

引文:刘翠伟,赵兰琦,张睿,等.应力状态下管线钢的氢脆敏感性[J].油气储运,2025,44(7):1-9.

LIU Cuiwei, ZHAO Lanqi, ZHANG Rui, et al. Study on hydrogen embrittlement susceptibility of pipeline steel under stress[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2025, 44(7): 1-9.

## 应力状态下管线钢的氢脆敏感性

刘翠伟<sup>1</sup> 赵兰琦<sup>1</sup> 张睿<sup>1</sup> 彭世焱<sup>2</sup> 李荣天<sup>1</sup> 徐新宇<sup>1</sup> 李玉星<sup>1</sup>

1. 中国石油大学(华东)储运与建筑工程学院; 2. 国家管网集团科学技术研究总院分公司

**摘要:**【目的】氢脆现象是限制输氢管道安全运行的一个重大安全问题。然而,氢气工况下氢是否会进入管线钢并引发氢脆仍然存在争议。一方面,众多研究结果表明临氢环境下钢材的塑性、韧性将有显著损失。另一方面,众多输氢管道工程在长时间运行后未发现明显的氢脆危险。氢脆实验过程中试样的极端服役状态可能是导致实验室研究结论与实际工程经验差异的关键,因此有必要研究氢脆实验过程对材料氢脆敏感性的影响。【方法】通过应力下高压气相原位拉伸实验,以慢应变速率拉伸实验为例,研究了不同充氢方式下 X52 钢试样的力学性能及氢脆程度,探究了试样内部氢的来源,梳理了不同弹性应力下实验过程对试样氢脆敏感性的影响。【结果】实验结果显示,应力是影响试样内部氢含量、导致氢脆敏感性差异的关键因素。通过应力充氢实验确定了导致 X52 钢产生氢脆的临界氢浓度,发现产生的氢效应大都来自拉伸环境中进入试样的氢,预充氢阶段进入试样内部的氢含量十分有限,并且氢在弹性阶段就已经充分进入试样。【结论】无预充氢、直接在氢环境拉伸的试样出现了屈服阶段的氢致硬化效应,说明氢在时间极短的弹性阶段内已经进入钢材内部;应力充氢状态下,试样内部氢含量明显上升;应力促进气相氢环境下的氢表面吸附及内部氢溶解度是导致应力促进氢效应的机制。在今后的研究中,应考虑慢应变速率拉伸实验对材料氢效应的影响。(图 9,表 1,参 25)

**关键词:** 管线钢; 氢脆敏感性; 气相原位充氢; 慢应变速率拉伸; 弹性应力; 掺氢天然气管道

中图分类号: TE8

文献标识码: A

文章编号: 1000-8241(2025)07-0001-09

DOI: 10.6047/j.issn.1000-8241.2025.00.000

## Study on hydrogen embrittlement susceptibility of pipeline steel under stress

LIU Cuiwei<sup>1</sup>, ZHAO Lanqi<sup>1</sup>, ZHANG Rui<sup>1</sup>, PENG Shiyao<sup>2</sup>, LI Rongtian<sup>1</sup>, XU Xinyu<sup>1</sup>, LI Yuxing<sup>1</sup>

1. College of Pipeline and Civil Engineering, China University of Petroleum (East China); 2. PipeChina Institute of Science and Technology

**Abstract:** [Objective] Hydrogen embrittlement poses a significant safety risk that restricts the safe operation of hydrogen pipelines. However, there is ongoing debate regarding the extent to which hydrogen penetrates pipeline steel and induces hydrogen embrittlement under service conditions. While numerous studies indicate a substantial loss of plasticity and toughness in steel within a hydrogen environment, many hydrogen pipelines show no evident hydrogen embrittlement hazards after long-term operation. The extreme service conditions experienced by specimens during hydrogen embrittlement testing may explain the discrepancies between laboratory findings and practical engineering experiences. Therefore, it is essential to investigate how the hydrogen embrittlement testing process affects the susceptibility of materials to hydrogen embrittlement. [Methods] The mechanical properties and hydrogen embrittlement of X52 steel specimens under different hydrogen charging methods were studied by high-pressure gas-phase in-situ tensile testing under stress, with a focus on the slow strain rate tensile test. The source of hydrogen inside the specimens was explored, and then the influence of the testing process under different elastic stresses on the susceptibility of the specimens to hydrogen embrittlement was analyzed. [Results] The experimental results indicated that stress is a critical factor influencing hydrogen content in the specimen and its susceptibility to hydrogen embrittlement. Consequently, the critical hydrogen concentration that leads to hydrogen embrittlement in X52 steel was determined through stressed hydrogen charging tests. The results indicated that most of the hydrogen effect originated from hydrogen penetration into the specimens under tensile conditions, with minimal penetration during the hydrogen pre-charging stage and sufficient penetration occurring during the

elastic stage. **[Conclusion]** The hydrogen-induced hardening effect occurred during the yield stage of specimens subjected to direct tensile testing in a hydrogen environment without hydrogen pre-charging, indicating that hydrogen penetrated the steel during the brief elastic stage. With stressed hydrogen charging, the hydrogen content in the specimens significantly increased. The mechanisms leading to the stress-promoted hydrogen effect include stress-enhanced hydrogen surface adsorption and internal hydrogen solubility in the gas-phase hydrogen environment. Future studies should consider the impact of slow strain rate tensile testing on hydrogen effects in materials. (9 Figures, 1 Table, 25 References)

**Key words:** pipeline steel, hydrogen embrittlement susceptibility, gas-phase in-situ hydrogen charging, slow strain rate tensile test, elastic stress, hydrogen-blended natural gas pipeline

随着全球化石燃料的日益枯竭及各国能源安全与环境保护意识的日渐提高,发展清洁低碳的能源成为各国政府和科研机构的共同目标<sup>[1-2]</sup>。国家发展改革委在《能源技术革命创新行动计划(2016—2030年)》中,将太阳能、风能、氢能等清洁能源的开发利用作为下一阶段的重点任务,明确指出要大力发展氢气的储运和利用技术。氢气的广泛应用对实现“双碳”战略具有重要的现实意义和广阔的发展前景。氢气作为一种高效的储能介质和零碳能源,其燃烧产物仅为水,不会导致温室气体排放,在交通、工业、电力等领域具有广阔的应用前景。目前,氢气的运输方式主要包括液氢槽车、高压氢气瓶长管拖车、液氢驳船以及管道等<sup>[3-4]</sup>。其中,前几种方式的运输成本高、效率低,难以满足氢气的大规模输送需求;管道输送虽然前期投入的资金较高,但是从长远来看,其能够有效节省成本并提高运输效率。由于新建氢气管道不仅建设成本高昂,且耗时较长,利用现有天然气管道,将氢气与天然气掺混输送是业界大力探索的大规模输氢方式<sup>[5-6]</sup>。

氢气与管材长期接触,会使金属材料发生氢脆、氢致裂纹、氢鼓泡等氢损伤,造成管线钢延性和疲劳强度降低,甚至诱发管道开裂,为安全输送氢气埋下隐患<sup>[7]</sup>。钢材发生氢脆的根本原因是氢原子渗透侵入基体钢。在晶格点阵中,氢的扩散过程可能会受到非金属夹杂物、空穴、晶界、位错、第二相颗粒等缺陷的影响,上述缺陷也被称为氢陷阱,其可能导致氢在局部区域富集,引发裂纹或形成氢气泡,影响钢材硬度和延展性<sup>[8]</sup>。当前国内外对氢气导致管材金属劣化的机理进行了大量研究,针对不同的材料和外部环境条件,氢气造成的影响不同,而且一种特定氢脆现象可能受到多种条件共同作用。目前被普遍接受的氢脆理论包括氢致弱键(Hydrogen Enhanced Decohesion, HEDE)理论及氢致局部塑性变形(Hydrogen Enhanced Localized Plasticity, HELP)理

论。HEDE理论认为,氢原子与铁原子之间的电子转移导致铁原子之间键合力下降是造成金属失效的原因<sup>[9]</sup>;HELP理论认为,在裂纹尖端聚集的氢降低材料层错能及位错运动能垒,导致裂尖附近位错可动性增强,促进位错发射和运动,引起局部塑性变形,产生孔洞并最终导致断裂<sup>[10]</sup>。

然而,对于气态氢管道,氢是否会大量进入管线钢内部并引发氢脆,目前存在争议。一方面,有研究者认为,在常温高压氢环境下,氢原子进入金属内部数量极为有限,因此工程上氢储运设备的氢脆问题并不严重<sup>[11]</sup>。HyDeploy项目测试了管道金属材料的氢相容性,将管材在掺氢比为20%的掺氢天然气中浸泡9周后进行了拉伸实验,结果表明,管材并没有发生性能劣化<sup>[12]</sup>。NaturalHy项目的研究结果表明,在天然气管道中掺入50%的氢气不会对管道材料造成灾难性影响<sup>[13]</sup>。中国“巴陵—长岭”氢气输送管道已安稳运行近10年,未发生氢脆导致的安全事故。另一方面,在实验室环境下,观察到了金属材料在气相氢环境下严重的性能衰退,包括塑性(断裂伸长率、断面收缩率)以及韧性(疲劳寿命、裂纹扩展速率、断裂韧度)<sup>[14-20]</sup>。例如,Wang等<sup>[15]</sup>发现,X80管线钢在掺氢天然气环境下的断裂收缩率及断面收缩率随氢分压上升而下降。Meng等<sup>[20]</sup>发现,掺氢天然气环境下X80管线钢的裂纹扩展速率显著上升,低周疲劳寿命明显下降。实际工程经验与实验室研究结果相差巨大的原因可能在于金属材料所处服役状态不同。以气相氢相容性研究常用的慢应变速率拉伸(Slow Strain Rate Tension, SSRT)实验为例,实验过程中,试样在原位氢环境中以恒定速率拉伸直至拉断,期间经历了弹性变形、塑性屈服变形、塑性颈缩变形等阶段,而实际服役管道很难发生如此剧烈的变形。实验过程中的极端服役状态可能是导致实验室研究结论与

实际工程经验差异的关键,有必要研究实验服役状态对氢相容性研究结果的影响。

在此,通过研究不同充氢方式对 X52 钢试样在气相氢环境下力学性能的影响,进而揭示不同程度的服役条件对试样氢脆敏感性的影响。结果显示,应力可能是影响试样内部氢含量、进而导致不同氢脆敏感性的关键因素,进一步通过应力充氢实验确定了导致

X52 钢产生氢脆的临界氢浓度。

## 1 实验材料与组成

本研究使用的实验材料是 API Spec 5L X52 管线钢(表 1),通过 Leica DMI8 扫描共聚焦显微镜观察其金相组织为多边形铁素体+少量珠光体。

表 1 X52 钢化学成分表(质量分数)

Table 1 Chemical composition of X52 steel (in mass fraction)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Cu	Al	Fe
0.0873%	0.151%	1.15%	0.0133%	0.0095%	0.0257%	0.0033%	0.0133%	0.0206%	0.000095%	0.011%	0.0251%	余量

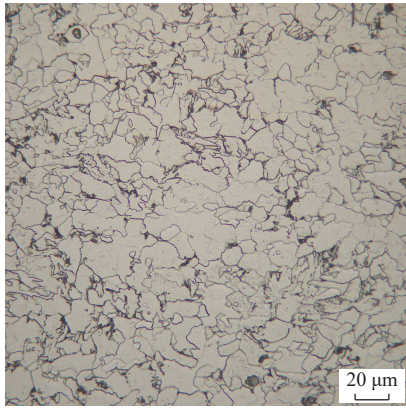


图 1 X52 钢金相组织形貌图

Fig. 1 Metallographic structure of X52 steel

采用原位充氢的慢应变速率拉伸实验研究气相充氢的 X52 钢力学性能,实验装置为 Cortest 公司生产的腐蚀疲劳慢应变速率拉伸试验机。实验时,将 X52 钢加工为哑铃形棒状试样(图 3),试样一端通过螺纹与夹具连接,另一端连接在拉伸杆处,拉伸杆与釜盖之间有密封圈,对角拧紧六角螺母,保证内部气体环境稳定(图 2)。通过程序控制试样所受应力,平衡拉伸杆受到的气体应力作用,保证试样在充气过程中受力平衡。

实验开始前,分别使用 240#、600#砂纸逐级打磨试样,以去除表面氧化层,保证各试样的表面粗糙度一致,使用去离子水对打磨后试样的表面进行清洗,再使用无水乙醇去除试样表面水分,最后用丙酮去除试样表面的油脂。将处理完成的试样固定于反应釜中,采用螺栓密封反应釜。向反应釜中充入实验气体之前,采用 1 MPa 氮气吹扫 3 次,以保证反应釜内没有杂质气体,吹扫过程应当缓慢充放气。氮气吹扫完成后,缓慢充入所需实验环境气体,待气体环境稳定后,以  $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  的应变速率对试样进行拉伸,直至试样断

裂。其中,若进行预充氢拉伸实验,应将试样在氢环境下静止 12 h 后再拉伸<sup>[21]</sup>。试样断开后,使用游标卡尺测量断口表面数据,使用酒精和丙酮擦拭,防止生锈,及时保存在密封袋中,并放入真空皿中保存。

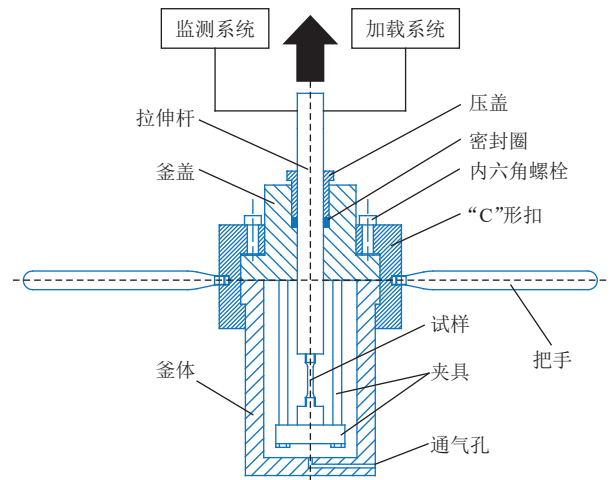


图 2 高压气相慢应变速率拉伸试验机装置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of high-pressure gas-phase slow strain rate tensile testing machine

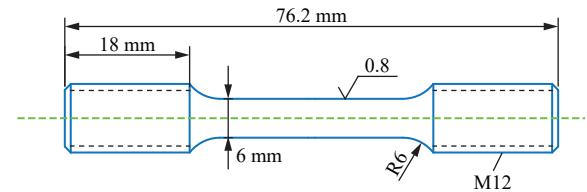


图 3 慢应变速率拉伸试样尺寸图(mm)

Fig. 3 Dimensions of slow strain rate tensile specimen (mm)

## 2 结果与讨论

### 2.1 试样内部氢的来源

分别将试样在 4 MPa 纯氮气以及 2 MPa 氮气+2 MPa 氢气的模拟掺氢天然气环境中预充 12 h,使内

部氢浓度达到稳态,随后在相同的气体环境中拉伸试样。充氢时,通过慢应变速率拉伸设备的应力平衡系统,使试样应力保持在极低范围内。氮气环境中,试样在受力约 12 000 N 时屈服,最大受力约为 14 000 N,对应屈服强度、抗拉强度分别为 440 MPa、490 MPa,断裂伸长率为 27%。在氢环境下,试样在受力约 14 000 N 时屈服,屈服后应力没有明显的继续上升趋势,最大受力约为 15 000 N,对应屈服强度、抗拉强度分别为 520 MPa、530 MPa,断裂伸长率为 24%(图 4)。可见,氢降低了 X52 钢的塑性,这是最为常见的氢效应。同时,观察到 X52 钢的屈服和抗拉强度增大,这一现象在气相氢渗透研究中并不常见。

为确定预充氢过程对试样氢脆敏感性的影响,在釜内充入工作气体后,立刻开始拉伸试样,即取消了试样的预充氢过程。未预充氢试样的屈服强度和抗拉强度分别上升至 510 MPa、520 MPa,断裂伸长率降低至 25%,可见即使试样没有预充氢,试样依然观察到了氢效应。这一结果反映了两个事实:首先,氢效应在试样的屈服阶段就已经发生,说明氢在时间极短的弹性阶段内已经进入钢材内部;其次,试样氢脆敏感性变化程度(尤其是屈服强度)与预充氢试样相近,说明弹性阶段内进入试样内部的氢含量相当可观。

随后,为研究预充氢阶段和拉伸阶段进入试样的氢含量占比,预充氢 12 h 后,放空釜内的工作气体,随后开始拉伸实验,此时试样所展现出的氢效应归因于预充氢阶段进入试样内部的氢。结果显示,试样的屈服强度和抗拉强度轻微增加,说明预充氢阶段少部分氢进入了试样内部;试样的断裂伸长率没有明显变化,这可能是由于试样拉伸至塑性变形阶段时,内部氢已经大量解吸。为排除氢大量解吸发生在试样弹性变形阶段,将试样在氢环境下充氢 12 h 后,排空工作气体,将试样快速拉伸至 11 000 N(约 90%屈服强度)后开始慢应变速率拉伸。慢拉伸实验过程中,试样内部的氢有充分的时间重新分布,如果应力导致试样内的氢向某处集中,则在对应的载荷-位移曲线中应当观察到明显的氢效应,但实验结果显示,试样并未展现出明显的氢效应,说明弹性阶段的氢解吸对实验结果影响不大。充氢前后的力学性能差异应当归因于试样内部氢含量的差异。同时,现有气相氢脆敏感性实验中所观察到的氢效应大多由环境中进入试样中的氢所致,预充氢阶段进入试样内部的氢含量十分有限,更重要

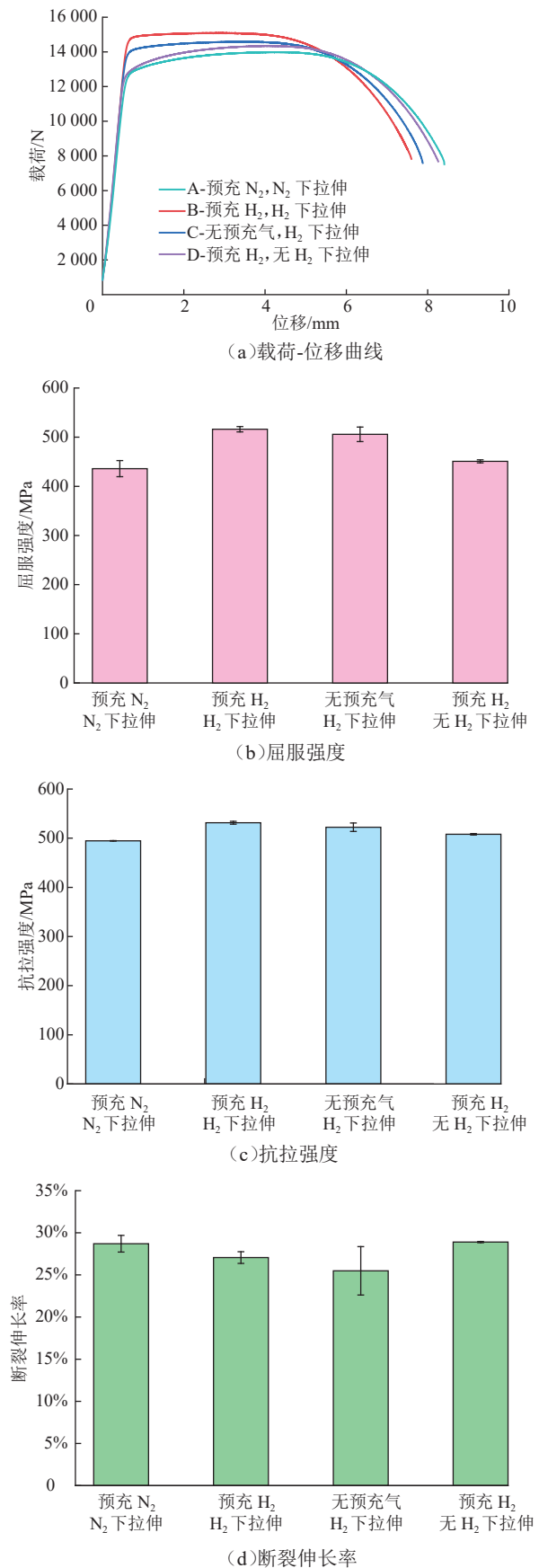


图 4 不同气相氢环境下 X52 钢力学性能统计图  
Fig. 4 Statistical charts of mechanical properties for X52 steel in different gas-phase hydrogen environments

的是, 氢在弹性阶段就已经充分进入试样。

## 2.2 弹性应力对内部氢含量及氢脆敏感性的影响

为验证上述结论, 进行弹性应力环境下充氢实验(图5)。首先向试样施加 11 000 N 的力(约 90% 屈服强度), 充氢 12 h, 随后排空釜内工作气体, 在无氢环境下拉伸试样。结果再次观察到屈服强度和抗拉强度的明显提升, 分别为 490 MPa、520 MPa, 表明应力能够显著促进氢进入试样内部, 增大材料的氢脆程度。为排除长时间弹性变形对试样力学性能的影响, 在氮气环境中重复实验, 结果显示试样的力学性能没有明显变化。

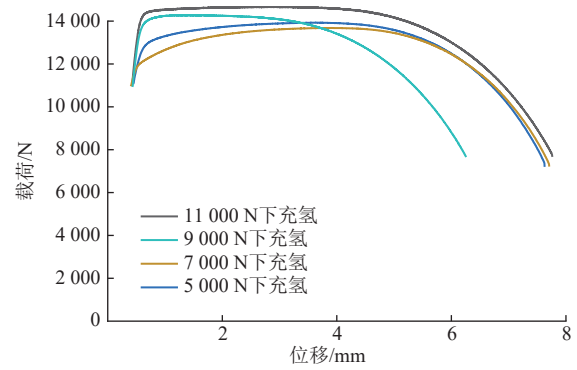
为探究氢进入试样内部的阈值应力, 分别将试样在受力 9 000 N、7 000 N、5 000 N 的条件下充氢 12 h 后拉伸。可见在 9 000 N 下充氢时, 试样的屈服强度和抗拉强度有较为明显的下降; 7 000 N、5 000 N 下测得的屈服强度与抗拉强度与在氮气环境中测得的数据相近, 初步推断 X52 钢的氢脆阈值受力为 9 000~11 000 N, 即 318~389 MPa。值得注意的是, 各试样的断裂伸长率不规则波动且误差较大, 其原因可能是氢在不同试样内的解吸程度不同, 导致实验误差较大。

## 2.3 断口形貌

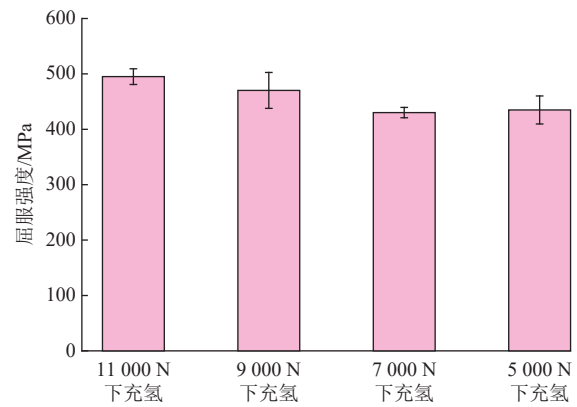
于试样断口截取约 10 mm 的试样, 断口处采用酒精和丙酮除去水分和油污, 而后利用扫描电子显微镜分别观察预充氢、氢环境下拉伸, 预充氢、无氢环境下拉伸, 无预充氢、氢环境下拉伸, 受力 11 000 N、预充氢并在无氢环境下拉伸等 4 种条件下试样的断口微观形貌。

由预充氢、氢环境下拉伸 X52 钢试样的断口形貌(图6), 可见断口呈现不完整的杯锥状特征, 但仍能观察到纤维区和剪切唇, 断口外缘观察到环向裂纹特征。断口中心呈现出微孔聚合断裂模式, 在中心纤维区为等轴韧窝形貌。在不规则的剪切唇区域边缘观察到了准解理特征, 说明该实验条件下试样因氢脆而产生局部脆性断裂。受到剪切应力的作用, 边缘区域韧窝明显伸长, 出现撕裂韧窝特征。由无预充氢、氢环境下拉伸 X52 钢试样的断口形貌(图7)可见, 断口纤维区和剪切唇分布不明显, 纤维区出现分层裂纹, 裂纹周边呈准解理断裂特征, 而且断口的边缘部分也出现了环向裂纹, 说明虽然没有提前预充 H<sub>2</sub>, 但是在 H<sub>2</sub> 下拉伸的过程中还是有氢扩散到试样边缘部分, 造成了脆性断裂。观察裂纹周围, 可以发现断裂表面更加光滑平整。

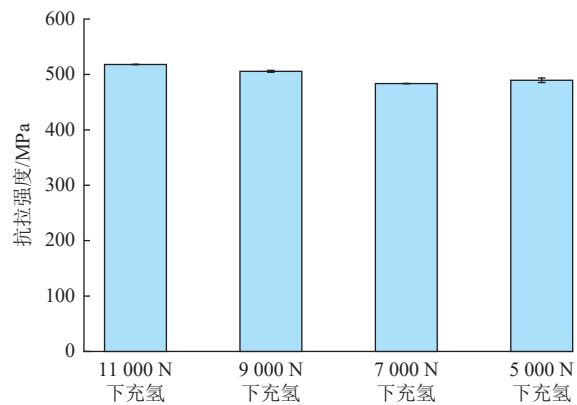
由预充氢、无氢环境下拉伸 X52 钢试样断口形貌



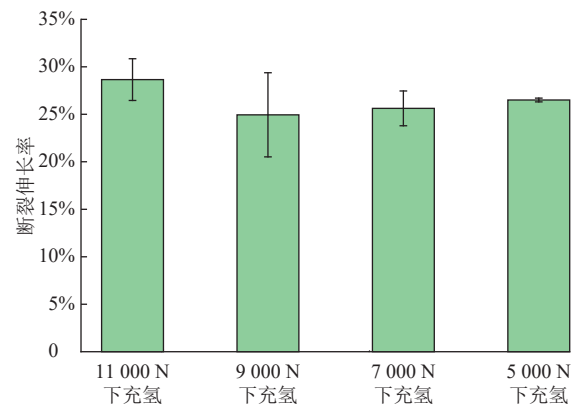
(a) 载荷-位移曲线



(b) 屈服强度



(c) 抗拉强度



(d) 断裂伸长率

图5 不同应力环境下充氢 X52 钢的力学性能统计图  
Fig. 5 Statistical charts of mechanical properties for X52 steel with hydrogen charging under different stress environments

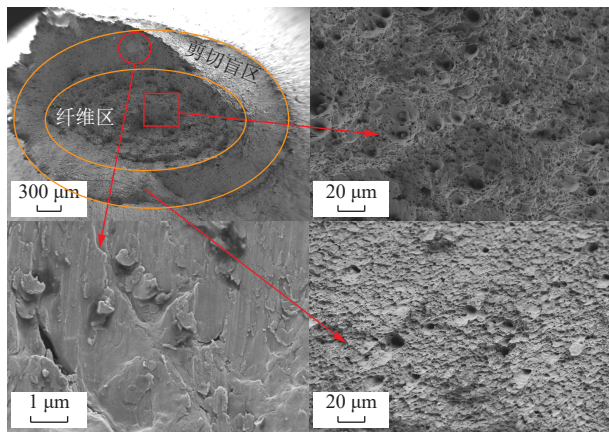


图6 预充 H<sub>2</sub>、H<sub>2</sub> 下拉伸 X52 钢试样断口形貌图  
Fig. 6 Fracture surface morphology of X52 steel specimen tensioned in hydrogen environment with hydrogen pre-charging

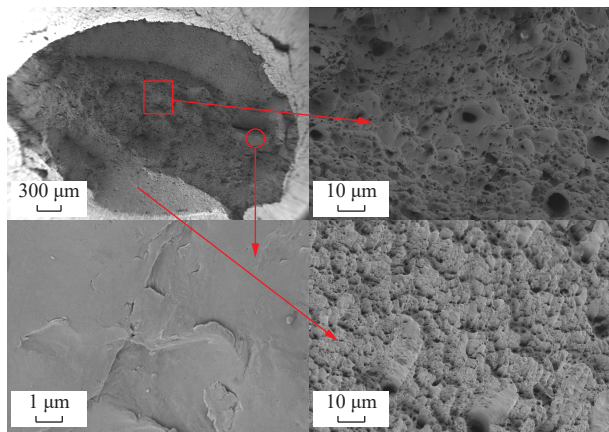


图7 无预充 H<sub>2</sub>、H<sub>2</sub> 下拉伸 X52 钢试样断口形貌图  
Fig. 7 Fracture surface morphology of X52 steel specimen tensioned in hydrogen environment without hydrogen pre-charging

(图8)可见,断口呈椭圆状,纤维区和剪切唇区占据断口较大比例,且较图6更加明显。中心处出现分层裂纹特征,在裂纹的边缘处观察到脆性区域,呈准解理断裂特征,表面光滑平整。纤维区仍为等轴韧窝形貌,但撕裂韧窝特征更加明显,韧窝被拉长更多呈现抛物线形。由11 000 N下预充 H<sub>2</sub> 并在无 H<sub>2</sub> 下拉伸的 X52 钢试样断口形貌(图9)可见,断口仍呈杯锥状断裂特征,试样中心为等轴韧窝特征,断口中心局部出现平坦的脆性断裂区域,剪切唇部分仍为撕裂韧窝特征。

在以上4种工况下,试样均出现了不同程度的脆性断裂特征。在氢气环境下拉伸的试样(图6、图8)呈现出规则的杯锥状断口、环向裂纹以及局部的脆性区域。对于预充氢但在无氢环境下拉伸的试样(图7、图9),其断口仍呈现杯锥状特征,但试样中心出现分层裂纹特征以及局部的脆性区域,说明即使无应力

环境下,氢依然能够进入试样内部引发局部的脆性转变。然而,脆性转变仅发生在试样断口心部,因此对试样的整体断裂特征影响较小。而在氢环境中拉伸时,脆性转变发生在断口边缘(试样表面)并伴有环向裂纹特征,使得试样更容易发生表面裂纹扩展,导致快速失效,进而降低试样塑性。因此,在氢环境中拉伸的试样呈现出更低的塑性,这与拉伸实验结果一致。

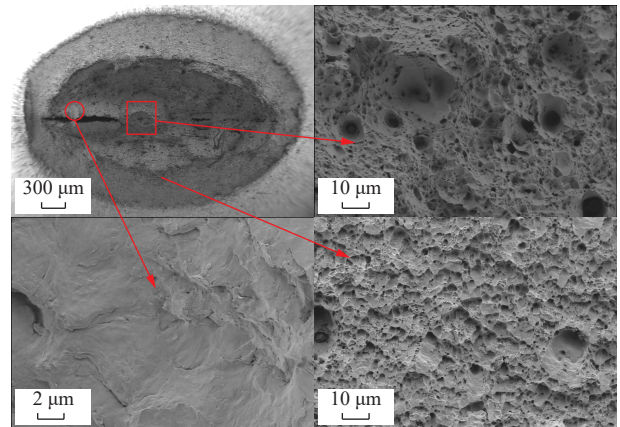


图8 预充 H<sub>2</sub>、无 H<sub>2</sub> 下拉伸 X52 钢试样断口形貌图  
Fig. 8 Fracture surface morphology of X52 steel specimen tensioned in hydrogen-free environment with hydrogen pre-charging

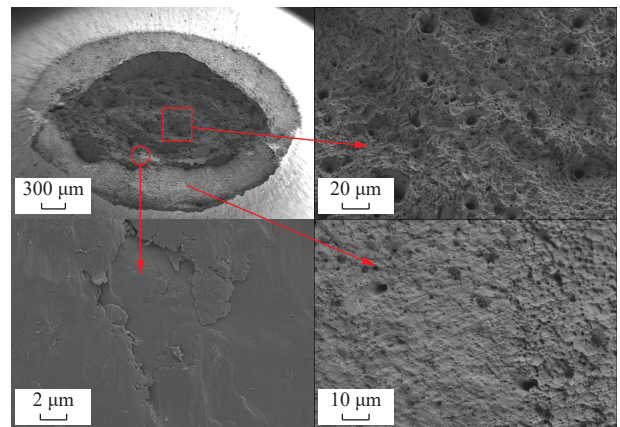


图9 11 000 N下预充 H<sub>2</sub> 拉伸 X52 钢试样断口形貌图  
Fig. 9 Fracture surface morphology of X52 steel specimen tensioned under 11 000 N with hydrogen pre-charging

### 3 分析与讨论

#### 3.1 X52 钢氢脆机理

氢的解离和渗透是氢脆的前提步骤。根据解离吸附理论,在气相环境下,氢分子会被吸附在钢材试样表面并解离成吸附氢原子。被吸附的氢原子随后会渗透到钢中,被吸收的氢原子在钢的内部扩散,并可能

在钢材内部的氢陷阱处聚集, 如晶界、相界、夹杂物等。根据 X52 钢金相组织形貌(图 1), 试样的微观组织由铁素体和珠光体组成, 氢可能在渗碳体相界面及铁素体晶界处聚集。聚集的氢原子可能通过各种氢脆机制影响材料的力学性能。断口形貌表明, 氢致弱键机制可能在局部氢脆过程中发挥了重要作用。当局部氢浓度足够高时, 氢原子的局部聚集降低了铁原子间的结合强度, 导致局部发生韧脆转变, 出现准解理特征。

### 3.2 弹性应力对氢脆敏感性影响

Beck 等<sup>[22]</sup>研究了 AISI4340 钢氢渗透率与应力的关系, 发现应力不会影响氢扩散系数, 但会增加氢在晶格中的溶解度。Zhang 等<sup>[23]</sup>计算了氢原子在有应力及无应力状态下的化学势, 表明氢浓度随着拉应力的增加而增加, 随着压应力的增加而减少。Nagao 等<sup>[24]</sup>通过使用氢微印技术直接观察了应力对两种高强钢在液相氢渗透环境下内部氢分布的影响, 结果表明, 应力梯度加速了氢扩散, 应力梯度与氢浓度梯度都是氢扩散的重要驱动力。Xu 等<sup>[25]</sup>研究了弹性低拉应力对 X70 管线钢在碱性环境下氢生成、吸附、扩散、解吸行为的影响。结果表明, 低拉应力显著增加了稳态氢渗透电流密度和亚表面氢浓度, 而表观扩散系数几乎没有变化。线性扫描伏安法和电化学阻抗谱表明, 弹性拉伸应力提高了析氢反应的活性, 有利于促进 Volmer 反应、抑制 Tafel 反应。由 Arrhenius 方程得到的活化能表明, 试样受到拉应力时, 吸附活化能减小, 解吸活化能增大, 导致亚表面氢浓度显著增加。以上研究表明, 液相氢环境下, 应力有助于提升氢内部溶解度, 这一结论也适用于气相氢环境。另一方面, 应力能够促进液相氢环境下的表面吸附, 然而气相氢环境下应力是否能促进氢的表面反应尚不明确, 后续可结合应力环境下的气相氢渗透实验及密度泛函理论方法进行研究。

根据现有研究结论初步推测应力对氢脆敏感性的影响机制: 应力能够降低气相氢环境下的吸附能垒, 促进表面吸附, 同时, 应力作用下, 钢材内部氢溶解度增大, 内部氢含量上升。在 SSRT 实验中, 试样首先经过弹性阶段, 这一阶段中, 试样内部应力上升, 内部氢含量相较充氢阶段上升, 进而导致了明显的氢效应。

## 4 结论

氢气与管线钢接触, 造成管线钢延展性和疲劳强

度的降低, 给安全输送氢气留下安全隐患, 因此研究掺氢天然气管线钢的氢渗透性能和氢脆敏感性具有深刻意义。通过不同充氢条件下 X52 管材钢的慢应变速率拉伸实验, 探究了试样内部的氢含量来源, 发现不同弹性应力下充氢拉伸显著影响了试样内部氢含量和氢脆敏感性, 主要结论如下:

(1) 无预充氢、直接在氢环境拉伸的试样观察到了屈服阶段的氢致硬化效应, 说明氢在时间极短的弹性阶段内已经进入钢材内部, 且进入的氢含量相当可观。

(2) 无应力预充氢状态下, 试样内部仅进入了少部分氢, 应力充氢状态下, 试样内部氢含量上升。应力状态对氢脆敏感性的影响归因于试样内部氢含量的差异, 而不是氢分布的差异。导致有应力及无应力试样产生明显区别氢效应的氢主要为可扩散氢。X52 钢的氢脆阈值应力为 318~389 MPa。

(3) 初步推断, 应力促进氢效应的机制为应力促进气相氢环境下的氢在材料表面吸附, 并提高了材料内部氢溶解度。由于 SSRT 实验势必导致试样内部应力上升, 后续需评估其对钢铁材料氢效应的影响。

### 参考文献:

- [1] LORENZONI I, BENSON D. Radical institutional change in environmental governance: explaining the origins of the UK Climate Change Act 2008 through discursive and streams perspectives[J]. *Global Environmental Change*, 2014, 29: 10–21. DOI: [10.1016/j.gloenvcha.2014.07.011](https://doi.org/10.1016/j.gloenvcha.2014.07.011).
- [2] DAVIS S J, LEWIS N S, SHANER M, AGGARWAL S, ARENT D, AZEVEDO I L, et al. Net-zero emissions energy systems[J]. *Science*, 2018, 360(6396): eaas9793. DOI: [10.1126/science.aas9793](https://doi.org/10.1126/science.aas9793).
- [3] Docslib. org. Hydrogen infrastructure—the pillar of energy transition[EB/OL]. [2024-10-08]. <https://docslib.org/doc/9054353/hydrogen-infrastructure-the-pillar-of-energy-transition>.
- [4] European Union Agency for the Cooperation of Energy Regulators. Transporting pure hydrogen by repurposing existing gas infrastructure: overview of existing studies and reflections on the conditions for repurposing[EB/OL]. (2021-07-16)[2024-10-08]. [https://www.acer.europa.eu/sites/default/files/documents/Publications/Transporting%20Pure%20Hydrogen%20by%20Repurposing%20Existing%20Gas%20Infrastructure\\_Overview%20of%20studies.pdf](https://www.acer.europa.eu/sites/default/files/documents/Publications/Transporting%20Pure%20Hydrogen%20by%20Repurposing%20Existing%20Gas%20Infrastructure_Overview%20of%20studies.pdf).

- [5] ROBLES J O, ALMARAZ S D L, AZZARO-PANTEL C. Chapter 2-Hydrogen supply chain design: key technological components and sustainable assessment[M]//AZZARO-PANTEL C. Hydrogen Supply Chains. London: Academic Press, 2018: 37-79. DOI: [10.1016/B978-0-12-811197-0.00002-6](https://doi.org/10.1016/B978-0-12-811197-0.00002-6).
- [6] KHAN M A, YOUNG C, LAYZELL D B. The techno-economics of hydrogen pipelines[J]. Transition Accelerator Technical Briefs, 2021, 1(2): 1-40.
- [7] 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](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.201).
- [8] REITENBACH V, GANZER L, ALBRECHT D, HAGEMANN B. Influence of added hydrogen on underground gas storage: a review of key issues[J]. Environmental Earth Sciences, 2015, 73(11): 6927-6937. DOI: [10.1007/s12665-015-4176-2](https://doi.org/10.1007/s12665-015-4176-2).
- [9] TROIANO A R. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals: (1959 Edward De Mille Campbell Memorial Lecture)[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2016, 5(6): 557-569. DOI: [10.1007/s13632-016-0319-4](https://doi.org/10.1007/s13632-016-0319-4).
- [10] BEACHEM C D. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”)[J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3(2): 441-455. DOI: [10.1007/BF02642048](https://doi.org/10.1007/BF02642048).
- [11] 陈学东. 中国工程院院士陈学东: 中国氢能储运装备技术进展[EB/OL]. (2022-08-26)[2024-09-30]. <https://m.gmw.cn/baijia/2022-08/26/35981488.html>.  
CHEN X D. Chen Xuedong, academician of the CAE member: technical progress of hydrogen energy storage and transportation equipment in China[EB/OL]. (2022-08-26)[2024-09-30]. <https://m.gmw.cn/baijia/2022-08/26/35981488.html>.
- [12] MAHAJAN D, TAN K, VENKATESH T, KILETI P, CLAYTON C R. Hydrogen blending in gas pipeline networks—a review[J]. Energies, 2022, 15(10): 3582. DOI: [10.3390/en15103582](https://doi.org/10.3390/en15103582).
- [13] MELAINA M W, ANTONIA O, PENEV M. Blending hydrogen into natural gas pipeline networks: a review of key issues: NREL/TP-5600-51995[R]. Golden: National Renewable Energy Laboratory, 2013: 页码范围缺失.
- [14] XU X S, ZHU M Z, WANG C L, ZHANG J, LIU C W, SONG Y L, et al. Effect of FeCO<sub>3</sub> corrosion product scale on hydrogen adsorption and permeation of pipeline steel in gaseous hydrogen-blended natural gas transportation[J]. Corrosion Science, 2024, 229: 111880. DOI: [10.1016/j.corsci.2024.111880](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.111880).
- [15] WANG C L, ZHANG J X, LIU C W, HU Q H, ZHANG R, XU X S, et al. Study on hydrogen embrittlement susceptibility of X80 steel through in-situ gaseous hydrogen permeation and slow strain rate tensile tests[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2023, 48(1): 243-256. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2022.09.228](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.09.228).
- [16] WANG C L, XU X S, HUA Y, ZHANG R, LIU C W, LUO X M, et al. Inhibiting effect of carbon monoxide on gaseous hydrogen embrittlement of pipelines transporting hydrogen[J]. Corrosion Science, 2024, 227: 111789. DOI: [10.1016/j.corsci.2023.111789](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111789).
- [17] ZHANG R, YUAN C, LIU C W, WANG C L, XU X S, ZHANG J X, et al. Effects of natural gas impurities on hydrogen embrittlement susceptibility and hydrogen permeation of X52 pipeline steel[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 159: 108111. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.108111](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108111).
- [18] SHANG J, CHEN W F, ZHENG J Y, HUA Z L, ZHANG L, ZHOU C S, et al. Enhanced hydrogen embrittlement of low-carbon steel to natural gas/hydrogen mixtures[J]. Scripta Materialia, 2020, 189: 67-71. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2020.08.011](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.08.011).
- [19] ZHANG S, LI J, AN T, ZHENG S Q, YANG K, LV L, et al. Investigating the influence mechanism of hydrogen partial pressure on fracture toughness and fatigue life by in-situ hydrogen permeation[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2021, 46(39): 20621-20629. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2021.03.183](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.03.183).
- [20] MENG B, GU C H, ZHANG L, ZHOU C S, LI X Y, ZHAO Y Z, et al. Hydrogen effects on X80 pipeline steel in high-pressure natural gas/hydrogen mixtures[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42(11): 7404-7412. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2016.05.145](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.05.145).
- [21] 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](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.04.029).
- [22] BECK W, BOCKRIS J O, MCBREEN J, NANIS L. Hydrogen permeation in metals as a function of stress, temperature and dissolved hydrogen concentration[J]. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 1966, 290(1421): 220-235. DOI: [10.1098/rspa.1966.0046](https://doi.org/10.1098/rspa.1966.0046).
- [23] ZHANG T Y, CHU W Y, HSIAO C M. Tetragonal distortion field of hydrogen atoms in iron[J]. Metallurgical Transactions A, 1985,



16(9): 1649–1653. DOI: [10.1007/BF02663020](https://doi.org/10.1007/BF02663020).

[24] NAGAO A, KURAMOTO S, ICHITANI K, KANNO M.

Visualization of hydrogen transport in high strength steels affected by stress fields and hydrogen trapping[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(10): 1227–1232. DOI: [10.1016/S1359-6462\(01\)01154-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01154-X).

[25] XU Z Y, ZHANG P Y, MENG G Z, WANG Y Q, WANG J Y,

SHAO Y W, et al. Influence of low tensile stress on the kinetics of hydrogen permeation and evolution behavior in alkaline environment[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47(79): 33803–33812. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2022.07.260](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.07.260).

(编辑: 张腾)

**基金项目:**国家重点研发计划“氢能技术”重点专项“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:**刘翠伟, 男, 1987年生, 教授, 2016年博士毕业于中国石油大学(华东)油气储运工程专业, 现主要从事天然气及氢气管道安全输送技术研究。地址: 山东省青岛市黄岛区长江西路66号, 266580。电话: 13468286715。Email: [20180093@upc.edu.cn](mailto:20180093@upc.edu.cn)

• Received: 2024-11-05

• Revised: 2024-12-09

• Online: 2025-02-25

