新管道的氢相容性评价结果可能并不适用于在役管道(尤其是长期服役管道)的评价。需要明确管道系统材料性能随时间的退化规律,以期为建立全生命周期退化预测模型提供准确支撑。

#### 参考文献:

- [1] 苏南. 可再生能源开启多能协同发展新格局[N]. 中国能源报, 2023-04-17(3).  
SU N. Renewable energy opens up a new pattern of multi energy coordinated development[N]. China Energy News, 2023-04-17(3).
- [2] 杨修宇, 孙健舒, 刘玉娇, 张明洋, 刘家育. 气网管存与电转气协调运行提升电-气互联系统灵活性的调度策略[J]. 电网技术, 2023, 47(1): 236-244. DOI: 10.13335/j.1000-3673.pst.2022.0758.  
YANG X Y, SUN J S, LIU Y J, ZHANG M Y, LIU J Y. Scheduling strategy of coordinated operation of gas network linepack and P2G for flexibility improvement of integrated electricity-gas system[J]. Power System Technology, 2023, 47(1): 236-244.
- [3] 粟世玮, 郝翊彤, 宋玉娇, 张磊, 智李, 郝翊帆. 含风电-氢能-电转气的园区综合能源系统优化调度[J]. 广西师范大学学报(自然科学版), 2023, 41(1): 48-57. DOI: 10.16088/j.issn.1001-6600.2022030306.  
SU S W, HAO Y T, SONG Y J, ZHANG L, ZHI L, HAO Y F. Optimal dispatch of park integrated energy system including wind power-hydrogen energy-P2G[J]. Journal of Guangxi Normal University (Natural Science Edition), 2023, 41(1): 48-57.
- [4] 宋鹏飞, 张超, 肖立, 侯建国, 王修康, 王秀林. 对天然气产业与氢能产业融合发展的战略思考[J]. 油气与新能源, 2023, 35(2): 37-45. DOI: 10.3969/j.issn.2097-0021.2023.02.005.  
SONG P F, ZHANG C, XIAO L, HOU J G, WANG X K, WANG X L. Strategic thinking of the integrated development of natural gas industry and hydrogen industry[J]. Petroleum and New Energy, 2023, 35(2): 37-45.
- [5] YANG C, OGDEN J. Determining the lowest-cost hydrogen delivery mode[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2007, 32(2): 268-286. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2006.05.009.
- [6] 程玉峰. 高压氢气管道氢脆问题明晰[J]. 油气储运, 2023, 42(1): 1-8. DOI: 10.6047/j.issn.1000-8241.2023.01.001.  
CHENG Y F. Essence and gap analysis for hydrogen embrittlement of pipelines in high-pressure hydrogen environments[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2023, 42(1): 1-8.
- [7] 韩秀林, 孙宏, 李建一, 宗秋丽. 输氢管道钢管研究进展[J]. 钢管, 2023, 52(1): 1-7. DOI: 10.19938/j.steelpipe.1001-2311.2023.1.01.07.  
HAN X L, SUN H, LI J Y, ZONG Q L. Progress of research on steel pipe for hydrogen transmission pipeline[J]. Steel Pipe, 2023, 52(1): 1-7.
- [8] 郑津洋, 刘自亮, 花争立, 顾超华, 王赓, 陈霖新, 等. 氢安全研究现状及面临的挑战[J]. 安全与环境学报, 2020, 20(1): 106-115. DOI: 10.13637/j.issn.1009-6094.2019.0535.  
ZHENG J Y, LIU Z L, HUA Z L, GU C H, WANG G, CHEN L X, et al. Research status-in-situ and key challenges in hydrogen safety[J]. Journal of Safety and Environment, 2020, 20(1): 106-115.
- [9] ZHANG T M, ZHAO W M, DENG Q S, JIANG W, WANG Y L, WANG Y, 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(39): 25102-25113. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.08.081.
- [10] FAN Y H, ZHANG B, YI H L, HAO G S, SUN Y Y, WANG J Q, et al. The role of reversed austenite in hydrogen embrittlement fracture of S41500 martensitic stainless steel[J]. Acta Materialia, 2017, 139: 188-195. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.08.011.
- [11] ZHOU C S, YE B G, SONG Y Y, CUI T C, XU P, ZHANG L. Effects of internal hydrogen and surface-absorbed hydrogen on the hydrogen embrittlement of X80 pipeline steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2019, 44(40): 22547-22558. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.04.239.
- [12] SINGH V, SINGH R, ARORA K S, MAHAJAN D K. Hydrogen induced blister cracking and mechanical failure in X65 pipeline steels[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2019, 44(39): 22039-22049. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.06.098.
- [13] GOU J X, NIE R Y, XING X, LI Z L, CUI G, LIU J G, et al. Hydrogen-induced cracking of welded X80 steel studies by experimental testing and molecular dynamics modeling[J]. Corrosion Science, 2023, 214: 111027. DOI: 10.1016/j.corsci.2023.111027.
- [14] LI X F, MA X F, ZHANG J, AKIYAMA E, WANG Y F, SONG X L. Review of hydrogen embrittlement in metals: hydrogen diffusion, hydrogen characterization, hydrogen embrittlement mechanism and prevention[J]. Acta Metallurgica

- Sinica (English Letters), 2020, 33(6): 759-773. DOI: 10.1007/s40195-020-01039-7.
- [15] HIRTH J P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(6): 861-890. DOI: 10.1007/BF02654700.
- [16] BRIOTTET L, MORO I, LEMOINE P. Quantifying the hydrogen embrittlement of pipeline steels for safety considerations[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2012, 37(22): 17616-17623. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2012.05.143.
- [17] 白光乾, 王秋岩, 邓海全, 李冬林, 李云. 氢环境下 X52 管线钢的抗氢性能[J]. 材料导报, 2020, 34(22): 22130-22135. DOI: 10.11896/cldb.19070188.
- BAI G Q, WANG Q Y, DENG H Q, LI D L, LI Y. Hydrogen resistance of X52 pipeline steel under hydrogen environment[J]. Materials Reports, 2020, 34(22): 22130-22135.
- [18] 崔月瑶. 纯氢长输氢管线钢材料与抗氢脆技术的研究[J]. 冶金与材料, 2023, 43(1): 50-52. DOI: 10.3969/j.issn.1674-5183.2023.01.018.
- CUI Y Y. Research on steel materials and hydrogen embrittlement resistance technology for pure hydrogen long distance hydrogen transmission pipeline[J]. Metallurgy and Materials, 2023, 43(1): 50-52.
- [19] WANG H T, TONG Z, ZHOU G J, ZHANG C, ZHOU H Y, WANG Y, et al. Research and demonstration on hydrogen compatibility of pipelines: a review of current status and challenges[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47(66): 28585-28604. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2022.06.158.
- [20] 佚名. 科技创新助力纯氢掺氢管道输送发展[N]. 石油管道报, 2022-08-01(04).
- Anon. Technological innovation helps the development of pure hydrogen blended hydrogen pipeline transportation[N]. Oil Pipeline Report, 2022-08-01(04).
- [21] ORIANI R A. The diffusion and trapping of hydrogen in steel[J]. Acta Metallurgica, 1970, 18(1): 147-157. DOI: 10.1016/0001-6160(70)90078-7.
- [22] AU M. A visible technology for display of hydrogen distribution in metals[J]. Journal of Alloys and Compounds, 1999, 293/295: 317-323. DOI: 10.1016/S0925-8388(99)00371-0.
- [23] CHOO W Y, LEE J Y. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron[J]. Metallurgical Transactions A, 1982, 13(1): 135-140. DOI: 10.1007/BF02642424.
- [24] JACK T A, POURAZIZI R, OHAERI E, SZPUNAR J, ZHANG J M, QU J B. Investigation of the hydrogen induced cracking behaviour of API 5L X65 pipeline steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45(35): 17671-17684. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2020.04.211.
- [25] THOMAS A, SZPUNAR J A. Hydrogen diffusion and trapping in X70 pipeline steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45(3): 2390-2404. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.11.096.
- [26] SILVERSTEIN R, ELIEZER D, TAL-GUTELMACHER E. Hydrogen trapping in alloys studied by thermal desorption spectrometry[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 511-522. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.066.
- [27] TURNBULL A. Perspectives on hydrogen uptake, diffusion and trapping[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2015, 40(47): 16961-16970. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2015.06.147.
- [28] ZHANG T M, ZHAO W M, LI T T, ZHAO Y J, DENG Q S, WANG Y, et al. Comparison of hydrogen embrittlement susceptibility of three cathodic protected subsea pipeline steels from a point of view of hydrogen permeation[J]. Corrosion Science, 2018, 131: 104-115. DOI: 10.1016/j.corsci.2017.11.013.
- [29] OUDRISS A, LE GUERNIC S, WANG Z, OSMAN HOCH B, BOUHATTATE J, CONFORTO E, et al. Meso-scale anisotropic hydrogen segregation near grain-boundaries in polycrystalline nickel characterized by EBSD/SIMS[J]. Materials Letters, 2016, 165: 217-222. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.12.016.
- [30] OUDRISS A, CREUS J, BOUHATTATE J, CONFORTO E, BERZIOU C, SAVALL C, et al. Grain size and grain-boundary effects on diffusion and trapping of hydrogen in pure nickel[J]. Acta Materialia, 2012, 60(19): 6814-6828. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.004.
- [31] TAKETOMI S, MATSUMOTO R, MIYAZAKI N. Atomistic study of hydrogen distribution and diffusion around a  $\{112\} \langle 111 \rangle$  edge dislocation in alpha iron[J]. Acta Materialia, 2008, 56(15): 3761-3769. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.04.011.
- [32] ZHAO W M, ZHANG T M, ZHAO Y J, SUN J B, WANG Y. Hydrogen permeation and embrittlement susceptibility of X80 welded joint under high-pressure coal gas environment[J]. Corrosion Science, 2016, 111: 84-97. DOI: 10.1016/j.corsci.2016.04.029.

- [33] DADFARNIA M, MARTIN M L, NAGAO A, SOFRONIS P, ROBERTSON I M. Modeling hydrogen transport by dislocations[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2015, 78: 511-525. DOI: 10.1016/j.jmps.2015.03.002.
- [34] BARNOUSH A, VEHOFF H. Recent developments in the study of hydrogen embrittlement: hydrogen effect on dislocation nucleation[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5274-5285. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.05.057.
- [35] GONG P, TURK A, NUTTER J, YU F, WYNNE B, RIVERA-DIAZ-DEL-CASTILLO P, et al. Hydrogen embrittlement mechanisms in advanced high strength steel[J]. *Acta Materialia*, 2022, 223: 117488. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117488.
- [36] NEERAJ T, SRINIVASAN R, LI J. Hydrogen embrittlement of ferritic steels: Observations on deformation microstructure, nanoscale dimples and failure by nanovoiding[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(13/14): 5160-5171. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.06.014.
- [37] MARTIN M L, SOFRONIS P, ROBERTSON I M, AWANE T, MURAKAMI Y. A microstructural based understanding of hydrogen-enhanced fatigue of stainless steels[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 57: 28-36. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.08.009.
- [38] ROBERTSON I M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, 68(6): 671-692. DOI: 10.1016/S0013-7944(01)00011-X.
- [39] KIRCHHEIM R. Solid solution softening and hardening by Mobile solute atoms with special focus on hydrogen[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(9): 767-770. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.07.022.
- [40] ZHAO Y K, SEOK M Y, CHOI I C, LEE Y H, PARK S J, RAMAMURTY U, et al. The role of hydrogen in hardening/softening steel: influence of the charging process[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 107: 46-49. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.05.017.
- [41] BEACHEM C D. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”)[J]. *Metallurgical Transactions*, 1972, 3(2): 441-455. DOI: 10.1007/BF02642048.
- [42] BOND G M, ROBERTSON I M, BIRNBAUM H K. The influence of hydrogen on deformation and fracture processes in high-strength aluminum alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1987, 35(9): 2289-2296. DOI: 10.1016/0001-6160(87)90076-9.
- [43] BIRNBAUM H K, SOFRONIS P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1994, 176(1/2): 191-202. DOI: 10.1016/0921-5093(94)90975-X.
- [44] SOFRONIS P, ROBERTSON I M. Transmission electron microscopy observations and micromechanical/continuum models for the effect of hydrogen on the mechanical behaviour of metals[J]. *Philosophical Magazine A*, 2002, 82(17/18): 3405-3413. DOI: 10.1080/01418610208240451.
- [45] SOFRONIS P. The influence of mobility of dissolved hydrogen on the elastic response of a metal[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1995, 43(9): 1385-1407. DOI: 10.1016/0022-5096(95)00037-J.
- [46] KIRCHHEIM R. Revisiting hydrogen embrittlement models and hydrogen-induced homogeneous nucleation of dislocations[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 62(2): 67-70. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.09.037.
- [47] DWIVEDI S K, VISHWAKARMA M. Hydrogen embrittlement in different materials: a review[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, 43(46): 21603-21616. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.09.201.
- [48] MARTIN M L, DADFARNIA M, NAGAO A, WANG S, SOFRONIS P. Enumeration of the hydrogen-enhanced localized plasticity mechanism for hydrogen embrittlement in structural materials[J]. *Acta Materialia*, 2019, 165: 734-750. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.12.014.
- [49] LYNCH S. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms[J]. *Corrosion Reviews*, 2012, 30(3/4): 105-123. DOI: 10.1515/corrrev-2012-0502.
- [50] BRASS A M, CHÉNE J. Influence of tensile straining on the permeation of hydrogen in low alloy Cr-Mo steels[J]. *Corrosion Science*, 2006, 48(2): 481-497. DOI: 10.1016/j.corsci.2005.01.007.
- [51] ZHOU C S, ZHENG S Q, CHEN C F, LU G W. The effect of the partial pressure of H<sub>2</sub>S on the permeation of hydrogen in low carbon pipeline steel[J]. *Corrosion Science*, 2013, 67: 184-192. DOI: 10.1016/j.corsci.2012.10.016.
- [52] KOREN E, HAGEN C M H, WANG D, LU X, JOHNSEN R, YAMABE J. Experimental comparison of gaseous and electrochemical hydrogen charging in X65 pipeline steel using the permeation technique[J]. *Corrosion Science*, 2023, 215: 111025. DOI: 10.1016/j.corsci.2023.111025.

- [53] MATSUNAGA H, YOSHIKAWA M, KONDO R, YAMABE J, MATSUOKA S. Slow strain rate tensile and fatigue properties of Cr-Mo and carbon steels in a 115 MPa hydrogen gas atmosphere[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2015, 40(16): 5739-5748. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2015.02.098.
- [54] AKIYAMA E, MATSUKADO K, WANG M Q, TSUZAKI K. Evaluation of hydrogen entry into high strength steel under atmospheric corrosion[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(9): 2758-2765. DOI: 10.1016/j.corsci.2009.11.046.
- [55] YAO C, MING H L, CHEN J, WANG J Q, HAN E H. Effect of cold deformation on the hydrogen permeation behavior of X65 pipeline steel[J]. *Coatings*, 2023, 13(2): 280. DOI: 10.3390/coatings13020280.
- [56] BOUDART M. Heats of adsorption on metal surfaces[J]. *The Journal of Chemical Physics*, 1955, 23(4): 753-754. DOI: 10.1063/1.1742097.
- [57] SUN Y H, CHENG Y F. Thermodynamics of spontaneous dissociation and dissociative adsorption of hydrogen molecules and hydrogen atom adsorption and absorption on steel under pipelining conditions[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2021, 46(69): 34469-34486. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2021.07.217.
- [58] HARDIE D, CHARLES E A, LOPEZ A H. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels[J]. *Corrosion Science*, 2006, 48(12): 4378-4385. DOI: 10.1016/j.corsci.2006.02.011.
- [59] ZHOU D J, LI T T, HUANG D W, WU Y, HUANG Z S, XIAO W, et al. The experiment study to assess the impact of hydrogen blended natural gas on the tensile properties and damage mechanism of X80 pipeline steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2021, 46(10): 7402-7414. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2020.11.267.
- [60] BARTHÉLÉMY H. Effects of pressure and purity on the hydrogen embrittlement of steels[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2011, 36(3): 2750-2758. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2010.05.029.
- [61] NGUYEN T T, TAK N, PARK J, NAHM S H, BEAK U B. Hydrogen embrittlement susceptibility of X70 pipeline steel weld under a low partial hydrogen environment[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2020, 45(43): 23739-23753. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2020.06.199.
- [62] BAI P P, ZHOU J, LUO B W, ZHENG S Q, WANG P Y, TIAN Y. Hydrogen embrittlement of X80 pipeline steel in H<sub>2</sub>S environment: effect of hydrogen charging time, hydrogen-trapped state and hydrogen charging-releasing-recharging cycles[J]. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 2020, 27(1): 63-73. DOI: 10.1007/s12613-019-1870-1.
- [63] LEE J L, LEE J Y. The effect of lattice defects induced by cathodic hydrogen charging on the apparent diffusivity of hydrogen in pure iron[J]. *Journal of Materials Science*, 1987, 22(11): 3939-3948. DOI: 10.1007/BF01133343.
- [64] SANCHEZ J, LEE S F, MARTIN-RENGEL M A, FULLEA J, ANDRADE C, RUIZ-HERVÍAS J. Measurement of hydrogen and embrittlement of high strength steels[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2016, 59: 467-477. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.11.001.
- [65] FLIS J, ZAKROCZYMSKI T, KLESHNYA1 V, KOBIELA T, DUŚ R. Changes in hydrogen entry rate and in surface of iron during cathodic polarisation in alkaline solutions[J]. *Electrochimica Acta*, 1999, 44(23): 3989-3997. DOI: 10.1016/S0013-4686(99)00168-1.
- [66] MOMOTANI Y, SHIBATA A, TERADA D, TSUJI N. Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, 42(5): 3371-3379. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.09.188.
- [67] KROM A H M, MAIER H J, KOERS R W J, BAKKER A. The effect of strain rate on hydrogen distribution in round tensile specimens[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 271(1/2): 22-30. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00276-2.
- [68] OKAYASU M, MOTOJIMA J. Microstructure-dependent hydrogen diffusion and trapping in high-tensile steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 790: 139418. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139418.
- [69] OHAERI E, EDUOK U, SZPUNAR J. Hydrogen related degradation in pipeline steel: a review[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, 43(31): 14584-14617. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.06.064.
- [70] XING X, CHENG R, CUI G, LIU J G, GOU J X, YANG C, et al. Quantification of the temperature threshold of

- hydrogen embrittlement in X90 pipeline steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 800: 140118. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140118.
- [71] LI X F, WANG Y F, ZHANG P, LI B, SONG X L, CHEN J. Effect of pre-strain on hydrogen embrittlement of high strength steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 616: 116-122. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.085.
- [72] WANG M Q, AKIYAMA E, TSUZAKI K. Effect of hydrogen and stress concentration on the notch tensile strength of AISI 4135 steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 398(1/2): 37-46. DOI: 10.1016/j.msea.2005.03.008.
- [73] ZHOU C L, LIU X H, ZHANG Y J, WU H, YANG Y H. Numerical study on effect of inclusions on hydrogen segregation in steel under stress conditions[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2022, 47(46): 20310-20322. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2022.04.140.
- [74] GARET M, BRASS A M, HAUT C, GUTTIEREZ-SOLANA F. Hydrogen trapping on non metallic inclusions in Cr-Mo low alloy steels[J]. *Corrosion Science*, 1998, 40(7): 1073-1086. DOI: 10.1016/S0010-938X(98)00008-0.
- [75] XUE H B, CHENG Y F. Characterization of inclusions of X80 pipeline steel and its correlation with hydrogen-induced cracking[J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(4): 1201-1208. DOI: 10.1016/j.corsci.2010.12.011.
- [76] TODOSHCHENKO O M I, YAGODZINSKY Y, SAUKKONEN T, HÄNNINEN H. Role of nonmetallic inclusions in hydrogen embrittlement of high-strength carbon steels with different microalloying[J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2014, 45(11): 4742-4747. DOI: 10.1007/s11661-014-2447-2.
- [77] ARAFAN M A, SZPUNAR J A. Effect of bainitic microstructure on the susceptibility of pipeline steels to hydrogen induced cracking[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(15): 4927-4940. DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.036.
- [78] OMURA T, NAKAMURA J. Hydrogen embrittlement properties of stainless and low alloy steels in high pressure gaseous hydrogen environment[J]. *ISIJ International*, 2012, 52(2): 234-239. DOI: 10.2355/isijinternational.52.234.
- [79] CHAN S L I. Hydrogen trapping ability of steels with different microstructures[J]. *Journal of the Chinese Institute of Engineers*, 1999, 22(1): 43-53. DOI: 10.1080/02533839.1999.9670440.
- [80] HEJAZI D, HAQ A J, YAZDIPOUR N, DUNNE D P, CALKA A, BARBARO F, et al. Effect of manganese content and microstructure on the susceptibility of X70 pipeline steel to hydrogen cracking[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 551: 40-49. DOI: 10.1016/j.msea.2012.04.076.
- [81] ZHAO M C, SHAN Y Y, XIAO F R, YANG K, LI Y H. Investigation on the H<sub>2</sub>S-resistant behaviors of acicular ferrite and ultrafine ferrite[J]. *Materials Letters*, 2002, 57(1): 141-145. DOI: 10.1016/S0167-577X(02)00720-6.
- [82] 王荣. 失效机理分析与对策[M]. 北京: 机械工业出版社, 2020: 80-101.
- WANG R. Failure mechanism analysis and countermeasures[M]. Beijing: China Machine Press, 2020: 80-101.
- (收稿日期: 2023-05-24; 修回日期: 2023-06-25; 编辑: 张腾)

**基金项目:** 国家重点研发计划资助项目“中低压纯氢与掺氢燃气管道系统渗氢扩散机理与相容性研究”, 2021YFB4001601。

**作者简介:** 杜建伟, 男, 1992年生, 在读硕士生, 2015年毕业于中国石油大学(北京)材料科学与工程专业, 现主要从事材料与化工专业方向的研究工作。地址: 辽宁省沈阳市沈河区文化路72号, 110016。电话: 15010946099。Email: 2417237798@qq.com

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

