

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.07.10

X52管线钢TIG焊接接头氢脆敏感性研究

王和平^{1,2}, 王磊^{1,2*}, 韩学^{1,2}, 赵红波^{1,2}, 张锦刚¹, 毕宗岳¹,
张敏³, 毛威³

1. 中国石油集团宝石管业有限公司, 陕西 宝鸡 721008
2. 中油国家石油天然气管材工程技术研究中心有限公司, 陕西 西安 710018
3. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048

摘要: 为明确X52管线钢TIG焊接接头不同区域的氢脆敏感性差异, 采用电化学充氢结合拉伸试验、显微组织表征及氢渗透测试等方法开展系统研究。结果表明: 充氢后接头各区域强度变化不显著, 但塑性显著下降, 其中焊缝延伸率降幅最大(充氢15 h达48.6%), 热影响区次之(48.3%), 母材最小(26.1%)。显微组织分析表明, 焊缝以针状铁素体及M/A组元为主, 具有较高的位错密度, 并含有较多尺寸较大(3~6 μm)、数量较多的 Al_2O_3 类夹杂物。氢渗透试验结果显示, 焊缝的氢扩散系数最低($\text{Deff}=4.06\times10^{-6} \text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$), 氢陷阱密度最高($N=8.01\times10^{-5} \text{ mol}\cdot\text{cm}^{-3}$), 表明氢原子在该区域更易聚集并诱发氢致裂纹。断口分析表明, 充氢试样的断裂形式主要为准解理脆性断裂, 且裂纹源多位于夹杂物周围, 呈现“鱼眼”状特征形貌。综合分析表明, X52管线钢TIG焊接接头中, 焊缝是氢脆最敏感的区域, 其次为热影响区和母材。本研究揭示了焊接接头不同区域氢脆行为差异与其微观组织、氢陷阱分布之间的内在联系, 为输氢环境下管线钢焊接结构的安全评估提供了实验依据。

关键词: X52管线钢; TIG焊接接头; 氢脆敏感性; 氢陷阱; 夹杂物; 断口特征

中图分类号: TG457.6 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)07-0097-09

Research on Hydrogen Embrittlement Susceptibility of X52 Pipeline Steel Welded Joints by TIG Welding

WANG Heping^{1,2}, WANG Lei^{1,2*}, HAN Xue^{1,2}, ZHAO Hongbo^{1,2}, ZHANG Jingang¹, BI Zongyue¹,
ZHANG Min³, MAO Wei³

1. CNPC Baoji Petroleum Pipe Industry Co., Ltd., Baoji 721008, China
2. CNPC Chinese National Engineering Research Center for Petroleum and Natural Gas Tubular Goods Co., Ltd., Xi'an 710018, China
3. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China

Abstract: To clarify the differences in hydrogen embrittlement sensitivity in different regions of X52 pipeline steel TIG welding joints, systematic research was conducted using methods such as electrochemical hydrogen charging combined with tensile tests, microstructure characterization, and hydrogen permeation testing. The results show that after hydrogen charging, there is no significant change in the strength of each region of the joint, but the plasticity significantly decreases. Among them, the elongation rate of the weld bead decreased the most (48.6% after 15 h of hydrogen charging), followed by the heat-affected zone (48.3%), and the base material the least (26.1%). Microstructure analysis shows that the weld bead is mainly composed of acicular ferrite and M/A components, has a higher dislocation density, and contains a larger number and size of Al_2O_3 inclusions (3~6 μm). Hydrogen permeation test results show that the hydrogen diffusion coefficient of the weld bead is the lowest ($\text{Deff}=4.06\times10^{-6} \text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$) and the hydrogen trap density is the highest ($N=8.01\times10^{-5} \text{ mol}\cdot\text{cm}^{-3}$), indicating that

收稿日期: 2025-02-16 修回日期: 2025-04-28

基金项目: 中国石油天然气股份有限公司基础性前瞻性科技专项(2023ZZ1207); 陕西省重点研发计划(2023KXJ-234); 西安市科技计划项目(23KGDW0004-2022); 国家石油天然气管材工程技术研究中心开放课题(KFKT2024-3)

作者简介: 王和平(1988—), 男, 硕士, 工程师, 主要从事高端油气管材开发研究。

通讯作者: 王磊(1994—), 男, 硕士, 工程师, 主要从事苛刻介质输送管材及配套材料研发。E-mail: wangleiae86@163.com。

hydrogen atoms are more likely to accumulate in this area and induce hydrogen-induced cracking. Fracture analysis shows that the fracture mode of hydrogen-charged samples is mainly quasi-cleavage brittle fracture, and the crack sources are mostly around inclusions, showing a "fisheye" characteristic morphology. Comprehensive analysis shows that in the TIG welding joint of X52 pipeline steel, the weld bead is the most sensitive area to hydrogen embrittlement, followed by the heat-affected zone and the base material. This study reveals the intrinsic relationship between the different hydrogen embrittlement behaviors in different regions of the welding joint and its microstructure and hydrogen trap distribution, providing experimental evidence for the safety assessment of pipeline steel welding structures under hydrogen transport environments.

Keywords: X52 pipeline steel; TIG welding joint; hydrogen embrittlement susceptibility; hydrogen trapping; inclusions; fracture feature

引用格式:王和平,王磊,韩学,等. X52管线钢TIG焊接接头氢脆敏感性研究[J]. 电焊机,2025,55(7):97-105.

Citation: WANG Heping, WANG Lei, HAN Xue, et al. Research on Hydrogen Embrittlement Susceptibility of X52 Pipeline Steel Welded Joints by TIG Welding[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(7): 97-105.

0 引言

随着全球能源结构的持续优化与调整,氢能作为一种清洁、高效的能源形式,受到了广泛的关注和应用^[1-2]。然而,这一技术革新也带来了新的挑战,尤其是氢对管线钢材性能的影响。

氢脆(Hydrogen embrittlement, HE)和氢致开裂(Hydrogen Induced Cracking, HIC)是氢能管线钢失效的主要形式,其机理的复杂性和多样性始终是材料科学与工程领域的研究焦点^[3-4]。尽管学术界对此已有诸多探讨,但氢与金属材料交互作用的微观机制尚未完全明晰^[5]。二者的本质差异在于:氢脆主要通过氢原子渗入金属晶格后,削弱原子间的结合力,导致材料延展性和韧性下降,尤其在应力作用下易发生脆性断裂,常见于高强度钢和钛合金等材料;而氢致开裂则是氢原子在材料内部缺陷处(如夹杂物、空穴等)聚集并形成高压氢气,当氢气压力超过材料的局部强度时,引发内部裂纹的形核与扩展,多见于低合金钢和管线钢等^[6]。普遍认为,氢原子在金属内部的聚集、扩散以及与材料微观结构的相互作用,是导致氢脆的关键因素。特别是在高压氢气环境中,氢原子更易渗透入管线钢内部,与钢材中的缺陷、位错等发生交互作用,进而引发材料的脆化、裂纹萌生与扩展^[7-8]。

氢脆不仅与氢原子的迁移和聚集有关,还受到材料内部“氢陷阱”的显著影响。氢陷阱是指材料中能够捕获和束缚氢原子的微观结构区域,它们的种类及其分布对材料的氢脆敏感性和氢致开裂行

为具有重要影响。氢陷阱主要分为可逆氢陷阱和不可逆氢陷阱两大类,其捕获氢原子的能力和对材料性能的影响各有不同^[9]。Wang等人^[10]针对X42、X52管线钢的研究证实,晶界、空位及夹杂物是氢原子的主要富集区域,构成了关键的氢陷阱位点;Xu^[11]等进一步发现,针状铁素体、多边形铁素体基体中的位错网络及夹杂物界面是氢致裂纹的优先形核点,其与氢原子的交互作用是导致材料早期失效的核心机制。

焊接接头作为管线钢体系的薄弱环节,其氢致损伤问题尤为突出。复杂热循环不仅导致接头区域微观结构呈现梯度变化(如晶粒粗化或细化、相变产物差异),还会引入残余应力及各类缺陷(如气孔、夹杂、未熔合等),这些因素共同加剧了焊接接头对氢脆和氢致开裂的敏感性^[12-13]。Lan等^[14]对X100管线钢焊接接头的研究表明,不同区域的抗氢性能存在显著差异,表现为焊缝(Weld Metal, WM)<热影响区(Heat Affected Zone, HAZ)<母材(Base Metal, BM),其中母材在充氢后出现氢气泡,而热影响区和焊缝则发生典型的氢致开裂,进一步分析证实母材中高密度缺陷是其高应力开裂敏感性的主因。Cao等^[15]针对L245管线钢焊接接头的研究发现,随充氢时间延长,母材和焊缝的屈服强度与极限强度呈上升趋势,而延伸率和冲击功持续下降,且母材的拉伸性能对氢环境更为敏感。尽管现有研究已揭示了管线钢本体的氢脆机理,但针对焊接接头这一复杂体系的氢脆行为研究仍存在不足^[16]。由于焊接接头与母材在化学成分、微观组织

(如晶粒尺寸、相组成)及应力状态上的显著差异,其氢陷阱特征、氢扩散规律及脆化机制均表现出独特性^[17],因此系统探究焊接接头的氢脆行为对保障管线钢整体服役安全性具有重要意义。

X52 管线钢作为城市中低压掺氢燃气输送管道的常用材料,其焊接接头的氢致失效风险直接关系到氢能储运网络的安全稳定运行^[18-19]。TIG 焊接技术因焊缝成形质量优异、焊接效率高,在管线钢现场施工中被广泛采用,但该工艺形成的焊接接头在氢环境下的力学性能演变及损伤机制尚未明确。基于此,本文以 X52 管线钢 TIG 焊接接头为研究对象,通过充氢拉伸实验系统分析不同充氢时间对其力学性能的影响,结合扫描电子显微镜(SEM)对断口形貌的微观表征,揭示焊接接头不同区域(母材、热影响区、焊缝)的氢脆敏感性差异及内在机理,为优化氢能管线钢焊接工艺、提升其抗氢脆性能提供理论依据与实验支撑^[20]。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验母材为 X52 管线钢圆管,尺寸 406.3 mm×10.8 mm(外径×厚度)。该钢种是目前世界上油气管线使用的主流钢材。焊接材料采用自主研发的直径 1.2 mm 焊丝,X52 管线钢与焊丝的化学成分如表 1 所示。

表 1 X52 管线钢及焊 材化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of X52 pipeline steel and welding material (wt. %)

材料	C	Si	Mn	S	Ni
X52	0.130	0.260	1.050	0.0052	0.045
自研焊丝	0.0406	0.398	1.357	0.0048	0.0837

材料	Cr	Cu	Nb	Ti	Mo
X52	0.050	0.087	0.0019	0.0130	0.026
自研焊丝	0.123	0.121	0.045	0.0101	0.068

1.2 焊接试验

焊接工艺采用手工钨极氩弧焊,焊前使用砂纸打磨并用丙酮清洗焊件表面,避免污染物污染。手工焊坡口形式为 UV 复合型,错边≤2 mm,坡口面角度 α=5°,对口间隙 b=0~0.5 mm,钝边 P=1.2±0.2 mm,圆弧 R=3.2 mm,焊接参数如表 2 所示,焊接接头宏

观照片如图 1 所示,焊缝成形质量良好。

表 2 手工焊焊接工艺参数

Table 2 Manual welding process parameters

位置	焊接方法	焊接电流 /A	焊接电压 /V	焊接速度 /(mm·s ⁻¹)	保护气体流量 /(L·min ⁻¹)
打底焊		180~280	20~23	1.00~1.58	
填充焊	TIG	120~200	20~23	0.41~0.76	25~35
盖面焊		100~160	21~24	0.63~0.87	



图 1 焊接接头宏观金相照片

Fig. 1 Macroscopic metallographic photograph of welded joint

1.3 显微组织观察

使用电火花线切割制备金相试样,用于显微组织分析,观察方向垂直于焊道。完成取样后,依次使用 80#~2000#砂纸对金相试样表面进行垂直研磨。砂纸研磨完毕后,使用不同规格(DW5、3.5、2.5、1、0.5)的金刚石研磨膏抛光,直至试样表面呈镜面时为止,并使用无水乙醇对抛光完成后的试样进行清洗,之后使用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀焊接接头。使用 GX71 倒置型金相显微镜及 VEGA3XMU 型扫描电子显微镜观察试样的显微组织。

1.4 氢渗透试验

拉伸试样的预充氢采用电化学充氢,充氢溶液为 0.5 mol/L 的 H₂SO₄ 溶液+1 g/L 的硫脲(CH₄N₂S)混合溶液,充氢电流密度 50 mA/cm²,充氢过程中将拉伸试样夹持端使用环氧树脂进行包裹,将试样的平行端作为充氢区域,电解渗氢结束后,去除环氧树脂涂层,清洗试样。设置 5 h、10 h、15 h 三个不同时间,如图 2a 所示,其中拉伸试样作为阴极,Pt 网为阳极,试样充氢结束后,在 0.5 h 内进行拉伸试验。对焊接接头母材、热影响区以及焊缝进行拉伸试验,拉伸试样的尺寸如图 2c 所示。

采用电化学充氢进行氢渗透试验。将涂覆环氧树脂后的试样放入室温电解槽中,以 Pt 片电极为

阳极,试样为阴极,试样尺寸 $20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 2\text{ mm}$, 渗氢开始前,将样品的两面打磨至 2000 目,并抛光直至试样表面呈镜像,在样品的一侧表面进行镀镍,镀镍溶液为瓦特溶液 (45 g/L 的 $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O} + 250\text{ g/L}$ 的 $\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O} + 40\text{ g/L}$ 的 H_3BO_3),镀镍电流为 4 mA/cm^2 ,时间为 6 min 。镀镍后在 0.2 mol/L NaOH 溶液中以 0 V 钝化至背景电流低于 $5 \times 10^{-7}\text{ A}$,试样渗氢部位正对着石墨电极,电极间距为 10 mm ,如图 1b 所示。采用电化学工作站供电,电流密度为 50 mA/cm^2 ,渗氢时间为 15 h ,采用 0.5 mol/L $\text{H}_2\text{SO}_4 + 2\text{ g/L}$ 硫脲去离子水溶液作为电解液,硫脲的作用是增加试样表面氢原子浓度,阻碍氢原子结合成氢分子,促进氢原子扩散进入试样中,首次电解渗氢结束后,暂停充氢侧电流输入,待测氢侧电流下降至 $5 \times 10^{-7}\text{ A}$ 并稳定后进行二次氢渗透测试,完成测试后清洗试样并去除环氧树脂涂层。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

未充氢焊接接头不同区域显微组织及 SEM 图如图 3 所示。从宏观组织分布可见(见图 3a),焊接接头的母材(BM)、热影响区(HAZ)与焊缝(WM)存在清晰的界面界限,各区域组织差异显著,这主要源于焊接热循环过程中不同区域经历的峰值温度

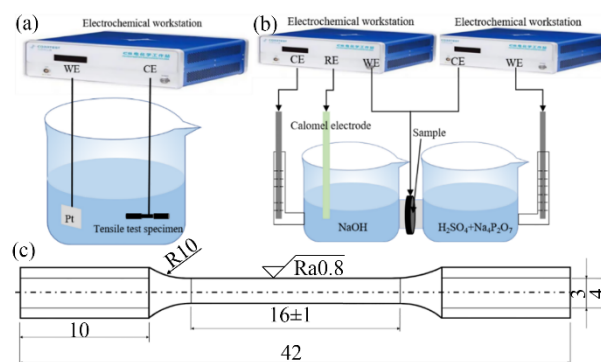
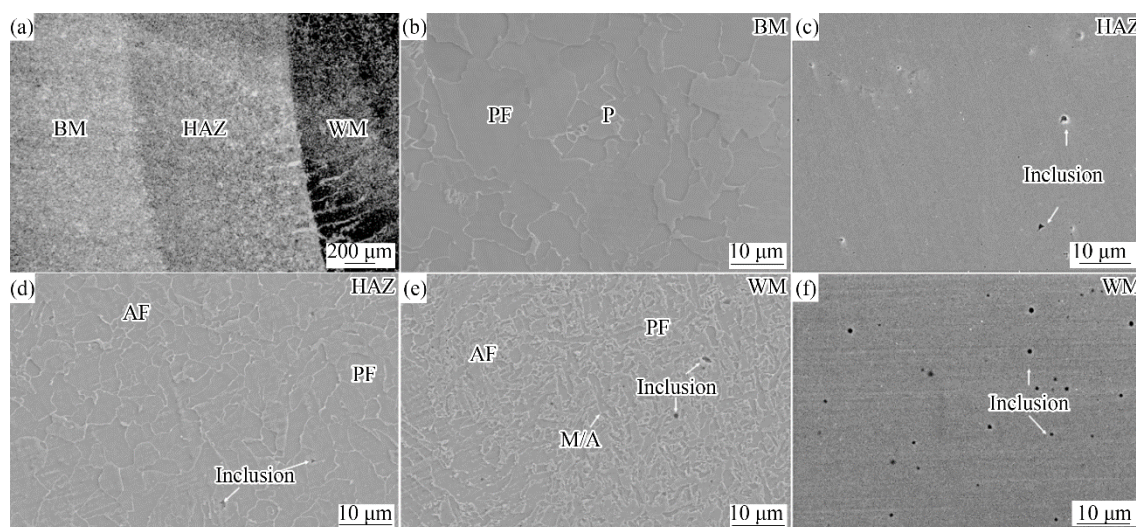


图 2 (a) 拉伸试样充氢; (b) 氢渗透试样; (c) 拉伸试样尺寸
Fig. 2 (a) Schematic of hydrogen charging for tensile specimens; (b) hydrogen permeation specimen; (c) dimensions of tensile specimen

及冷却速率差异。母材组织以均匀分布的多边形铁素体为主,如图 3b 所示;焊缝区域组织为针状铁素体以及多边形铁素体,在原奥氏体晶界上分布着 M/A 组元,如图 3e 所示;热影响区组织以多边形铁素体为基体,夹杂少量针状铁素体,如图 3d 所示,晶粒尺寸介于母材与焊缝之间。此外,在热影响区及焊缝区域的多边形铁素体上存在着大量球形夹杂物,如图 3c、3f 所示,可明显观察到焊缝中的夹杂物数量及尺寸大于热影响区,且母材中未发现明显夹杂物,这些夹杂物的种类以及类型将在后续章节中进行进一步分析与讨论。

2.2 力学性能分析

为对比不同充氢时间焊接接头各区域的拉伸性能,拉伸试验按照 GB/T228.1—2010《金属材料拉



(a) 焊接接头; (b) 母材; (c-d) 热影响区; (e) 焊缝及不同位置夹杂物; (f) 焊缝

图 3 未充氢焊接接头不同区域显微组织及 SEM 图

Fig. 3 Microstructures and SEM images of different regions in without hydrogen welded joints

伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》进行, 试验设备型号为 HT-2402 型电子万能拉伸试验机, 应变速率为 0.1 mm/min, 试验结果如图 4 所示。

未充氢试样中, 焊缝区域的延伸率及强度均高于热影响区和母材。充氢试样的延伸率显著下降, 塑性降低, 而强度有所下降, 说明氢对金属在一定范围内有软化作用。其中, 焊缝区域的延伸率下降幅度最为突出, 在充氢 5 h、10 h、15 h 后分别下降 27.3%、29.9%、48.6%; 热影响区在相同充氢时间下的下降幅度依次为 8.3%、9.0%、48.3%; 母材则为 11.2%、17.5%、26.1%。对比分析发现, 当充氢时长达到 15 h 时, 焊缝和热影响区的延伸率下降幅度尤为显著; 相较于未充氢试样, 充氢试样中焊缝的延伸率下降幅度最大, 焊缝是焊接接头中对氢最为敏感的区域。

2.3 氢陷阱

焊接接头的氢渗透结果如表 3 所示。第一次氢扩散中试样内部存在大量的陷阱(可逆及不可逆陷阱), 只有陷阱被氢原子填满后才能在阳极侧形成阳极电流。第一次渗氢时, 焊缝区域相较于母材及热影响区, 其氢扩散系数 D_{eff} 最小($4.06 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$),

焊缝、热影响区及母材的氢陷阱密度分别为 8.01×10^{-5} 、 6.75×10^{-5} 及 $2.89 \times 10^{-5} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$; 焊缝中存在的氢陷阱密度最大, 意味着焊缝区域聚集了大量的氢原子。在第二次渗氢时, 由于第一次渗氢完成后, 不可逆陷阱中的氢无法主动脱溶, 即失去了扩散能力, 而可逆陷阱在二次扩散中出现的空位会继续捕获新的氢原子, 此时, 焊缝、热影响区及母材的氢陷阱密度分别为 8.34×10^{-6} 、 3.65×10^{-6} 及 $1.22 \times 10^{-5} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$, BM 中的陷阱密度远小于 WM 和 HAZ。同时, 第一次渗氢过程中, 试样焊缝区域被氢原子穿透的时间、电流密度峰值均高于第二次渗透过程。结合各区域的微观组织差异, M/A 组元与针状铁素体组织相较于针状/多边形铁素体组织以及铁素体/珠光体组织, 具有更高的氢捕获效率, 这是因为针状铁素体相较于多边形铁素体具有更高的位错密度^[11,21], 位错作为可逆的氢捕获位点, 能为氢原子的附着提供更多点位, 降低氢的迁移效率, 作为可逆氢陷阱捕获大量的氢原子。此外, 在 WM 中大量的细小针状铁素体微观组织具有大量的大角度晶界, 提供大量的氢扩散路径^[22]。BM 中的铁素体与珠光体相较于针状铁素体及 M/A 组织氢捕获效率更低。

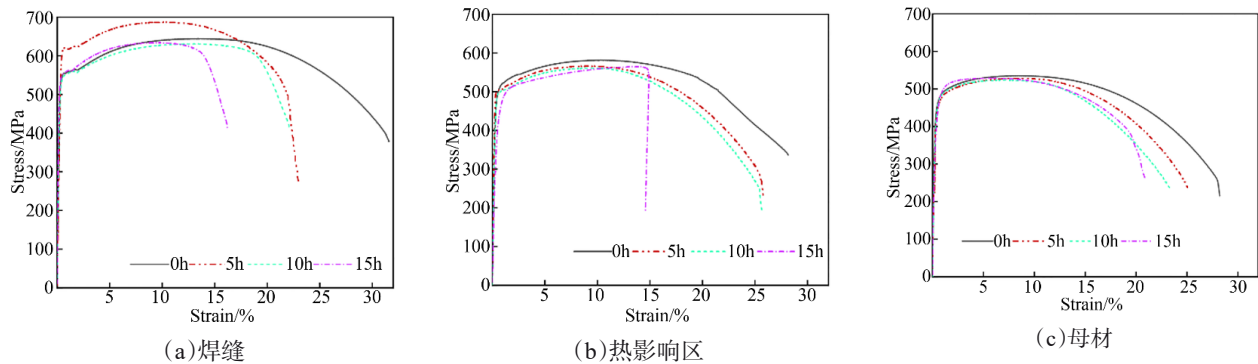


图 4 不同充氢时间拉伸性能对比

Fig. 4 Comparison of tensile properties under different hydrogen charging times

表 3 氢扩散系数计算结果

Table 3 Calculation results of hydrogen diffusion coefficients

区域	饱和阳极电流 I/A	氢扩散通量 $J/(\text{mol} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1})$	氢扩散系数 $D_{eff}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	阴极侧氢浓度 $C/(\text{mol} \cdot \text{cm}^{-3})$	氢陷阱密度 $N/(\text{mol} \cdot \text{cm}^{-3})$	$t_L=0.63t$ 饱和电流 时间/s
焊缝	1.09×10^{-5}	1.76×10^{-10}	2.28×10^{-6}	1.54×10^{-5}	不可逆: 2.23×10^{-4}	2 923
	8.03×10^{-6}	1.30×10^{-10}	4.20×10^{-6}	6.19×10^{-6}	可逆: 6.03×10^{-5}	1 587
热影响区	9.85×10^{-6}	1.60×10^{-10}	2.48×10^{-6}	1.29×10^{-5}	不可逆: 1.96×10^{-4}	2 684
	8.34×10^{-6}	1.35×10^{-10}	7.02×10^{-6}	3.84×10^{-6}	可逆: 2.24×10^{-5}	949
母材	14.66×10^{-6}	2.37×10^{-10}	3.78×10^{-6}	1.25×10^{-5}	不可逆: 1.05×10^{-4}	1 763
	11.13×10^{-6}	1.80×10^{-10}	6.78×10^{-6}	5.31×10^{-6}	可逆: 3.18×10^{-5}	983

通过氢渗透试验表明了焊缝中存在的可逆氢陷阱以及不可逆氢陷阱数量均大于热影响区以及母材,在组织分析中母材没有出现明显的夹杂物,但通过氢渗透曲线测试表明了母材中也存在着夹杂物,接头中存在的夹杂物作为不可逆氢陷阱捕获并束缚氢原子。可逆氢陷阱主要包括晶界、位错和表面及界面,这些区域是氢原子聚集的重要场所,可逆陷阱主要通过影响氢原子的扩散和聚集,增加材料的氢脆敏感性。晶界处的氢浓度增加可能导致晶界的弱化和脆化,位错处的氢聚集则可能显著影响材料的塑性和韧性^[23-24]。不可逆氢陷阱主要包括空位、夹杂物和晶格间隙等,这些区域能够捕获和束缚氢原子,降低材料的氢脆敏感性,降低其自由扩散。显著降低氢原子的扩散系数,增加氢的局部浓度;夹杂物则通过捕获氢原子,减少其自由扩散^[25-27]。基于以上分析结果,本研究中X52管线钢焊接接头氢捕获效率依次为焊缝>热影响区>母材。

通过SEM观察到在接头的焊缝及热影响区中存在着氧化物夹杂颗粒,对夹杂物进行统计分析可知,夹杂物以球形为主,如图5所示。经统计,热影响区中夹杂物尺寸为2~4 μm ,焊缝中夹杂物尺寸约

为3~6 μm ,二者尺寸存在差异,且焊缝中夹杂物的数量明显多于热影响区。这种夹杂物的差异是由焊接过程中的热输入不同导致的。通过EDS对夹杂物类型进行判定,发现其主要富含Al、O元素,如图5a、5b所示,因此判定该夹杂物为 Al_2O_3 氧化物夹杂颗粒,这是X52管线钢中常见的金属夹杂物^[28]。

2.4 拉伸断口分析

充氢前后的拉伸断口SEM照片如图6所示。未充氢时,母材、热影响区以及焊缝的宏观断口均有明显颈缩,可分为剪切唇区与纤维区,如图6a~6c所示,拉伸断口形貌为尺寸和深度各异的韧窝,如图6a1~6c1所示,断口边缘区域可见被拉长呈抛物线状的韧窝,如图6a3~6c3所示,表明材料在拉伸过程中发生了较大的塑性变形,均为韧性断裂。选取充氢时长为5 h和15 h的拉伸断口进行分析,如图7所示。充氢后,母材、焊缝及热影响区试样的宏观断口形貌颈缩程度较未充氢试样变小,断口以微孔聚合断裂为主,微孔中心存在具有“鱼眼”特征的夹杂物,以氧化物夹杂颗粒为中心形成了放射性的河流状准解理花样,脆性断裂区域分布于夹杂物附近,其周围还分布着呈韧窝形貌的韧性断裂

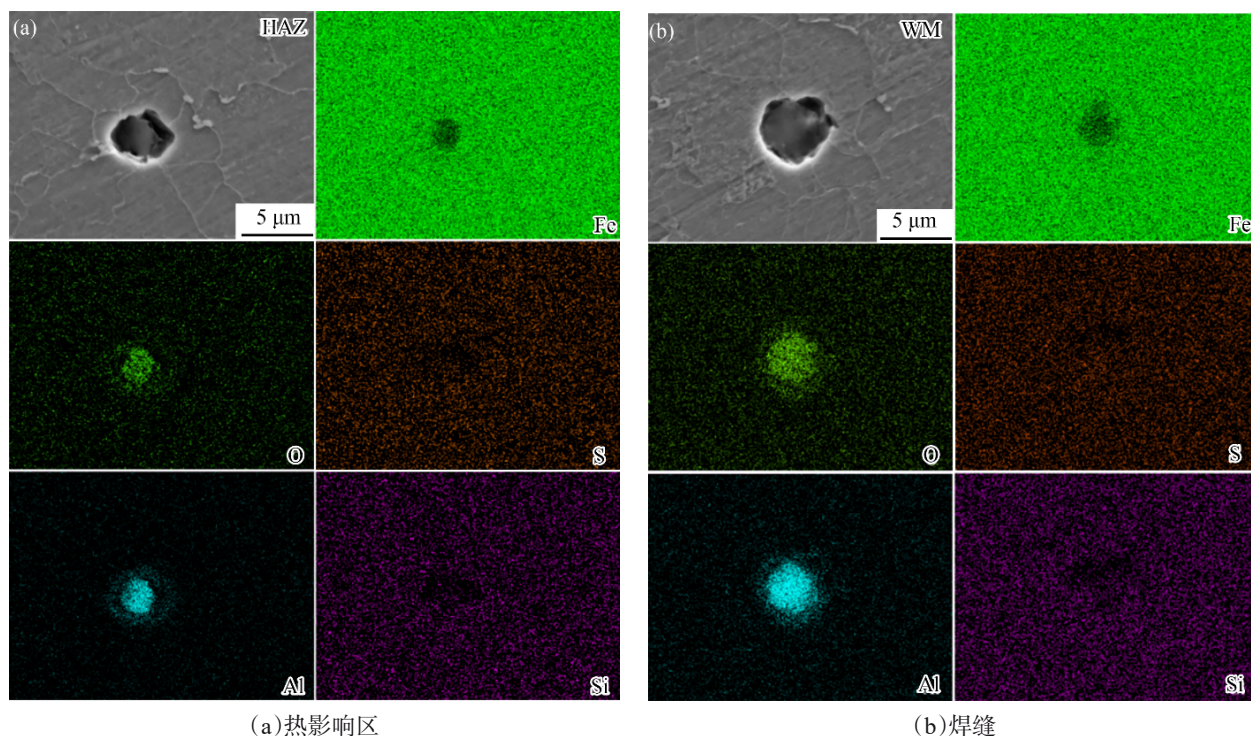
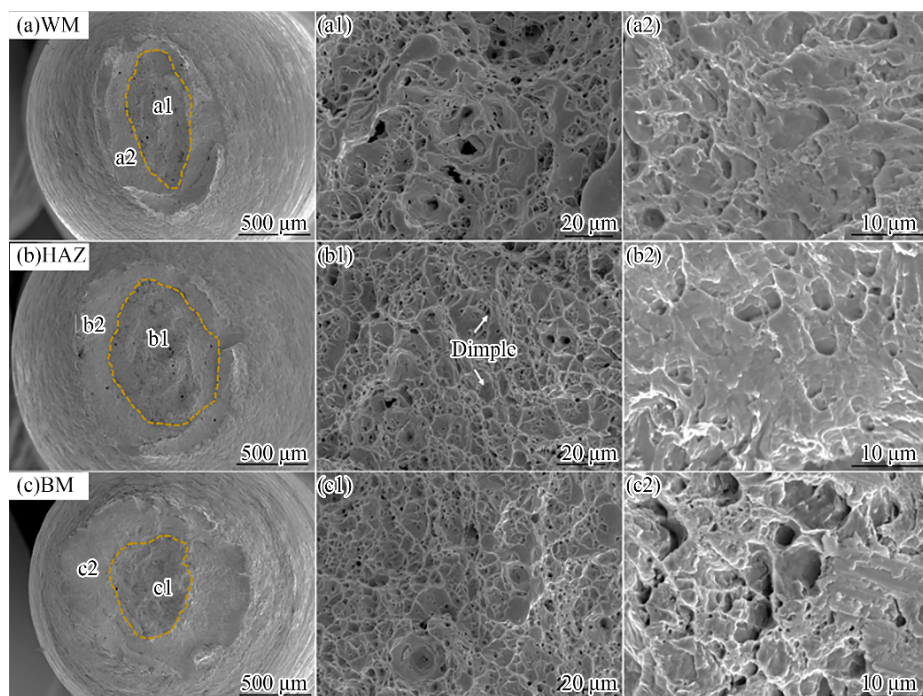


图5 焊接接头夹杂物能谱分析

Fig. 5 Energy spectrum analysis of inclusions in welding joints



(a)焊缝;(b)热影响区;(c)母材

图6 未充氢的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology without hydrogen charging

区域。综上,充氢后的断裂表面主要以“鱼眼”形态的准解理脆性特征为主导。在充氢试样中,断口表面还出现了许多宏观和微观裂纹,发生了氢致开裂现象,相较于热影响区以及母材,焊缝处存在的氧化夹杂物数量最多,断裂源数增多导致焊缝的延伸率下降最为显著,其次是热影响区和母材。

随着充氢时间的增长,各区域断口形貌中的微孔数量增多、尺寸更大,如图7a~7f所示,充氢15 h后表现出了更大的塑形损失。在充氢试样的三个区域中,均能观察到球形夹杂物,氧化夹杂物对钢的氢脆敏感性有重要影响^[29],因为它们可以作为不可逆的氢捕获位点,氢原子易在球形夹杂物周围聚集,氢原子被捕获在夹杂物中,达到一定的氢浓度后,在氢压作用下导致裂纹萌生。根据表3计算的氢渗透参数,相较于热影响区和母材,焊缝的氢扩散系数 D_{eff} 最小($4.06 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$),且氢陷阱密度 NT ($8.01 \times 10^{-5} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$)最大,因此氢容易在此聚集,随着外加应力的进一步增加,更多的氢会通过位错运动聚集在裂纹尖端附近,加速裂纹的扩展,最终观察到了拉伸断口的宏观断裂。夹杂物周围的氢浓度会降低原子间的结合力,使周围材料的韧

性下降,从而导致以夹杂物为中心的准解理断裂。焊缝中数量更多、尺寸更大的夹杂物作为不可逆氢陷阱捕获了大量的氢原子,对焊缝区域的力学性能产生显著影响。因此,在本研究中,相较于微观组织,夹杂物对焊接接头的氢脆性能影响更为显著,氢致开裂在非金属夹杂物处成核。其中,晶界、空位作为可逆氢陷阱,可捕获氢原子但无法束缚;而夹杂物这类不可逆氢陷阱夹杂物对氢原子可捕获并束缚氢原子,氢原子易在不可逆氢陷阱中聚集。

3 结论

通过预充氢及充氢拉伸试验,研究了TIG焊X52管线钢焊接接头不同区域的氢脆敏感性。结果表明,焊缝、母材及热影响区因微观组织与夹杂物的差异,氢脆敏感性存在明显差异,其中焊缝的氢陷阱数量最多,为氢脆最敏感区域,热影响区次之,母材敏感性最低。结合微观结构、断口形貌分析和力学性能测试,揭示了微观结构与氢陷阱密度,裂纹形核的内在联系,主要结论如下:

(1) WM、HAZ、BM显微组织存在明显差异,

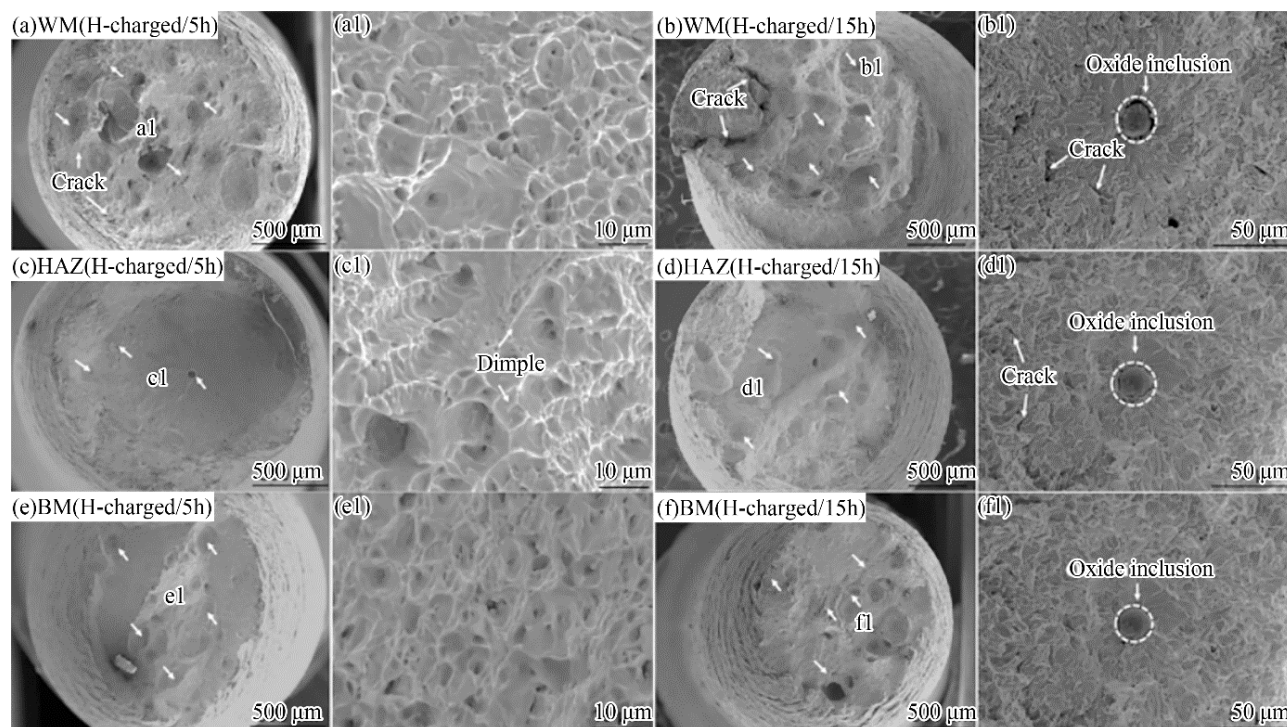


图7 充氢的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology with hydrogen charging

WM为细小的AF晶粒及M/A组织,相较于母材的多边形铁素体和珠光体组织,其位错密度更高,且含有数量更多的 Al_2O_3 夹杂物颗粒。这种组织与夹杂物特征的协同作用,使焊缝成为焊接接头中氢脆敏感性最高的区域。

(2)力学拉伸测试结果表明,与充氢的试样相比,充氢后焊接接头不同区域的断裂伸长率显著降低。WM是塑性损失最明显的区域,具有明显的脆性断裂特征,其次为HAZ及BM;随着充氢时间的延长,各区域的塑性持续降低,充氢试样断口形貌以“鱼眼”状脆性断裂为主导,表明夹杂物更容易产生氢聚集,成为裂纹萌生的源头,进而引发氢致开裂。

(3)氢渗透测试结果表明,与BM、HAZ相比,WM的氢扩散率(D_{eff})最低,氢陷阱密度(NT)最高。

参考文献:

- [1] Tarhan C, Çil M A. A study on hydrogen, the clean energy of the future: Hydrogen storage methods[J]. Journal of Energy Storage, 2021, 40: 102676.
- [2] 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.
- [3] Li H, Cao X, Liu Y, et al. Safety of hydrogen storage and transportation: An overview on mechanisms, techniques, and challenges[J]. Energy Reports, 2022, 8: 6258–6269.
- [4] Moradi R, Groth K M. Hydrogen storage and delivery: Review of the state of the art technologies and risk and reliability analysis [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2019, 44(23): 12254–12269.
- [5] Dear F F, Skinner G C G. Mechanisms of hydrogen embrittlement in steels: discussion[J]. Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 2017, 375(2098): 20170032.
- [6] Johnson W H. On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids [J]. Proceedings of the Royal Society of London, 1875, 23(156–163): 168–179.
- [7] Lynch S P, Moutsos S. A brief history of fractography [J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2006, 6: 54–69.
- [8] de Assis K S, Lage M A, Guttemberg G, et al. Influence of hydrogen on plasticity around the crack tip in high strength steels [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2017, 176: 116–125.
- [9] Gan L, Huang F, Zhao X, et al. Hydrogen trapping and hydrogen induced cracking of welded X100 pipeline

- steel in H₂S environments[J]. International journal of hydrogen energy, 2018, 43(4): 2293–2306.
- [10] Wang H, Ming H, Wang J, et al. Hydrogen permeation behavior at different positions in the normal direction of X42 and X52 pipeline steels[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2024, 72: 1105–1115.
- [11] Xu X, Deng C, Wu S, et al. Transverse crack micro-mechanisms in high-strength steel weld metal with microstructure heterogeneity under hydrogen-containing environment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 914: 147132.
- [12] Asiri S, Sertkol M, Guner S, et al. Hydrothermal synthesis of Co_{0.5}Zn_{0.5}Mn_{1-2y}Fe₂O₄ nanoferrites: magneto-optical investigation[J]. Ceramics International, 2018, 44(5): 5751–5759.
- [13] Peng Z, Liu J, Huang F, et al. Effect of submicron-scale MnS inclusions on hydrogen trapping and HIC susceptibility of X70 pipeline steels[J]. steel research international, 2018, 89(7): 1700566.
- [14] Lan L, Zhang Y, Chang Z, et al. Hydrogen blistering and cracking of high-strength pipeline steel welds produced by electrochemical hydrogen charging[J]. Materials, 2024, 34: 102091.
- [15] Cao J. Effect of hydrogen embrittlement on the safety assessment of low-strength hydrogen transmission pipeline[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 156: 107787.
- [16] Park H, Park C, Lee J, et al. Microstructural aspects of hydrogen stress cracking in seawater for low carbon steel welds produced by flux-cored arc welding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 820: 141568.
- [17] Nguyen T T, Beak U B, Park J, et al. Hydrogen environment assisted cracking in X70 welding heat-affected zone under a high-pressure hydrogen gas[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2020, 109: 102746.
- [18] 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 J W, MING H L, WANG J Q. Research status and progress of hydrogen embrittlement of hydrogen pipelines[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2023, 42(10): 1107–1117.
- [19] Capelle J, Gilgert J, Dmytrakh I, et al. Sensitivity of pipelines with steel API X52 to hydrogen embrittlement[J]. International journal of hydrogen energy, 2008, 33(24): 7630–7641.
- [20] Han Y, Luo J B, Fu A Q, et al. Hydrogen Sulfide Stress Cracking in a Q345R Welded Joint[C]//Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, 2021, 1035: 486–491.
- [21] Zhang P, Laleh M, Hughes A E, et al. Effect of microstructure on hydrogen embrittlement and hydrogen-induced cracking behaviour of a high-strength pipeline steel weldment[J]. Corrosion Science, 2024, 227: 111764.
- [22] Du Y, Lv L, Chen K, et al. Investigating variations in hydrogen-assisted crack propagation of X52 pipeline steel with different microstructural characteristics[J]. Corrosion Science, 2024, 239: 112417.
- [23] Entezari E, Velázquez J L G, López D R, et al. An experimental and statistical study on the characteristics of non-metallic inclusions that serve as hydrogen-induced crack nucleation sites in pipeline steel[J]. Engineering Failure Analysis, 2023, 154: 107695.
- [24] Entezari E, Velázquez J L G, Mohtadi-Bonab M A, et al. Experimental observations of nucleation and crack growth paths of hydrogen-induced cracking in pipeline steel[J]. Engineering Failure Analysis, 2023, 154: 107650.
- [25] Qin W, Thomas A, Cheng Z Q, et al. Key factors affecting hydrogen trapping at the inclusions in steels: a combined study using microprint technique and theoretical modeling[J]. Corrosion Science, 2022, 200: 110239.
- [26] Chen Y S, Lu H, Liang J, et al. Observation of hydrogen trapping at dislocations, grain boundaries, and precipitates[J]. Science, 2020, 367(6474): 171–175.
- [27] Ramirez M F G, Hernández J W C, Ladino D H, et al. Effects of different cooling rates on the microstructure, crystallographic features, and hydrogen induced cracking of API X80 pipeline steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 1848–1861.
- [28] Ohaeri E, Omale J, Rahman K M M, et al. Effect of post-processing annealing treatments on microstructure development and hydrogen embrittlement in API 5L X70 pipeline steel[J]. Materials Characterization, 2020, 161: 110124.
- [29] Laureys A, Depover T, Petrov R, et al. Microstructural characterization of hydrogen induced cracking in TRIP-assisted steel by EBSD[J]. Materials Characterization, 2016, 112: 169–179.