

试验与研究

微观组织对 X80 直缝焊管与 高压氢相容性影响研究 *

刘 斌^{1,2}, 韦 奉^{1,2}, 牛 辉^{1,2}, 汪 兵³,
李 拔³, 贾书君³, 刘清友³

(1. 国家石油天然气管材工程技术研究中心, 陕西 宝鸡 721008;
2. 宝鸡石油钢管有限责任公司, 陕西 宝鸡 721008; 3. 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081)

摘 要: 为研究不同组织 X80 直缝焊管与 6.3 MPa 氢气的相容性, 采用扫描电镜分析、高压氢环境缺口试样慢拉伸试验等方法进行分析。结果表明, 与 6.3 MPa 氮气条件相比, 针状铁素体组织的 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材缺口试样在 6.3 MPa 氢气中抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移损失率分别为 5.1 %、10.1 %和 1.3 %; 多边形铁素体+贝氏体组织的 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材缺口试样在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 4.9 %、62.8 %和 13.7 %; 针状铁素体 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材相比多边形铁素体+贝氏体组织 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材在 6.3 MPa 气态氢环境中具有更好的抗氢脆性能; $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝和 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝均为多边形铁素体组织; 与氮气中相比, $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移损失率分别为 4.4 %、23.3 %和 10.2 %; $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移损失率分别为 2.7 %、24.7 %和 10.4 %。慢拉伸断口微观形貌表明 6.3 MPa 氢气的气体条件促进了氢致裂纹的萌生。

关键词: 输氢管道; 高压氢; 慢拉伸试验; 组织类型

中图分类号: TG113.25

文献标识码: A

DOI: 10.19291/j.cnki.1001-3938.2022.11.001

Effect of Microstructure on the Compatibility of X80 Straight Welded Pipe with High Pressure Hydrogen

LIU Bin^{1,2}, WEI Feng^{1,2}, NIU Hui^{1,2}, WANG Bing³, LI Ba³, JIA Shujun³, LIU Qingyou³

(1.Chinese National Engineering Research Center for Petroleum and Natural Gas Tubular Goods,Baoji 721008, Shaanxi,China; 2.Baoji Petroleum Steel Pipe Co., Ltd., Baoji 721008, Shaanxi, China; 3.Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: In order to study the compatibility of two different microstructures X80 straight welded pipes with 6.3 MPa hydrogen, scanning electron microscopy (SEM) and slow tensile test of notched specimen were used to analyse. The results showed that, compared with the properties in 6.3 MPa nitrogen, the loss rates of tensile strength, reduction of area and tensile displacement of the notched specimen of $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ steel pipe base metal with acicular ferrite structure in 6.3 MPa hydrogen were 5.1%, 10.1% and 1.3%; the loss rates of tensile strength, reduction of area and tensile displacement of the notched specimens of $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ steel pipe base material with polygonal ferrite + bainite structure were 4.9 %, 62.8 % and 13.7% respectively in 6.3 MPa hydrogen. The acicular ferrite $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ steel pipe base material has better hydrogen embrittlement resistance than polygonal ferrite + bainite $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ steel pipe base material in 6.3 MPa gaseous hydrogen environment. Both $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ steel pipe straight weld and $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ steel pipe straight weld were polygonal ferrite structure. Compared with nitrogen environment, the loss rates of

*基金项目: 中国石油天然气集团有限公司前瞻性基础性 & 战略性技术攻关课题 “中长距离管道纯氢/掺氢输送关键技术研究” (项目编号 2021DJ5002 (JT))。

tensile strength, area reduction and tensile displacement of $\Phi 1\ 422$ mm steel pipe straight weld in 6.3 MPa hydrogen are 4.4%, 23.3% and 10.2% respectively, and the loss rates of tensile strength, area reduction and tensile displacement of $\Phi 1\ 219$ mm steel pipe straight weld in 6.3 MPa hydrogen are 2.7%, 24.7% and 10.4%. The micro morphology of slow tensile fracture showed that 6.3 MPa hydrogen gas condition promoted the initiation of hydrogen induced cracks.

Key words: hydrogen transmission pipeline; high pressure hydrogen; slow tensile test; structure type

0 前 言

氢气长距离管道输送已有 80 余年历史, 美国 and 欧洲是世界上最早发展氢气管网的地区, 全球范围内氢气输送管道总里程已超过 4 600 km。在国外, 采用 X52 以下低钢级钢管输送压力 4 MPa 以下氢气在实际工程中得到了应用, 在长期服役过程中也证实了其安全性。由于氢脆的影响, 即便采用 X52 以下低钢级管材, 氢气管道用材在合金元素、钢级、管型、操作压力等方面与天然气管道相比仍存在一定的限制。我国氢气输送系统建设较为滞后, 现有氢气输送管道总里程仅约 400 km, 采用的是低钢级的 L245 和 20 钢, 设计压力均在 4 MPa 以下。按照《中国氢能产业基础设施发展蓝皮书》^[1]预计, 2050 年我国氢气需求量将达 6 000 万 t, 市场规模 12 万亿, 在终端能源体系中占比 10%。不论是可再生能源制氢、化石燃料制氢或是工业副产氢, 氢资源都主要集中在西北地区, 而我国的负荷中心却在东南地区, 供应和需求呈逆向分布, 因此催生氢气大规模的输送需求, 预计到 2030 年, 纯氢输送管道长度将达到 3 000 km。实现大输量氢气输送, 需要采用大直径 (>500 mm) 和高压 (>4 MPa) 输氢管道, 而当前国内采用 X52 钢级以下钢管和最高氢压 4 MPa 以下的输送水平将远远不能满足未来大规模输氢的需求。同时, 管线钢在输送含氢介质时, 常会由于氢脆问题导致管道发生氢致损伤, 氢气压力越高, 材料的强度越高, 氢损伤现象就越明显, 研究现有高钢级管道与氢环境的相容性及配套的氢致损伤控制技术极为迫切。Wang 等^[2]的研究结果显示, 铁素体+珠光体低碳钢在高压氢气 (30 MPa) 环境下的疲劳断裂方式由韧性断裂转变成脆性断裂, 其本质原因是氢进入材料内部后导致显微组织内亚结构发生了显著变化。Moro 等^[3]研究指出, X80 管线钢在高压氢气 (30 MPa) 环境下会发生氢脆, 其

缺口试样慢拉伸时, 会在试样外表面产生微裂纹, 然后以准解理的方式发生脆性断裂。Nanninga^[4]等、Moro^[5]等在纯氢环境下分别开展了 X100、X80 钢的慢应变速率拉伸试验, 结果表明, 氢压越大, 材料断面收缩率与断后伸长率越低, 且断裂行为由韧性断裂转为脆性断裂。关鸿鹏等^[6]的研究表明, X70 管线钢在低压氢气 (0.2 MPa 氢分压) 条件下的缺口慢拉伸断裂方式与空气中没有明显区别。金立果^[7]研究了 X80 钢在含氢煤制气环境中的氢脆敏感性, 结果表明, 0.96 MPa 氢环境中 X80 钢的强度和塑性指标均有所下降, 断口出现脆断形貌, 表现出一定的氢脆敏感性。史昊^[8]研究了煤制气环境中氢含量对 X80 管线钢氢脆敏感性的影响规律, 当氢分压高于 0.36 MPa 时, 随氢含量的升高, X80 管线钢的塑性损失增加, 断口表现出脆化特征, 氢脆敏感性增加。李玉星^[9]研究了掺氢天然气管道典型管线钢氢脆行为, 结果表明, 掺氢天然气随氢分压增大, X52、X80 钢的塑性逐渐下降, 氢脆程度加剧; 与 X80 钢相比, X52 钢更适用于掺氢天然气输送。国内外学者除了研究气态氢环境对长输管道氢脆行为的影响规律, 针对气态氢环境下长输管道氢脆机理也开展了相关研究^[10-15], 然而, 各理论均存在无法解释甚至互相矛盾之处^[9, 16-19], 仍需进一步开展有关氢脆机理的研究。

本文研究了两种不同组织的 X80 直缝焊管在 6.3 MPa 高压氢环境中的慢拉伸性能, 旨在寻找高钢级钢管在高压气态氢环境中氢脆的控制因素, 为提高高钢级钢管在高压氢环境中的抗氢性能提供参考。

1 试验材料与方法

试验采用国内两家钢管制造公司提供的 X80 钢级 $\Phi 1\ 422$ mm \times 21.4 mm 和 $\Phi 1\ 219$ mm \times 22 mm 直缝钢管, 其化学成分和力学性能见表1 和表2。

表 1 试验用 X80 钢管的化学成分

规格/(mm×mm)	化学成分/%											
	w(C)	w(Si)	w(Mn)	w(P)	w(S)	w(Cu)	w(Ni)	w(Cr)	w(Nb)	w(V)	w(Ti)	w(Mo)
Φ1 422×21.4	0.04	0.19	1.66	0.011	0.003	0.01	0.13	0.23	0.050	0.004	0.015	0.13
Φ1 219×22	0.04	0.21	1.58	0.009	0.002	0.15	0.19	0.16	0.052	0.002	0.015	0.13

表 2 试验用 X80 钢管的力学性能

规格/(mm×mm)	R_{m5} /MPa	R_m /MPa	A_{kv} /J	A /%
Φ1 422×21.4	605	683	423	26.8
Φ1 219×22	600	725	319	21.0

从表 1 可见，两种 X80 钢化学成分极为接近，其中，Φ1 219 mm 钢管 Cu 含量略高，Cr 含量略低。从表 2 力学性能可见，两种 X80 钢屈服强度接近，与 Φ1 219 mm 钢管相比，Φ1 422 mm 钢管的冲击功提高了 32.6%，延伸率提高了 27.6%。

采用缺口试样进行慢拉伸试验，试样尺寸如图 1 所示。试验标准参照 GB/T 34542—2018《金属材料与氢环境相容性试验方法》，试样在钢管厚度方向心部取样，焊缝取样方向垂直于直焊缝，工作段缺口位于焊缝正中央。

试验前用 1000# 砂纸将试样标距部位打磨光

滑以便氢的渗入，同时用丙酮、酒精清洗除去试样表面的油脂和污染物，然后用吹风机吹干。缺口慢拉伸试验每组 3 个平行试样，采用 Leica MEF-4M 型金相显微镜和 FEI Quanta 650FEG 型扫描电镜观察试验钢微观组织。采用 WDML-3-50KN 型微机控制高压氢环境慢拉伸试验机分别在 6.3 MPa 空气和氮气中进行慢拉伸试验，慢拉伸应变速率为 1×10^{-6} /s，氢气中的试验需要在试验之前预充氢 2 天且慢拉伸试验全程在 6.3 MPa 氢气环境箱中进行。使用 FEI Quanta 650FEG 型扫描电镜测量缺口试样断口直径并进行断口形貌观察，断口直径每隔 45° 测量一次，取平均值进行断口面积计算。钢的氢脆敏感性使用抗拉强度 R_m 、断口面收缩率 Z 和拉伸位移 D 的损失率来综合表征^[20-21]，具体损失率计算公式为：损失率= $[1-(S_{\text{氢气}}/S_{\text{氮气}})]\times100\%$ （其中 S 分别表示 R_m 、 Z 、 D ）。

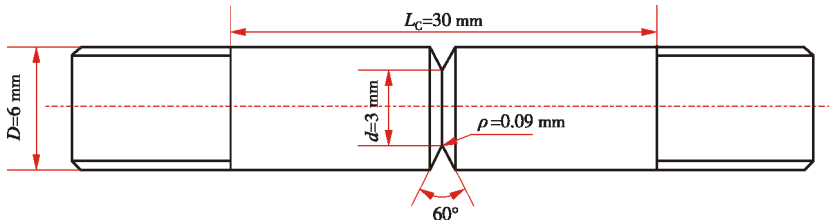


图 1 慢拉伸缺口试样示意图

2 试验结果

2.1 微观组织

图 2 所示为两种 X80 试验钢管母材心部显微组织的扫描电镜照片。Φ1 422 mm 钢管试验钢为典型的针状铁素体组织，由不规则的铁素体板条相互交织成网状组成。Φ1 219 mm 钢管母材组织则是由多边形铁素体+贝氏体组成。Φ1 219 mm 钢管用钢板在轧制变形过程中晶粒碎化，使得部分贝氏体形貌不规则，如图 2 (c)、图 2 (d) 所示，可以看到贝氏体晶粒内部没有典型的板条束结构，而是由各种形状不规则

的亚结构组成，部分贝氏体中还包含 M/A 组元（图 2 (d)）。高强度管线钢显微组织中针状铁素体组织的氢陷阱作用显著大于贝氏体组织，针状铁素体组织中含有大量的缠结位错，能够有效的捕获氢原子，使得进入钢中的氢在组织中均匀分布，表现为低的表观扩散系数和氢渗透率以及高的氢溶解度，从而提高钢的抗氢脆性能。此外，M/A 组元作为组织中的脆性相容易在周围产生应力集中，经常会成为氢致裂纹的起始位置^[22-23]，因此，针状铁素体组织的 Φ1 422 mm 试验钢管抗氢脆性能好于多边形铁素体+贝氏体组织的 Φ1 219 mm 试验钢管。

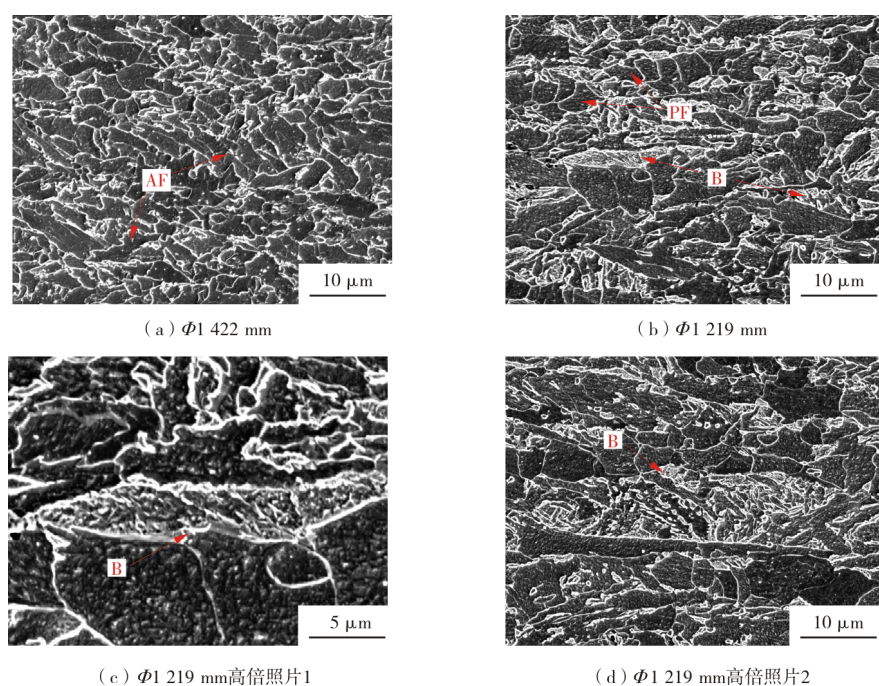


图 2 两种 X80 试验钢管母材心部组织的扫描电镜照片

图 3 所示为两种试验钢管直焊缝心部组织的扫描电镜照片。两者均为典型的针状铁素体组织，相比之下 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 试验钢管的显微组织更加细小，但整体区别不大。与母材组织中的针状铁素体相比，焊缝组织中的铁素体板条更加平直，纵横比较大，针状形貌更明显，同

时铁素体板条相互形成的交锁结构也更加明显。这是由于焊缝中的针状铁素体是以氧化物为核心通过晶内形核的方式转变形成的，冷速较快并且具有一定的位向关系，其铁素体条片内部同样具有亚结构和高密度位错，因此也具有较好的氢陷阱作用。

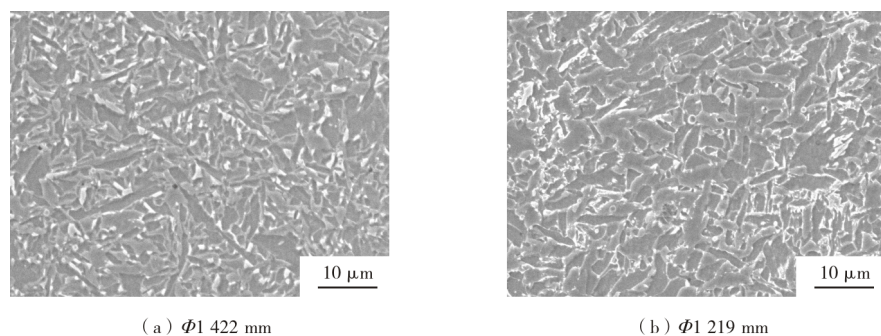


图 3 两种 X80 试验钢管直焊缝心部组织的扫描电镜照片

2.2 母材慢拉伸试验结果

图 4 所示为 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材试样在两种气体条件下慢拉伸应力-拉伸位移曲线，由图 4 可知，与 6.3 MPa 氮气中相比，试验钢在 6.3 MPa 氢气中抗拉强度和位移略有下降。进一步对试验钢的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的平均值和损失率进行了统计，结果见表 3。由表 3 可知，母材缺口试样在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移损失率分别为 5.1 %、10.1 %和 1.3 %。

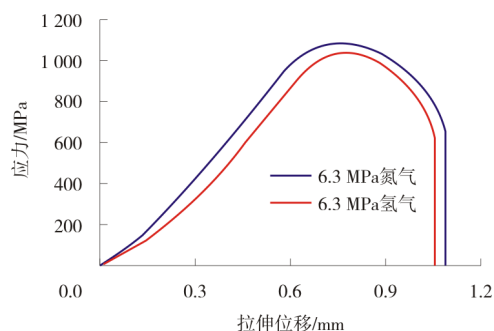
图 4 X80 钢级 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材应力-位移曲线

表 3 X80 钢级 Φ1 422 mm 钢管慢拉伸缺口试样的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移

气体 条件	R_m			Z			D		
	单值/MPa	均值/MPa	均值损 失率/%	单值/%	均值/%	均值损 失率/%	单值/mm	均值/mm	均值损 失率/%
6.3 MPa 氮气	1 035.1、1 086.2、 1 112.8	1 078.0	5.1%	69.5、67.8、 70.5	69.3	10.1%	1.090、1.085、 1.063	1.079	1.3%
6.3 MPa 氢气	1 013.3、1 040.7、 1 015.4	1 023.2		63.0、64.8、 59.0	62.3		1.061、1.054、 1.082	1.066	

图 5 所示为 X80 钢级 Φ1 422 mm 钢管缺口试样在 6 MPa 氮气和氢气中断口形貌对比，可见 6.3 MPa 氢气造成了断口滑移带出现较多的氢致裂纹，断口仍以韧窝型断口为主。

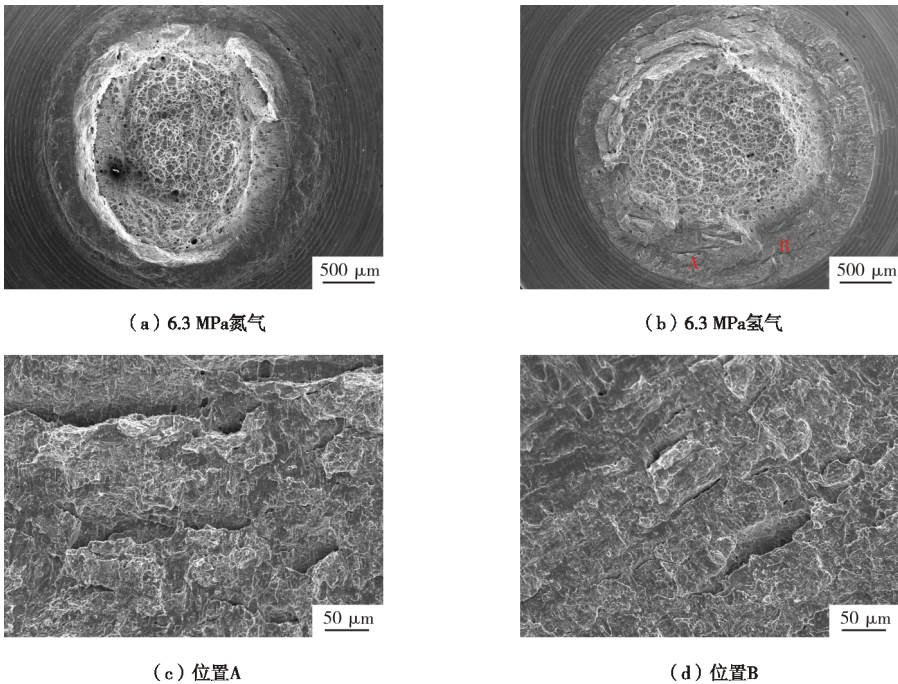


图 5 X80 钢级 Φ1 422 mm 钢管母材慢拉伸缺口试样断口 SEM 照片

图 6 所示为 X80 钢级 Φ1 219 mm 钢管母材在两种气体条件下慢拉伸缺口试样的应力-拉伸位移曲线，由图 6 可知，与 6.3 MPa 氮气中相比，试验钢在 6.3 MPa 氢气中抗拉强度略有下降，拉伸位移

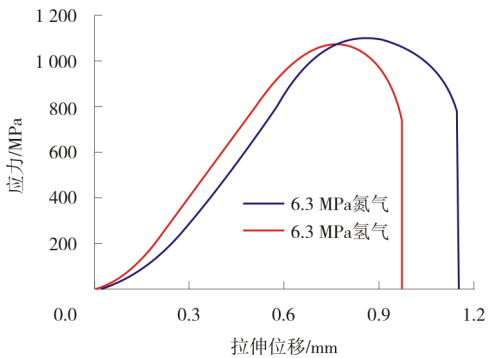


图 6 X80 钢级 Φ1 219 mm 钢管母材应力-位移曲线

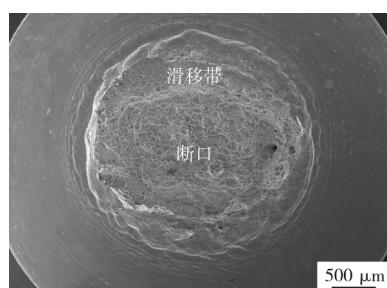
有一定程度的下降。进一步对试验钢在两种条件下的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的平均值和损失率进行了统计，结果见表 4。由表 4 可知，试验钢在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 4.9%、62.8%和 13.7%，其中断面收缩率损失较大，说明 Φ1 219 mm 钢管在 6.3 MPa 氢气环境中发生了较为严重的氢脆行为。Φ1 422 mm 钢管母材在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移相对氮气中有少量损失，损失率分别为 5.1%、10.1%和 1.3%，可见 Φ1 422 mm 钢管比 Φ1 219 mm 钢管在 6.3 MPa 气态氢环境中具有更好的抗氢脆性能。Φ1 422 mm 钢管组织类型为典型的针状铁素体组织，而 Φ1 219 mm 钢管组织类型为多边形铁素体+贝

表 4 X80 钢级 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材慢拉伸缺口试样的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移

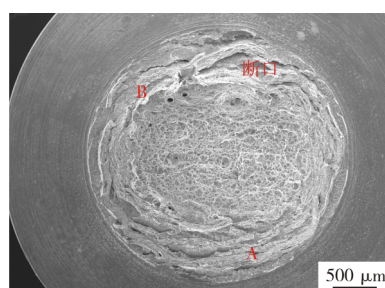
气体条件	R_m			Z			D		
	单值/MPa	均值/MPa	均值损失率/%	单值/%	均值/%	均值损失率/%	单值/mm	均值/mm	均值损失率/%
6.3 MPa 氮气	1 108.2、1 101.2、 1 144.6	1 118.0	4.9%	34.4、33.1、 34.0	34.0	62.8%	1.081、1.147、 1.130	1.110	13.7%
6.3 MPa 氢气	1 073.1、1 041.0、 1 076.0	1 063.4		12.2、14.5、 11.5	13.0		0.970、0.990、 0.970	0.980	

氏体组织，针状铁素体组织比多边形铁素体+贝氏体组织具有更好的韧性和裂纹止裂性能。同时，与 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管相比， $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管的冲击功提高了 32.6%，延伸率提高了 27.6%，可见针状铁素体 X80 钢比多边形铁素体+贝氏体组织 X80 钢在 6.3 MPa 气态氢环境中具有更好的抗氢脆性能。

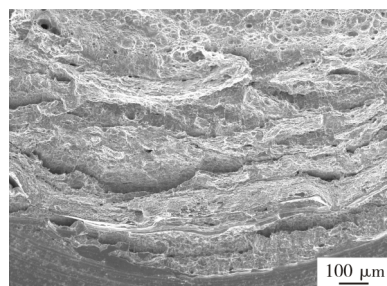
图 7 所示为 X80 钢级 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材缺口试样在 6 MPa 氮气和氢气中断口形貌对比。由图 7 可见，6.3 MPa 氮气环境中，断口边部出现滑移带，断口以韧性断口为主，裂纹较少；而在 6.3 MPa 氢气环境中，断口外侧的滑移带非常窄，氢气造成了断口边部出现较多的氢致裂纹，断口中部仍以韧窝型断口为主。



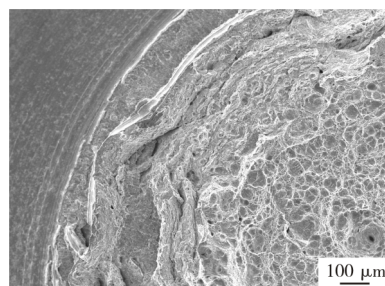
(a) 6.3 MPa 氮气



(b) 6.3 MPa 氢气



(c) 位置A



(d) 位置B

图 7 X80 钢级 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材慢拉伸缺口试样断口 SEM 照片

2.3 直焊缝缺口慢拉伸试验结果

图 8 所示为 X80 钢级 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝在两种气体条件下缺口试样慢拉伸的应力-位移曲线。由图 8 可知，与 6.3 MPa 氮气中相比，在 6.3 MPa 氢气中试验钢抗拉强度略有下降，拉伸位移有一定程度下降。进一步对试样抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的平均值和损失率进行统计，结果见表 5。由表 5 可知，试验钢在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 4.4%、23.3%和 10.2%。

可见 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝抗氢脆性能比母材要差。

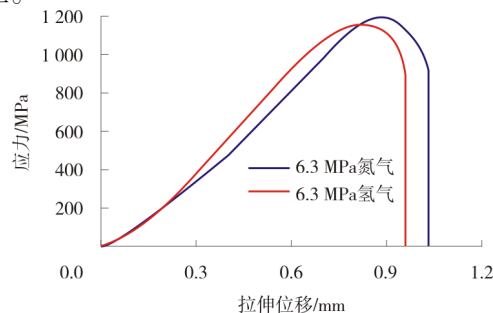
图 8 X80 钢级 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝应力-位移曲线

表 5 X80 钢级 Φ1 422 mm 钢管直焊缝慢拉伸缺口试样的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移

气体条件	R_m			Z			D		
	单值/MPa	均值/MPa	均值损失率/%	单值/%	均值/%	均值损失率/%	单值/mm	均值/mm	均值损失率/%
6.3 MPa 氮气	1198.5、1242.2、1151.6	1 197.4	4.4%	29.4、29.0、29.3	29.2	23.3%	1.028、0.980、1.139	1.049	10.2%
6.3 MPa 氢气	1156.4、1214.8、1064.0	1 145.1		21.9、23.1、22.2	22.4		0.954、0.914、0.959	0.942	

图 9 所示为 Φ1 422 mm 钢管直焊缝缺口试样在 6 MPa 氮气和氢气中断口形貌对比，可见两种气体环境中试验钢断口均出现少量裂纹，6.3 MPa 氢气造成的断口裂纹多于氮气中的断口裂纹。

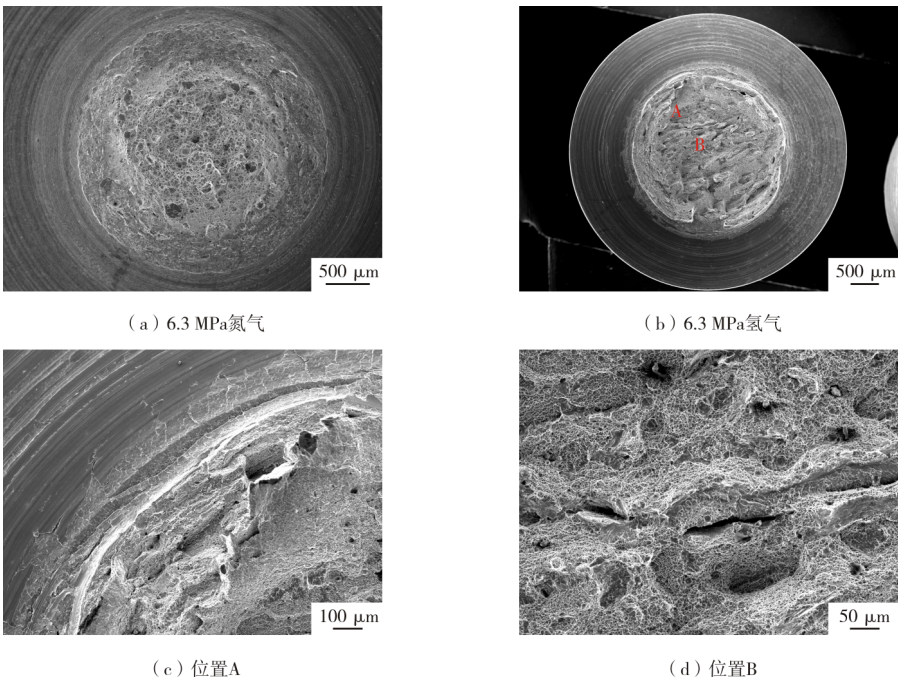


图 9 X80 钢级 Φ1 422 mm 钢管直焊缝慢拉伸缺口试样断口 SEM 照片

图 10 为 Φ1 219 mm 钢管直焊缝在两种气体条件下缺口试样慢拉伸的应力-拉伸位移曲

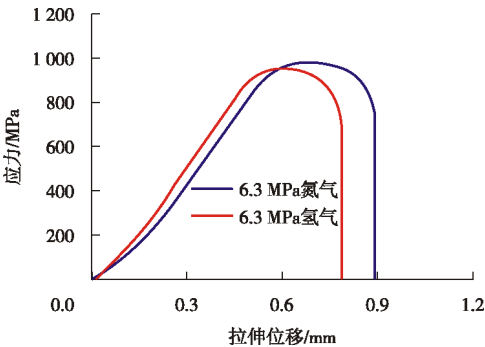


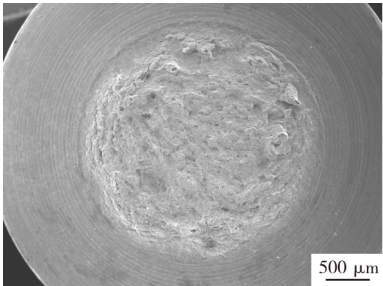
图 10 X80 钢级 Φ1 219 mm 钢管直焊缝缺口试样应力-位移曲线

线。由图 10 可知，与 6.3 MPa 氮气中相比，在 6.3 MPa 氢气中抗拉强度略有下降，拉伸位移有一定程度下降。进一步对试样在两种条件下的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的平均值和损失率进行了统计，见表 6。由表 6 可知，试验钢在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 2.7%、24.7%和 10.4%。

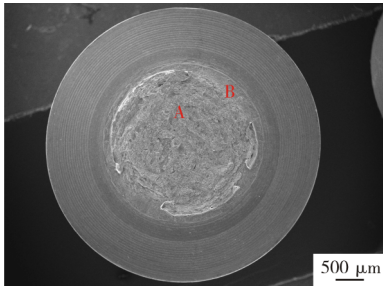
图 11 所示为 Φ1 219 mm 钢管直焊缝缺口试样在 6.3 MPa 氮气和氢气中断口形貌对比，可见两种气体环境中的试验钢断口均出现少量裂纹，6.3 MPa 氢气造成断口裂纹多于氮气环境中的断口裂纹。

表 6 X80 钢级 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝慢拉伸缺口试样的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移

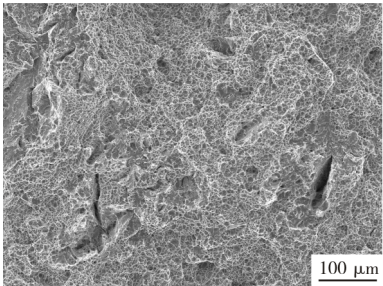
气体条件	R_m			Z			D		
	单值/MPa	均值/MPa	均值损失率/%	单值/%	均值/%	均值损失率/%	单值/mm	均值/mm	均值损失率/%
6.3 MPa 氮气	981.5、958.9、968.2	969.5	2.7%	33.6、34.5、35.2	29.2	24.7%	0.890、0.952、0.923	0.922	10.4%
6.3 MPa 氢气	936.2、943.4、949.0	942.9		27.7、25.3、24.9	26.0		0.858、0.833、0.786	0.826	



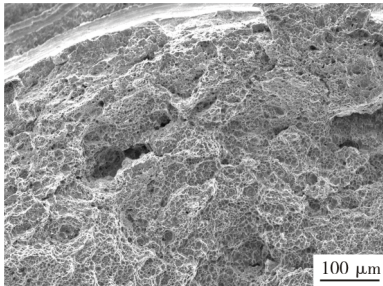
(a) 6.3 MPa 氮气



(b) 6.3 MPa 氢气



(c) 位置A



(d) 位置B

图 11 X80 钢级 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝慢拉伸缺口试样断口 SEM 照片

3 结 论

(1) 本研究中 X80 钢级 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材组织为典型的针状铁素体组织， $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材组织类型为多边形铁素体+贝氏体，针状铁素体组织的 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材的冲击功比多边形铁素体+贝氏体组织的 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材提高了 32.6%，延伸率提高了 27.6%。

(2) 与氮气中相比，针状铁素体组织的 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移损失率分别为 5.1%、10.1%和 1.3%，多边形铁素体+贝氏体组织的 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管母材在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 4.9%、62.8%和 13.7%，可见针状铁素体 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管母材相比多边形铁素体+贝氏体组织的 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$

母材在 6.3 MPa 气态氢环境中具有更好的抗氢脆性能。

(3) 本研究中 $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝和 $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝均为多边形铁素体组织，与氮气中相比， $\Phi 1\ 422\ \text{mm}$ 钢管直焊缝在 6.3 MPa 氢气中的抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 4.4%、23.3%和 10.2%， $\Phi 1\ 219\ \text{mm}$ 钢管直焊缝抗拉强度、断面收缩率和拉伸位移的损失率分别为 2.7%、24.7%和 10.4%。

(4) 慢拉伸断口微观形貌表明，6.3 MPa 氢气的气体条件促进了 X80 钢氢致裂纹的萌生。

参考文献:

[1] 马林聪. 中国氢能产业基础设施发展蓝皮书[M]. 第 1 版. 北京: 中国标准出版社, 2016: 60–72.

- [2] 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.
- [3] MORE I, BRIOTTET L, LEMOINE P, et al. Hydrogen embrittlement susceptibility of a high strength steel X80[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(27–28): 7252–7260.
- [4] 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.
- [5] MORO I, BRIOTTET L, LEMOINE P, et al. Damage under high-pressure hydrogen environment of a high strength pipeline steel X80[C]//Effects of Hydrogen on Materials: Proceeding of 2008 International Hydrogen Conference. [S.l.]: ASM international, 2009: 357–364.
- [6] 关鸿鹏, 林振娴, 李瑜仙, 等. X70 管线钢及焊缝在模拟煤制气含氢环境下的氢脆敏感性[J]. *工程科学学报*, 2017, 39(4): 535–541.
- [7] 金立果, 邢云颖. X80 管线钢在含氢煤制气环境中的氢脆敏感性[J]. *腐蚀与防护*, 2017, 38(5): 361–364, 409.
- [8] 史昊, 邢云颖, 王修云. 煤制气环境中氢含量对 X80 管线钢氢脆敏感性的影响规律[J]. *腐蚀与防护*, 2018, 39(5): 336–339, 343.
- [9] 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.
- [10] TROIANO A R. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals [J]. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2016, 5(6): 557–569.
- [11] ORIANI R A. A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels[J]. *Berichte Der Bunsengesellschaft Für Physikalische Chemie*, 1972, 76(8): 848–857.
- [12] NIBUR K A, BAHR D F, SOMERDAY B P. Hydrogen effects on dislocation activity in austenitic stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(10): 2677–2684.
- [13] WANG S, MARTIN M L, SOFRONIS P, et al. Hydrogen-induced intergranular failure of iron[J]. *Acta Materialia*, 2014(69): 275–282.
- [14] MARTIN M L, FENSKE J A, LIU G S, et al. On the formation and Nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(4): 1601–1606.
- [15] ROBERTSON I M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, 68(6): 671–692.
- [16] SEZGIN J G, BOSCH C, MONTOUCHET A, et al. Modelling of hydrogen induced pressurization of internal cavities [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, 42(22): 15403–15414.
- [17] 褚武扬. 氢致开裂和应力腐蚀机理的前沿问题[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 1993(3): 151–157.
- [18] HUANG S, CHEN D K, SONG J, et al. Hydrogen embrittlement of grain boundaries in nickel: an atomistic study[J]. *NPJ Computational Materials*, 2017, 3(1): 1–8.
- [19] GERBERICH W W, ORIANI R A, LJ I M J, et al. The necessity of both plasticity and brittleness in the fracture thresholds of iron[J]. *Philosophical Magazine A*, 1991, 63(2): 363–376.
- [20] 张颖瑞, 董超芳, 李晓刚, 等. 电化学充氢条件下 X70 管线钢及其焊缝的氢致开裂行为[J]. *金属学报*, 2006, 42(5): 521–527.
- [21] 白光乾, 王秋岩, 邓海全, 等. 氢环境下 X52 管线钢的抗氢性能[J]. *材料导报*, 2020, 34(22): 22130–22135.
- [22] PARK G T, KOH S U, JUNG H G, et al. Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(7): 1865–1871.
- [23] ZHAO M C, SHAN Y Y, XIAO F R, et al. Investigation on the H₂S-resistant behaviors of acicular ferrite and ultrafine ferrite[J]. *Materials Letters*, 2002, 57(1): 141–145.

作者简介: 刘 斌 (1984—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要从事高钢级大直径埋弧焊管、输氢焊管研究及产品开发工作。

收稿日期: 2002–08–27

编辑: 袁雪婷

欢迎投稿 欢迎订阅