

· 应用与服役 ·

高压氢环境下不同氢分压对 X52M 钢管氢脆性能影响



赵乾¹, 刘海潇², 李明², 汪兵¹, 李拔¹, 贾书君¹, 刘清友¹

(1 钢铁研究总院有限公司工程用钢研究院, 北京 100081; 2 中国石化工程建设有限公司, 北京 100101)

摘要: 纯氢管道输送压力对管道工程的运行效率和安全至关重要。通过高压气相环境下的慢拉伸和疲劳寿命试验, 对比研究了不同氢分压对 X52M (质量分数/%: 0.04C, 0.98Mn, 0.010P, 0.001S, 0.033Nb, 0.033V, 0.16Cr, 0.014Ti) 管线钢的塑性、疲劳等性能影响规律, 并采用金相显微镜、扫描电子显微镜等多种表征技术对材料组织和断裂行为进行了微观机理分析。结果表明, 随着氢分压增加, 慢拉伸断面收缩率的损失率明显增大, 4、6、10 MPa 下的损失率分别为 10.5%、17.5%、28.5%。氢分压对材料疲劳寿命也有显著影响, 当氢分压从 6 MPa 上升到 10 MPa 后, 疲劳寿命损失率从 37.1% 大幅增加到 63.1%, 氢脆敏感性大幅增加。氢分压的增加导致更多的氢致裂纹生成, 在氢环境中裂纹难以止裂, 最终导致材料氢脆现象更为严重。试验成果可作为氢气输送管道设计与安全运营的重要参考依据。

关键词: 输氢管道; 高压氢; 输送压力; 慢拉伸; 疲劳寿命

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2024-00248 **中图分类号:** TG335.7; TE832

Study on the Effects of Partial Pressure on X52M Pipeline Hydrogen Embrittlement Properties in High-Pressure Hydrogen Environments

Zhao Qian¹, Liu Haixiao², Li Ming², Wang Bing¹, Li Ba¹, Jia Shujun¹, Liu Qingyou¹
(1 Engineering Steel Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing, 100081, China;
2 SINOPEC Engineering Incorporation, Beijing, 100101, China)

Abstract: In pure hydrogen pipeline systems, the transmission pressure is critical for ensuring both efficient operation and safety performance. Through the slow tensile and fatigue life tests under high pressure gas phase environment, the influence law of plasticity and fatigue life properties under different hydrogen partial pressure on X52M pipeline steel (mass fraction %: 0.04C, 0.98Mn, 0.010P, 0.001S, 0.033Nb, 0.033V, 0.16Cr, 0.014Ti) were contrastive studied. Various characterization techniques, including metallographic microscopy and scanning electron microscopy (SEM), were utilized to examine the microstructural evolution and fracture mechanisms. The results indicated that the loss rate of slow tensile section shrinkage increased significantly with the increasing of hydrogen partial pressure, the ductility loss was measured to be 10.5%, 17.5%, and 28.5% under 4, 6, 10 MPa hydrogen pressure, respectively. Furthermore, hydrogen partial pressure significantly impacted the fatigue life of the material. A substantial increase in fatigue life reduction from 37.1% to 63.1% was observed when the hydrogen pressure was raised from 6 MPa to 10 MPa, indicating a heightened susceptibility to hydrogen embrittlement. The increase in the partial pressure of hydrogen leads to more hydrogen-induced cracks, which are difficult to crack in the hydrogen environment, and eventually leads to more serious hydrogen brittlement of the material. The test results can be used as an important reference basis for hydrogen transmission pipeline design and safe operation.

Key Words: Hydrogen Transportation Pipeline; High-pressure Hydrogen; Gas Transportation Pressure; Slow Tensile; Fatigue Life

氢作为一种清洁、可再生能源, 日益成为能源领域的研究热点之一^[1-4]。在碳中和背景以及政策、市场驱动下, 预计到 2050 年, 氢能将在我国交通运输、储能、工业、建筑等领域广泛使用, 氢能产业链产值有望超过 10 万亿元^[5]。作为一种运量大、经济性好且连续性强的运输方式, 管道输送为氢能的规模化远程调配提供了理想途径^[6]。然而, 由于氢原

子半径小, 易渗透到管道材料中导致氢脆 (Hydrogen Embrittlement, HE), 恶化管道材料的韧性、疲劳等性能^[7-8]。输送压力对纯氢管道设计和运行至关重要, 氢气压力越高, 氢原子越容易发生解离, 也更容易向管材内部深层扩散渗透, 材料的氢脆敏感性越高, 氢致开裂现象越明显^[9-11], 对其深入研究不仅能保证运输效率, 更能显著降低因材料破坏而带来

不安全隐患。

为了充分保证管道安全性,当前国内纯氢管道最高钢级 X52,最大输氢压力 4 MPa^[12],此输送压力水平与我国未来氢能规模化输送的需求存在较大差距。这一输送压力将远远不能满足未来我国大规模输氢需求。因此,深入研究高压环境中管材与氢气的相互作用特性,以及开发配套的氢损伤防控措施已成为当务之急。

目前,不同氢压力时氢对管道材料的影响尚未得到充分系统的研究。Fekete、Ronevich 等^[13-14]针对纯氢运输过程中,由于周期性压力波动存在疲劳载荷的特点,通过试验手段,研究了高强钢管材本体及焊缝在不同压力和载荷频率下的性能演变规律。NIST 正在探索通过高压输送提升管道输氢效率的技术方案,并研究是否有必要对 ASME B31.12 氢气管道设计准则进行调整^[15]。An 等^[16-17]通过 X80 管线钢的氢压与疲劳性能影响规律研究,氢压的增加会促进 X80 管线钢疲劳裂纹的扩展进程,并引起材料疲劳寿命按指数规律快速降低。Slifka 等^[18]也得到了相似的研究结果,氢压升高会加快 X52 和 X100 两种管线钢的疲劳裂纹扩展进程,其中, X100 管线钢表现出更强的氢压敏感性。Nanninga 等^[19]开展了高压氢环境下 X52, X65 和 X100 钢管的慢应变速率拉伸实验,发现氢压对材料的屈服和抗拉影响较小,但会造成材料塑性显著劣化。S.Wang 等^[20]以铁素体-珠光体低碳钢为研究材料,开展了 30 MPa 氢环境下的疲劳破坏机理研究。这些研究一是更多聚焦于更高钢级材料上面,由于其强度和组织类型等与目前设计采用的 X52 钢级差别太大,无法对当前工程提供有效参考。二是大部分研究只针对某一氢压环境进行研究分析,但由于不同材料、试样加工、试验环境等都对 SSRT 试验结果影响显著,不同文献数据难以相互总结对比量化。

通过高压气相环境下的慢拉伸和疲劳寿命试验,深入系统地研究不同氢气输送压力对管道材料塑性、疲劳等性能影响规律和作用机理,定量对比评估不同氢压下材料的抗氢脆性能,试验结果可以为管道设计、材料选型和质量评估等提供科学指导,并为深入理解管线钢气态氢的氢脆行为提供实验数据和理论支持。

1 试验材料与方法

试验材料为国内某钢管厂提供的 X52M 直缝埋弧焊管,规格为 $\phi 610 \text{ mm} \times 14.3 \text{ mm}$,交货状态

TMCP,其化学成分见表 1。

表 1 试验钢 X52M 的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of test steel X52M %									
C	Si	Mn	P	S	Nb	Cr	Ti	Al	V
0.04	0.20	0.98	0.010	0.001	0.033	0.16	0.014	0.034	0.033

在焊管母材取横向慢拉伸试样,实验采用表面无缺口试样,具体尺寸如图 1 所示。分别在 4、6.3、10 MPa 高压氢环境和氮气环境下进行慢拉伸试验,氮气环境是为了更有效地对比同样压力下氢气对材料性能的影响。每组氢压力环境下试验 3 个平行试样,氮气压力环境下试验 2 个平行试样。试验按照国标 GB/T 39039—2020 规定的方法,在 WDML-50KN 型配备有高压氢气环境控制系统的慢拉伸试验机进行。

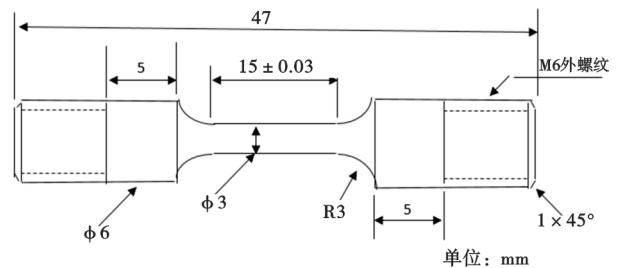


图 1 慢拉伸光滑试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of smooth slow tensile test specimen

实验前,需先用 800 目砂纸打磨试样的粗糙区域和标距段至光滑,再依次使用丙酮、酒精进行表面清洁处理。慢拉伸试验之前,先预充氢/氮 96 h,以确保气体充分渗透。应变速率为 $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$,记录试验过程中力-位移曲线,并计算对应的应力-应变关系。采用 Quanta 650FEG 型扫描电镜对缺口试样进行断口观察和直径测定。材料对氢脆的敏感性采用断面收缩率损失率来定量表示,计算公式如式(1)。

$$L_z = [1 - (Z_{H_2} / Z_{N_2})] \times 100\% \quad (1)$$

式中, L_z 为断面收缩率损失率,%; Z_{H_2} 为氢气中断面收缩率,%; Z_{N_2} 为氮气中断面收缩率,%。

采用缺口疲劳寿命试验进一步研究不同氢压力对材料的影响,样品制备和测试依据国标 GB/T34542.2—2018 规定的氢环境相容性试验方法进行。试样尺寸规格如图 2 所示,特别注意缺口顶端圆弧半径控制在 0.25 mm,样品取向与钢管轴向

成90°。在正式试验前,需依次完成以下预处理:1)试样表面和标距区域800号砂纸打磨处理;2)试样丙酮、酒精清洗去除表面杂质;3)对试样进行8h的预充氢。疲劳测试在PLE-50电动伺服试验设备上,针对不同RV/S条件设定以下参数:施加载荷3110N,载荷比(最小载荷与最大载荷的比值)R值为0.1,波形为频率为1的正弦波。随后,利用Quanta 650FEG型电镜对试样断口进行微观分析。最后,通过式(2)计算疲劳寿命循环次数的损失程度,以此评估各氢压条件下材料的氢脆敏感性。

$$L_s = [1 - (S_{H_2} / S_{N_2})] \times 100\% \quad (2)$$

式中, L_s 为断面收缩率损失率,%; S_{H_2} 为氢气中疲劳寿命循环次数,次; S_{N_2} 为氮气中疲劳寿命循环次数,次。

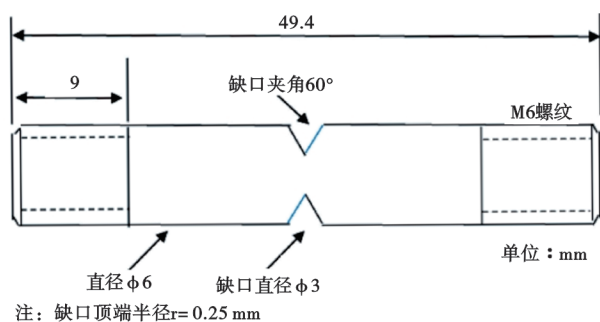


图2 缺口疲劳寿命试验试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of notched fatigue life test specimen

2 试验结果与讨论

2.1 X52M母材不同氢压力环境慢拉伸试验

实验用X52M管线钢室温显微组织如图3所示,该材料的显微组织比较细小,晶粒度达到10级,呈现以形状不规则的多边形铁素体为主,并且离散分布有少量珠光体组织的特征。

X52M管线钢在不同压力下的氢和氮气环境慢拉伸应力-应变曲线如图4所示,可以看到,在颈缩阶段,力学性能受氢分压影响尤为明显,材料强度在应变作用下呈现急剧下降趋势,直到最终断裂。

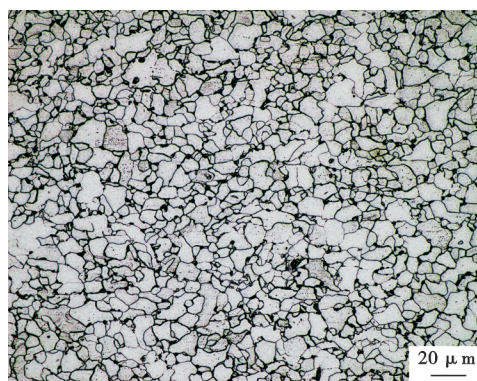


图3 X52M管线钢母材显微组织金相照片

Fig. 3 Microstructure photographs of X52M pipeline steel base material

与氮气中相比,随着氢压力增大,强度损失减少,4、6、10 MPa氢压力下抗拉强度的损失分别为5.0%、1.7%、0.2%,10 MPa氢压力下的强度基本与氮气环境中相同,可以看到,无论是屈服强度还是抗拉强度,其变化范围都维持在5%以下,反映出氢分压对材料的强度影响并不显著。伸长率在6、10 MPa氢压力下的损失明显大于4 MPa氢压力环境,需要指出的是,该实验的装置结构特点导致无法在试样表面安装引伸计,只能借助拉伸机横梁位移来评估断后伸长率,而且试样与夹具之间的螺纹间隙也会给测量结果带来不确定性,这会导致以伸长率来平均氢损失会存在一定的误差^[11]。断面收缩率损失情况见表2,可以看到,气体压力变化对氮气环境断面收缩率影响不大,但随着氢压力增大,断面收缩率的损失明显增大,4、6、10 MPa下的损失率分别为10.5%、17.5%、28.5%,说明氢压力越大,材料韧性损失越大。

通过体式显微镜观察试样典型断口侧面宏观形貌以及颈缩断口直径测量值如图5所示。可以看到,在氮气环境中,断口侧面较为平整,并且随压力增大,断口形貌变化不大,颈缩区域没有明显裂纹,断口直径测量值变化也不大。而与之相比,在氢气环境下,不同氢压力断口侧面剪切唇非常不规则,呈现出锯齿状的特征,并且随着氢压力增大,颈缩

表2 X52M管线钢不同压力的氢和氮气环境慢拉伸断面收缩率变化表

Table 2 X52M pipeline steel slow tensile reduction area rate in hydrogen and nitrogen environments at different pressures

序号	压力/MPa	断面收缩率氢损/%	断面收缩率氮气环境/%			断面收缩率氢气环境/%			
			N ₂ -1	N ₂ -2	N ₂ 平均	H ₂ -1	H ₂ -2	H ₂ -3	H ₂ 平均
1	4	10.5	86.3	84.8	85.6	78.1	72.8	78.9	76.6
2	6	17.5	82.5	84.7	83.6	70.3	67.1	69.6	69.0
3	10	28.5	86.6	86.8	86.7	61.9	61.8	62.3	62.0

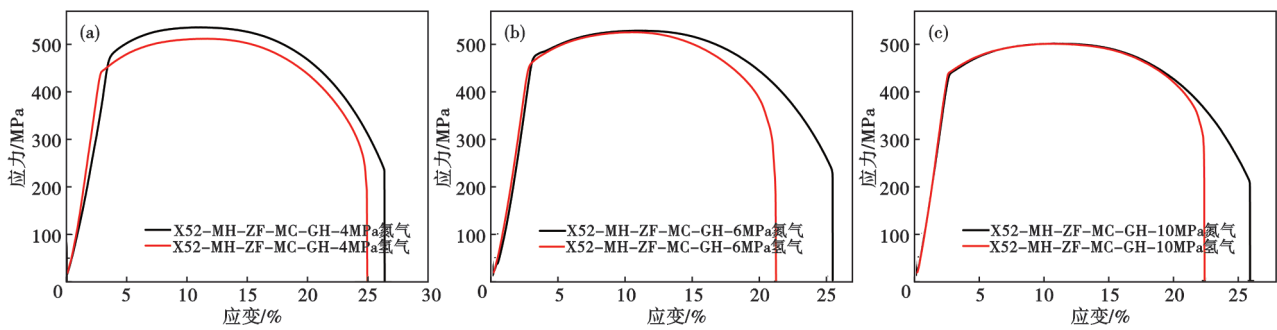


图4 X52M管线钢不同压力的氢和氮气环境慢拉伸应力-应变曲线:(a)4 MPa,(b)6 MPa,(c)10 MPa

Fig. 4 X52M pipeline steel slow tensile stress-strain curves in hydrogen and nitrogen environments at different pressures:(a)4 MPa,(b)6 MPa,(c)10 MPa

区侧面出现的裂纹越多,断口直径显著增大。慢拉伸试验断口的立体形貌如图6所示,图6中黄色箭头所示位置为拉伸过程最先起裂位置,红色区域是起裂引起的撕裂扩展区。可以看到,在整个颈缩断裂过程中,相比高压氮气环境,高压氢环境下的断裂起裂位置发生在颈缩得更早阶段,并且随着氢压力的增大,起裂发生位置和时间越靠前,由起裂引起的撕裂扩展区域越大。

高压氮气和不同氢压力环境下慢拉伸试验断

口低倍形貌图是典型断口整体和不同区域扫描电镜扫描如图7所示,可以看到,与氮气氛围下的断口形貌相比,氢气环境中的断口呈现出更为复杂的特征:除了包含A区(裂纹萌生)、B区(裂纹扩展)和D区(瞬时断裂)外,断口边缘还存在环向裂纹区(D),在环形裂纹区,存在许多环向裂纹和微裂纹,该区域大部分保有韧窝特征,但存在沿环向的脆性解理断裂带,如图8所示,呈现明显的氢损伤特征,说明氢的存在促进了环向裂纹的萌生,这些裂纹区域在

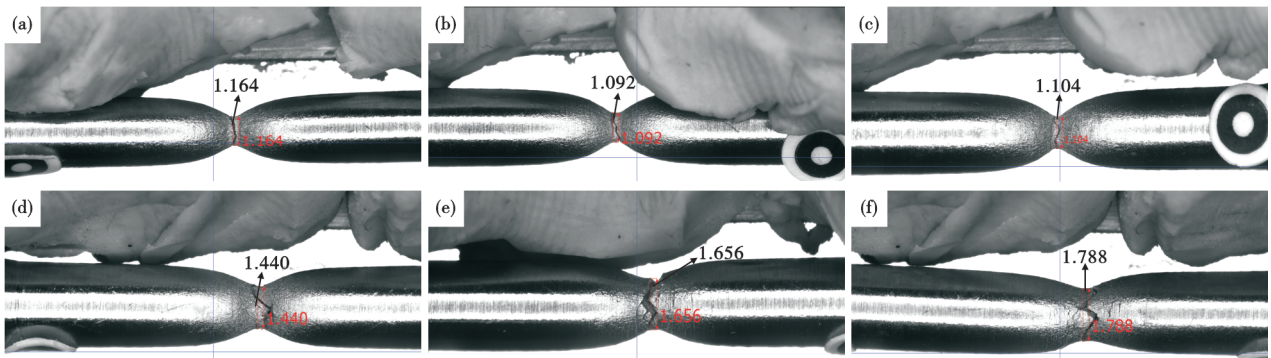


图5 X52M管线钢慢拉伸断口典型侧面宏观形貌:(a)N₂,4 MPa;(b)N₂,6 MPa;(c)N₂,10 MPa;(d)H₂,4 MPa;(e)H₂,6 MPa;(f)H₂,10 MPa

Fig. 5 X52M pipeline steel typical macroscopic side view of slow tensile fracture surface:(a)N₂,4 MPa;(b)N₂,6 MPa;(c)N₂,10 MPa;(d)H₂,4 MPa;(e)H₂,6 MPa;(f)H₂,10 MPa

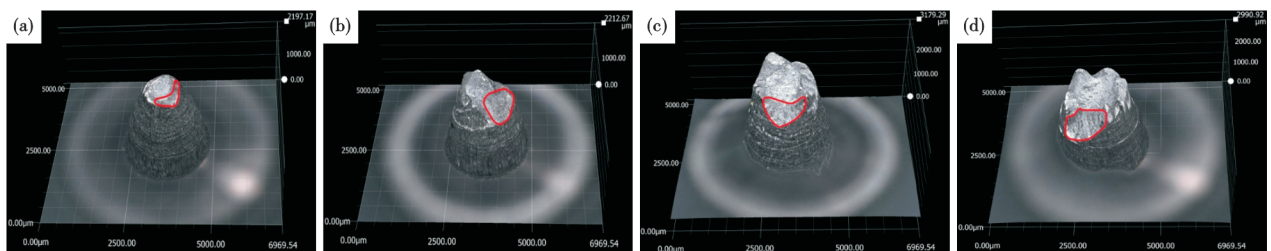


图6 X52M管线钢慢拉伸试样断口3D视图:(a)10 MPa N₂,(b)4 MPa H₂,(c)6 MPa H₂,(d)10 MPa H₂

Fig. 6 X52M pipeline steel 3-Dimension view of slow tensile fracture surface:(a)10 MPa N₂,(b)4 MPa H₂,(c)6 MPa H₂,(d)10 MPa H₂

拉伸试验的最后阶段演变为失效源,引发局部快速断裂。

不同气氛下裂纹萌生区断口SEM形貌如图9所示,可以看到,高压氮气环境下裂纹萌生区仍然为典型的韧窝形貌,显示其以韧性断裂为主。而在各个氢压力的裂纹萌生区为解理状断口形貌,这表明氢气渗透改变了材料的断裂模式。在氢环境下,断口上分布有大量的氢致微裂纹,氢致裂纹随着氢压力的增大而变深、变多。从图7(b)到图7(d)中B区黄色箭头所标识的微裂纹看,裂纹扩展区随着氢压

力的增大,同样存在微裂纹分布明显变深、变多的现象。这说明氢压力的升高不仅促进了氢向材料内部的迁移,同时也提高了氢原子被各类氢陷阱捕获的可能性,在拉伸应力作用下,促进了更多的氢致裂纹的产生,而这也是氢压力变大后,氢的断面收缩率损失明显变大的主要原因。

2.2 X52M母材不同氢压力环境疲劳寿命试验

在空气和不同氢压条件下的疲劳性能对比数据如图10所示。可以看到,氢压力与疲劳性能之间存在明显的相关性:氢压力升高导致疲劳寿命循环

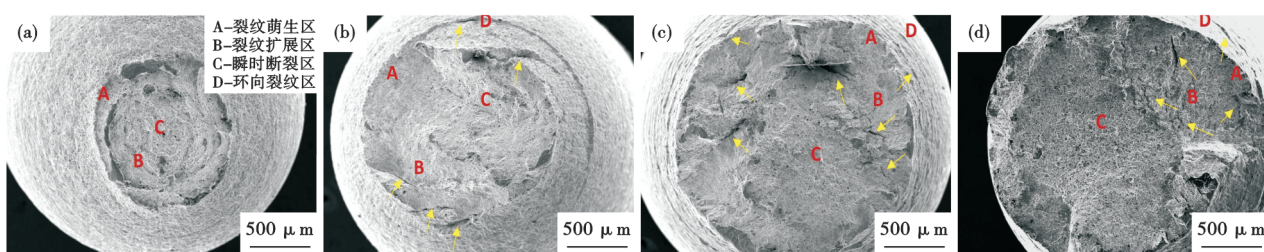


图7 X52M管线钢在高压氮气和不同氢压力环境下慢拉伸试验断口低倍形貌图:(a) 10 MPa N₂, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

Fig. 7 Low power fracture morphology of X52M pipeline steel under high pressure nitrogen and different hydrogen pressures under slow tensile test : (a) 10 MPa N₂, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

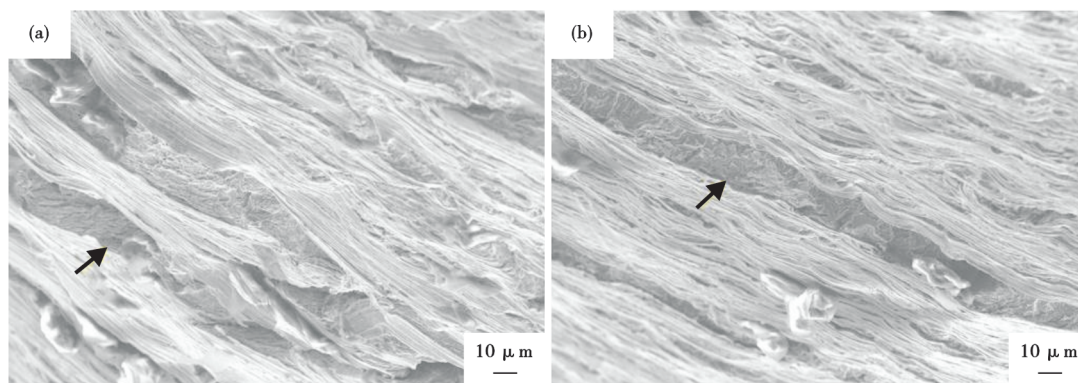


图8 X52M管线钢在高压氢环境下慢拉伸试验断口环向裂纹区域典型形貌:(a) 6 MPa H₂, (b) 10 MPa H₂

Fig. 8 Typical morphology of annular crack region of X52M pipeline steel in slow tensile test under high pressure hydrogen environment : (a) 6 MPa H₂, (b) 10 MPa H₂

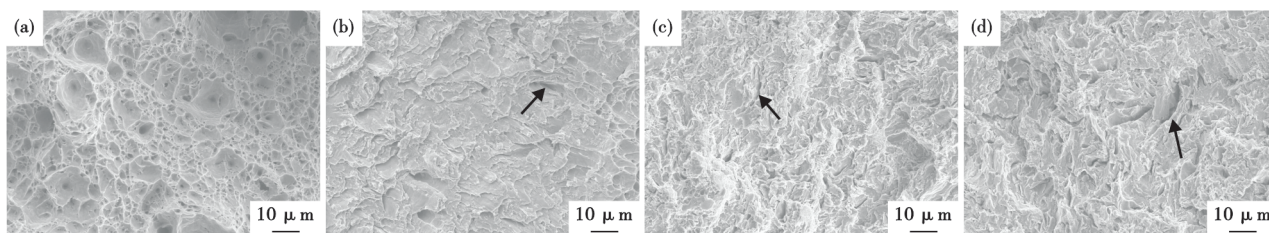


图9 X52M管线钢在高压氮气和不同氢压力环境下裂纹萌生区(图7A区)断口形貌:(a) 10 MPa N₂, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

Fig. 9 Fracture morphology of X52M pipeline steel in crack initiation zone (Fig. 7 A zone) under high-pressure nitrogen and different hydrogen pressures : (a) 10 MPa N₂, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

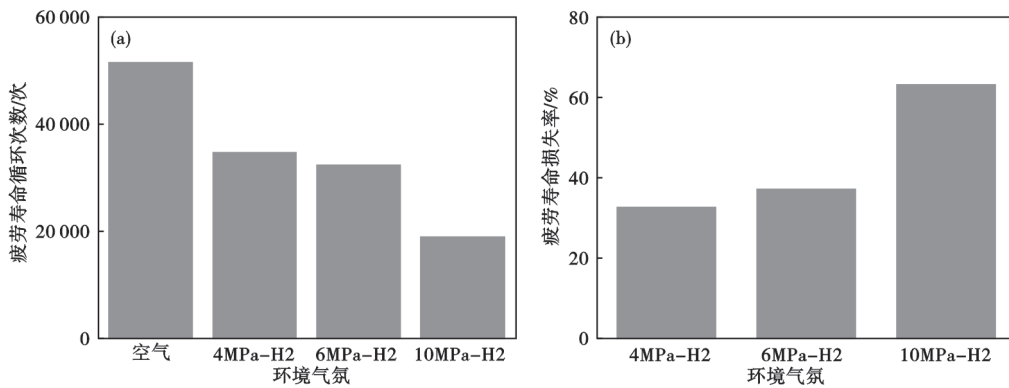


图 10 X52M 管线钢母材不同氢压力下疲劳试验结果:(a)疲劳寿命循环次数,(b)疲劳寿命损失率

Fig. 10 Fatigue test results of X52M pipeline steel base material under different hydrogen pressures : (a) fatigue life cycle count , (b) loss ratio of fatigue life

数显著下降,疲劳寿命损失率呈现递增趋势。特别是当氢压力从 6 MPa 提升至 10 MPa 时,寿命损失率急剧上升,从 37.1% 攀升至 63.1%。这一现象表明,材料的氢脆敏感性随压力增加而显著增强

疲劳寿命循环次数和位移振幅 AD 之间的关系如图 11 所示。研究表明,AD 值的变化特征与裂纹

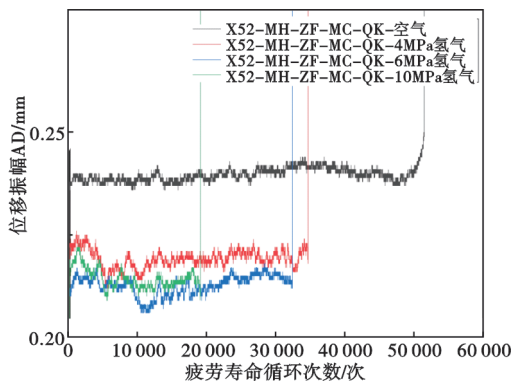


图 11 X52M 管线钢母材不同氢压力下疲劳寿命循环次数和位移振幅 AD 关系图

Fig. 11 Relationship between fatigue life cycle counts and displacement amplitude AD under different hydrogen pressures for X52M pipeline steel base material

发展阶段密切相关:当数值维持稳定时,表明裂纹正处于萌生阶段;而数值开始上升则意味着裂纹已进入扩展期^[16]。可以看到,在空气环境中,AD 值无论上升还是下降,变化幅度都比较小,说明裂纹萌生后扩展速率较慢。而在氢气环境中,AD 值上升下降幅度较大,说明裂纹大量萌生并不断扩展。氢环境下后期 AD 值都持续缓慢上升,说明氢环境下的裂纹具有持续扩展的特性,一旦形成就难以抑制其发展,这种不可逆的过程最终会导致材料完全失效。

通过扫描电镜对空气和不同氢压环境下的疲劳断口进行观察,如图 12 所示,发现断口形貌具有三个特征区域:初始裂纹形成区(A)、裂纹扩展生长区(B)和最终快速断裂区(C),A 和 B 区域都呈现出明显的平面特征。无论是空气还是不同氢压力环境,瞬时断裂区断口韧窝清晰可见,如图 13 所示,为典型的韧性断裂形貌。氢气环境中的瞬时断裂区面积明显小于空气环境,且随着氢压力增大,瞬时断裂区面积越小,内部的裂纹和空洞等缺陷也越多。

疲劳试验裂纹萌生区和裂纹扩展区断口形貌如图 14、图 15 所示,可以看到,两个区域均存在阶梯

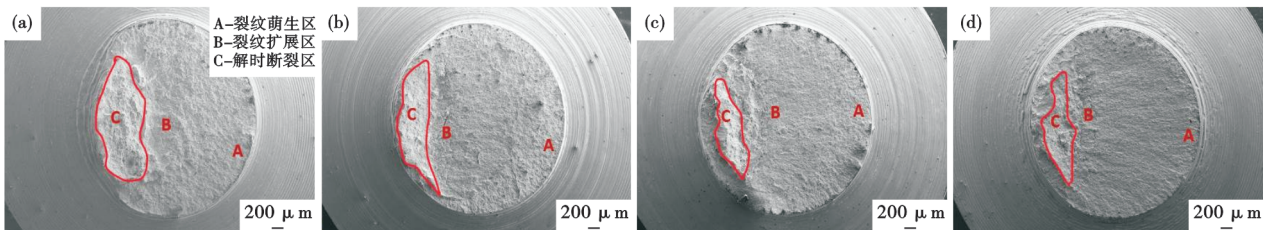


图 12 X52M 管线钢在空气和不同氢压力下疲劳寿命试验断口低倍形貌图:(a)空气,(b):4 MPa 氢气,(c)6 MPa 氢气,(d)10 MPa 氢气

Fig. 12 Low power fracture profile of X52M pipeline steel under air and different hydrogen pressure fatigue life test : (a) air , (b) 4 MPa H₂ , (c) 6 MPa H₂ , (d) 10 MPa H₂

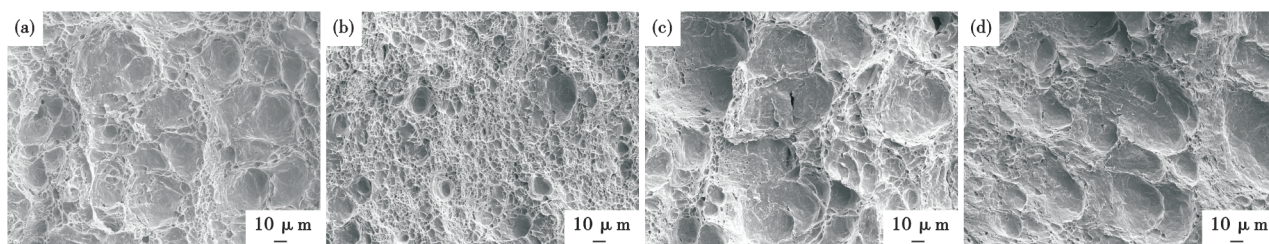


图13 X52M管线钢的疲劳寿命试验断口C区瞬时断裂区断口形貌:(a)空气,(b)4 MPa 氢气,(c)6 MPa 氢气,(d)10 MPa 氢气
Fig. 13 X52M pipeline steel fatigue test SEM morphology of fracture surface instantaneous fracture zone : (a) air, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

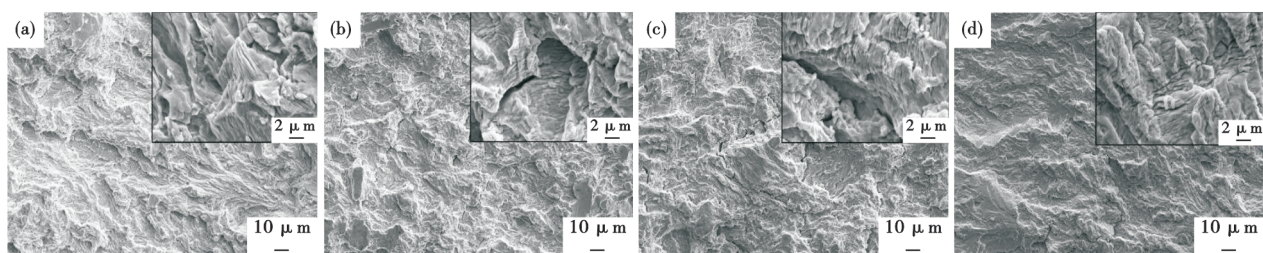


图14 X52M管线钢的疲劳寿命试验断口A区裂纹萌生区断口形貌:(a)空气,(b)4 MPa 氢气,(c)6 MPa 氢气,(d)10 MPa 氢气,
Fig. 14 X52M pipeline steel fatigue test SEM morphology of fracture surface crack initiation zone : (a) air, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

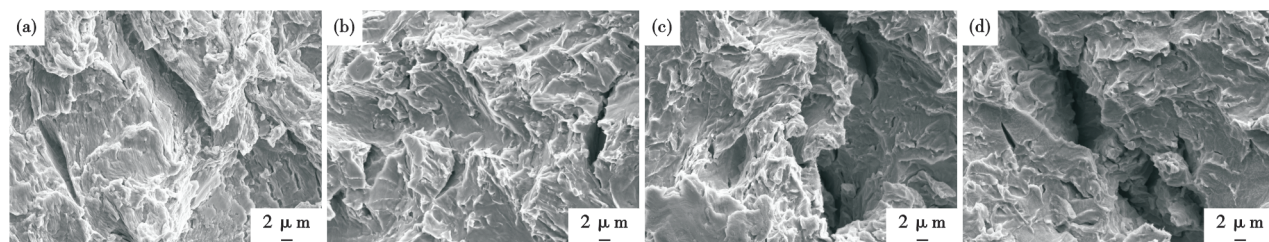


图15 X52M管线钢的疲劳寿命试验断口B区裂纹扩展区断口形貌:(a)空气,(b)4 MPa 氢气,(c)6 MPa 氢气,(d)10 MPa 氢气,
Fig. 15 X52M pipeline steel fatigue test SEM morphology of fracture surface crack expansion zone: (a)air, (b) 4 MPa H₂, (c) 6 MPa H₂, (d) 10 MPa H₂

状解离断裂形貌,裂纹萌生区呈现出典型的疲劳裂纹形态。不同压力氢环境下都发现了大量的裂纹,裂纹大小不一,有的尺寸较大,裂纹的出现数量随压力升高而增加,这种典型的脆性断裂特征充分说明了氢脆机制在材料损伤过程中起主导地位。

3 结论

1)氢压力对金属材料韧性的影响显著。4、6、10 MPa 下的慢拉伸断面收缩率损失率分别为

10.5%、17.5%、28.5%,随着氢压力增加,韧性损失明显增大。

2)氢压力对材料的疲劳寿命影响显著,当氢压力从6 MPa 上升到10 MPa 后,疲劳寿命损失率从37.1% 大幅增加到63.1%,氢脆敏感性大幅增加。

3)氢压力增加,促进了更多的氢致裂纹的产生,而在氢环境下,裂纹一旦萌生,在氢气作用下很难发生止裂,导致氢脆随压力增加而变得更为严重。

参考文献

[1] 吴全,沈珏新,余磊,等. “双碳”背景下氢-氨储运技术与经济性浅析[J]. 油气与新能源, 2022, 34(5): 27-33+39.
[2] 杨静,王晓霖,李遵照,等. 氢气长距离管输技术现状与探讨[J]. 压力容器, 2021, 38(2): 80-86.

[3] 郑津洋,马凯,叶盛,等. 我国氢能高压储运设备发展现状及挑战[J]. 压力容器, 2022, 39(3): 1-8.
[4] 钟桂香,郝祥远. 输氢管道工程设计要点[J]. 焊管, 2023, 46(3): 59-64.

[5] 徐 硕, 余碧莹. 中国氢能技术发展现状与未来展望[J]. 北京理工大学学报(社会科学版), 2021, 23(6): 1-12.

[6] 李星国. 氢气制备和储运的状况与发展[J]. 科学通报, 2022, 67(4): 425-436.

[7] 程玉峰, 孙颖昊, 张引弟. 氢气管道发展与管线钢氢脆挑战[J]. 长江大学学报(自然科学版), 2022, 19(1): 54-69.

[8] 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.

[9] 蒋庆梅, 张小强. 氢气与天然气长输管道线路设计 ASME 标准对比分析[J]. 压力容器, 2015, 32(8): 44-49+25.

[10] 宋卫臣, 汪 兵, 李 拔, 等. 氢气体积/试样缺口表面积比对比 X52 管线钢在高压氢环境下疲劳寿命的影响[J]. 钢铁研究学报, 2024, 36(6): 776-786.

[11] 李玉星, 张 睿, 刘翠伟, 等. 掺氢天然气管道典型管线钢氢脆行为[J]. 油气储运, 2022, 41(6): 732-742.

[12] 王雨新, 杨 静. 我国管道输氢发展 SWOT 分析[J]. 当代化工, 2022, 51(3): 727-731.

[13] Fekete J R, Sowards J W, Amaro R L. Economic impact of applying high strength steels in hydrogen gas pipelines [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2015, 40 (33) : 10547-10558.

[14] Ronevich J A, D'Elia C R, Hill M R. Fatigue crack growth rates of X100 steel welds in high pressure hydrogen gas considering residual stress effects[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 194: 42-51.

[15] Drexler E S, Amaro R L, Slifka A J, et al. Operating hydrogen gas transmission pipelines at pressures above 21 MPa[J]. Journal of Pressure Vessel Technology, 2018, 140(6): 061702.

[16] An T, Peng H T, Bai P P, et al. Influence of hydrogen pressure on fatigue properties of X80 pipeline steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42(23): 15669-15678.

[17] An T, Zheng S Q, Peng H T, et al. Synergistic action of hydrogen and stress concentration on the fatigue properties of X80 pipeline steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 700: 321-330.

[18] Slifka A J, Drexler E S, Nanninga N E, et al. Fatigue crack growth of two pipeline steels in a pressurized hydrogen environment[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 313-321.

[19] Nanninga N E, Levy Y S, Drexler E S, et al. Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments[J]. Corrosion Science, 2012, 59: 1-9.

[20] Wang S, Nagao A, Sofronis P, et al. Hydrogen-modified dislocation structures in a cyclically deformed ferritic-pearlitic low carbon steel[J]. Acta Materialia, 2018, 144: 164-176.

版 权 声 明

根据《中华人民共和国著作权法》，作者向《特殊钢》编辑部投稿（或接受约稿），全体作者同意，上述提交本刊发表的作品一经本刊录用，作者即将作品整体以及附属于作品的图、表、摘要或其他可以从作品中提取部分的全部版权——包括但不限于复制权、发行权、信息网络传播权、翻译权、汇编权、改编权，在著作权保护期内转让给《特殊钢》编辑部。本刊所付一次性稿酬已包含上述各种稿酬，若编辑部再以其他形式在任何地点出版该论文，将不再支付作者稿酬。

作者应保证论文是作者独立创作的原创性作品，未曾发表；不涉及侵权和泄密问题；保证论文没有一稿多投；保证论文的署名权无争议，若发生问题，一切责任由作者承担，文责自负。

如有异议，请在投稿前说明，本刊即时处理。