

页岩气田某集气管线焊缝失效原因分析

李虹杰¹ 徐勇² 骆越³ 苗超¹ 吴贵阳¹ 郑洁欣⁴

1. 中国石油西南油气田公司天然气研究院 2. 中国石油西南油气田公司 3. 四川泓宝润业工程技术有限公司
4. 四川华油集团成都天府新区华天兴能燃气有限公司

摘要: **目的** 明确四川某现役页岩气平台集气管线环焊缝泄漏失效的原因。 **方法** 通过宏观形貌分析、无损检测、理化性能测试、金相组织分析和焊缝区域微观分析等方法对焊缝进行失效分析。 **结果** 管段样品存在不同程度的焊接余高超标、咬边、焊瘤和错边等现象,使其焊缝区域可能存在应力集中的问题;焊接施工前因天气原因导致管道内壁和坡口区域产生大量含水铁锈,焊接过程中这些铁锈可能进入熔敷金属中造成焊缝区域扩散氢含量过高,并导致焊接接头处氢致开裂敏感性增加。 **结论** 在管道焊缝受外界环境作用而产生应力集中与焊缝区域中氢含量超高等因素的共同影响下,焊缝区域发生氢致开裂,大量微裂纹断续合并形成宏观开裂失效。

关键词: 页岩气;集气管线;焊缝;裂纹;失效分析

DOI: 10.3969/j.issn.1007-3426.2024.04.013

引用格式: 李虹杰,徐勇,骆越,等.页岩气田某集气管线焊缝失效原因分析[J].石油与天然气化工,2024,53(4):92-99.

LI H J, XU Y, LUO Y, et al. Failure analysis of gas gathering pipeline welds in shale gas field[J]. Chemical Engineering of Oil & Gas, 2024, 53(4): 92-99.

Failure analysis of gas gathering pipeline welds in shale gas field

LI Hongjie¹, XU Yong², LUO Yue³, MIAO Chao¹, WU Guiyang¹, ZHENG Jiexin⁴

1. Research Institute of Natural Gas Technology, PetroChina Southwest Oil & Gasfield Company, Chengdu, Sichuan, China; 2. PetroChina Southwest Oil & Gasfield Company, Chengdu, Sichuan, China; 3. Sichuan Hongbao Runye Engineering Technology Co., Ltd. (Chengdu subsidiary), Chengdu, Sichuan, China; 4. Chengdu Tianfu New Area Huatian Xingneng Gas Co., Ltd of Sichuan Huayou Group, Chengdu, Sichuan, China

Abstract: **Objective** Clarify the reasons for the leakage and failure of the gas-gathering pipeline welds on an active shale gas platform in Sichuan. **Methods** Failure analysis of welds is conducted based on macroscopic morphology analysis, non-destructive testing, physical and chemical performance testing, metallographic structure analysis, and microscopic analysis of the weld area. **Results** There are many defects in the pipe section specimen, such as excessive welding reinforcement, undercut, overlap, and misalignment, which may lead to stress concentration in the welding area; prior to welding construction, due to weather conditions, a large amount of water containing rusts are easily generated on the inner wall and groove area of the pipeline. During welding, these rusts may enter the deposited metal, causing excessive hydrogen content in the weld zone diffusion and increasing sensitivity to hydrogen-induced cracking at the welded joint. **Conclusions** Hydrogen induced cracking (HIC) in the weld seam area occurs under the combined influence of the external environment, stress concentration of pipeline welds, and excessive hydrogen content in the weld area, a large number of HIC microcracks intermittently merging to form macroscopic cracking failure.

Keywords: shale gas; gas gathering pipeline; welds; cracks; failure analysis

1 失效管道基本情况

页岩气作为一种典型的非常规天然气,近年来在我国西南地区的开采发展迅速。由于管道运输的高效性与低成本优势,使之成为了最安全与经济的页岩气输送形式,并在实际生产中应用广泛,因此,保证集气管道的安全是必须的^[1-4]。而管道焊接接头主要由母材、焊缝与热影响区组成,且各区域成分性能又存在差异,是整条管道中的薄弱部分。由

焊接导致的事故在输运管道失效事件中占比较大^[5-7]。

四川某页岩气平台失效的集气管道采用 L360N 无缝钢管,管线全长为 171 m,管径为 168.3 mm,管道焊接采用钨极氩弧焊打底,手工电弧焊填充加盖面的焊接工艺,根焊焊丝型号为 ER50-6,填充与盖面焊条型号为 E5015,焊接工艺参数见表 1。管道设计压力为 8.5 MPa,采用气液混输工艺,输气量约为 13×10^4 m³/d。平台集气管道输送气质以 CH₄ 为主,CH₄ 体积分数为 97.86%,CO₂ 体积分数为 1.468%,

基金项目: 中国石油西南油气田公司科技计划项目“页岩气采集气管线环焊缝开裂原因及控制措施研究”(20220305-05)

作者简介: 李虹杰,1994 年生,工学博士,工程师,2023 年毕业于西南石油大学化学工程与技术专业,主要从事油气田腐蚀与防护技术研究工作。E-mail: 18428301109@163.com

管道内水质矿化度为 18350 mg/L, Cl⁻质量浓度为 10538 mg/L。该平台投产之初即开始加注杀菌缓蚀剂,加注点位于平台外输橇,采用连续加注方式。在服役期内,管道中硫酸盐还原菌、腐生菌与铁细

菌等细菌数量符合 NB/T 14002.3—2022《页岩气 储层改造 第 3 部分:压裂返排液回收和处理方法》的细菌控制要求。管道运行约半年后,在焊缝位置发现了泄漏,泄漏区域为直管与直管对接部分。

表 1 失效管道焊缝焊接工艺参数

焊道	焊接方法	焊材牌号	管径Φ/mm	极性	焊接方向	焊接电流/A	电弧电压/V	气体流量/(L·min ⁻¹)	焊接速度/(cm·min ⁻¹)	热输入/(kJ·mm ⁻¹)
根焊	GTAW	CHG-56	2.5	DC-	向上	95~125	9~12	10~15	4.9~6.7	0.77~1.83
填充焊	SMAW	CHE507	3.2	DC+	向上	85~110	20~25		7.4~9.0	1.14~2.24
盖面焊	SMAW	CHE507	3.2	DC+	向上	85~110	20~25		7.2~8.8	1.16~2.28

为确定该集气管道焊缝失效原因,开展了宏观形貌分析、无损检测分析、理化性能测试、金相组织分析和焊缝区域微观分析。

2 试验方法

2.1 化学成分分析

根据 GB/T 4336—2016《碳素钢和中低合金钢多元素含量的测定 火花放电原子发射光谱》,开展化学成分分析。

2.2 力学性能分析

依据 GB/T 2975—2018《钢及钢产品 力学性能 试验取样位置及试样制备》,开展样品取样,并依据 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》,选取位于焊缝左右两侧区域管段样品进行拉伸试验,并依据 GB/T 4340.1—2009《金属材料 维氏硬度试验 第 1 部分:试验方法》,对样品进行显微硬度测试,测试压力为 10 kg。

2.3 金相组织分析

在焊缝区域截取 5 mm×5 mm 的样品,采用 0.0100~0.0374 mm 的金相砂纸对截面进行逐级打

磨,然后使用抛光膏对其打磨抛光。用 2%(w)硝酸酒精对抛光后的截面进行侵蚀,并利用金相显微镜对截面进行金相组织观察。

2.4 微观形貌分析

在焊缝区域截取 5 mm×5 mm 的样品,采用扫描电子显微镜(SEM)对其进行微观形貌观察,并采用扫描电镜附带的 X 射线光电子能谱仪(EDS)对样品表面进行元素分析。

2.5 扩散氢含量分析

依据 GB/T 223.82—2018《钢铁 氢含量的测定 惰性气体熔融-热导或红外法》,开展环焊缝扩散氢含量测试。

3 试验结果与分析

3.1 化学成分分析

采用直读光谱仪对失效管段母材区域的化学成分进行分析,采用的样品规格为 30 mm×30 mm,表面用砂轮打磨至金属光泽,测试结果见表 2。与 GB/T 9711—2023《石油天然气工业 管线输送系统用钢管》进行对比,该管道钢的化学成分符合标准要求。

表 2 失效管段母材的化学成分分析结果

类别	质量分数													%
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ti	Cu	Fe	
实测值	0.124	0.188	1.33	0.012	0.009	0.0524	0.0063	0.0413	0.0078	0.0802	<0.002	0.037	98.1	
GB/T 9711—2023,取最大值	0.24	0.45	1.40	0.025	0.015	0.30	0.15	0.30	0.05	0.1	0.04	0.5		

3.2 宏观形貌分析与无损检测分析

取失效管段进行宏观形貌分析,样品目视观察

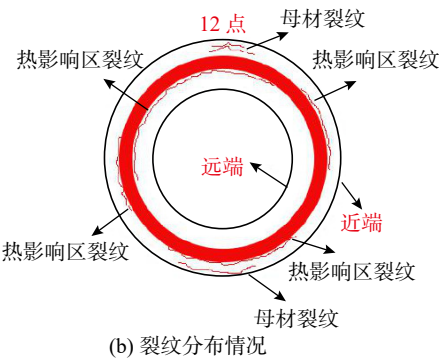
管段表面存在明显管材开裂(见图 1(a))。焊缝两侧、热影响区和母材均可观察到多条裂纹,具体管

道焊缝裂纹分布如图 1(b)所示。焊缝 6 点钟方向存在错边,如图 1(c)所示,错边量为 1.0 mm。根据此管道焊接工艺规程规定,厚壁管侧需制备倒角,失效样品未见厚壁管侧制备倒角。直管段最小壁厚

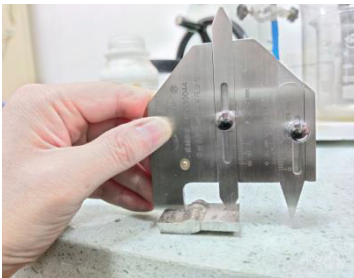
与理论壁厚差达 1.1 mm,详细数据对比见表 3。如图 1(d)所示,在管段 6 点位置焊缝两侧每隔 5 mm 进行壁厚检测,数据对比见表 4。从表 4 可知,基本上越靠近焊缝,壁越薄,其壁厚相差值最高达 1.51 mm。



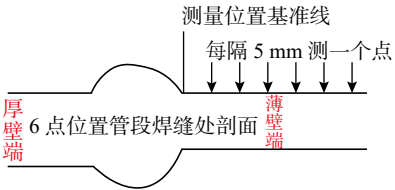
(a) 外部形貌



(b) 裂纹分布情况



(c) 6 点区域错边情况



(d) 壁厚测量位置示意图

图 1 样品宏观形貌

表 3 样品直管段壁厚测试数据 单位: mm

取样位置	壁厚							
	12点	1.5点	3点	4.5点	6点	7.5点	9点	10.5点
左管	6.8	6.7	6.7	7.0	7.1	7.0	7.2	6.7
右管	6.2	6.2	6.6	6.0	5.3	5.2	5.9	6.2

表 4 样品直管段 6 点区域壁厚测试数据 单位: mm

离焊缝距离位置	壁厚					
	5	10	15	20	25	30
左管6点位置	6.63	6.63	6.74	6.80	6.70	6.77
右管6点位置	5.12	5.25	5.61	5.65	5.70	5.71

3.3 力学性能分析

依据 GB/T 9711—2023 的规定,选取母材、焊缝顶部和焊缝根部等区域进行维氏硬度测试,硬度仪压头施加的力为 50 g,每个区域各打 6 个点,结果见表 5。由表 5 可知,其测试值均小于 250 HV,符合 GB/T 9711—2023 规定硬度。

表 5 母材、焊缝顶部、焊缝根部显微硬度 单位: HV

位置	硬度						
	位置1	位置2	位置3	位置4	位置5	位置6	平均
母材	184.0	173.4	179.9	178.0	177.7	182.2	179.2
焊缝顶部	221.8	220.3	224.9	220.3	225.7	224.9	223.0
焊缝根部	203.2	199.2	204.5	194.1	194.1	204.5	199.9

根据 GB/T 228.1—2021,选取管段样品位于焊缝两侧左管和右管区域,进行拉伸实验,结果见表 6。从表 6 可知,测试结果符合标准要求。

表 6 拉伸实验结果

试样位置	抗拉强度/ MPa	下屈服强度/ MPa	纵向断后伸长率/ %
左管	489.00	372.00	35.40
右管	500.83	379.19	30.48
GB/T 228.1—2021	460~760	360~530	≥21

3.4 金相组织分析

按 GB/T 13298—2015《金属显微组织检验方法》

对样品的母材、热影响区、熔合区和焊缝等位置进行金相组织观察,其检测结果见表 7。图 2 所示为失效样品不同区域的金相组织图像。从图 2(a)和图 2(b)可观察到,测试样品表面存在一处发散状贯穿裂纹。进一步分析焊缝附近不同区域金相组织,从图 2(c)中可发现母材金相组织为铁素体与珠光体,未发现明显非金属夹杂;铁素晶粒较为均匀,无明显粗大,并呈多边形块状或等轴状;较大的铁素体晶粒表面有少量粒状渗碳体析出,部分块状珠光体分布在铁素体晶界间;整个母材均呈现出连续的珠光体带(黑色组织)和铁素体带(白色组织)沿管道轧制方向交替多层带状分布。热影响区出现不完全重结晶区和重结晶区,重结晶区组织为细小的珠光体和铁素体(见图 2(d))。越靠近焊缝,母材的带状组织逐渐消除并向细小珠光体和铁素体组织转变,但仍能观察到因过热而导致的大量块状珠光体分布在铁素体晶界。越靠近焊缝、壁厚中间和外壁位置,珠光体越呈现出沿铁素体晶界连续分布的趋势。在填充焊及盖面焊等焊接熔合区金相图像,即图 2(e)中可观察到魏氏体组织;通过图 2(f),能观测到根焊组织为细小且均匀的珠光体和铁素体。此外,还可以发现样品的裂纹主要分布在热影响区,存在多条基本平行的裂纹,均发源于内壁,向外部扩展,部分裂纹贯穿管壁;裂纹向外扩展的路径上有大量的细小分支。裂纹起裂和扩展为沿晶和穿晶的混合型,以沿晶为主;裂纹尖端可见大量沿铁素体晶界分布的小块状珠光体,且裂纹优先沿珠光体晶界扩展。

表 7 失效管段金相组织分析

位置	组织类型
母材区域	铁素体(F)+珠光体(P)
热影响区	细小的珠光体和铁素体,存在过热导致的大量块状珠光体分布
熔合区	魏氏体组织+铁素体(F)+珠光体(P)
焊缝区域	顶部:魏氏体组织;根部:等轴铁素体(F)+珠光体(P)

3.5 失效管段裂纹与断口区域微观分析

使用扫描电子显微镜观察失效管段样品的试样截面裂纹与断口组织,结果见图 3。从图 3 可看出,样品裂纹起裂于根焊焊缝根部的热影响区,裂

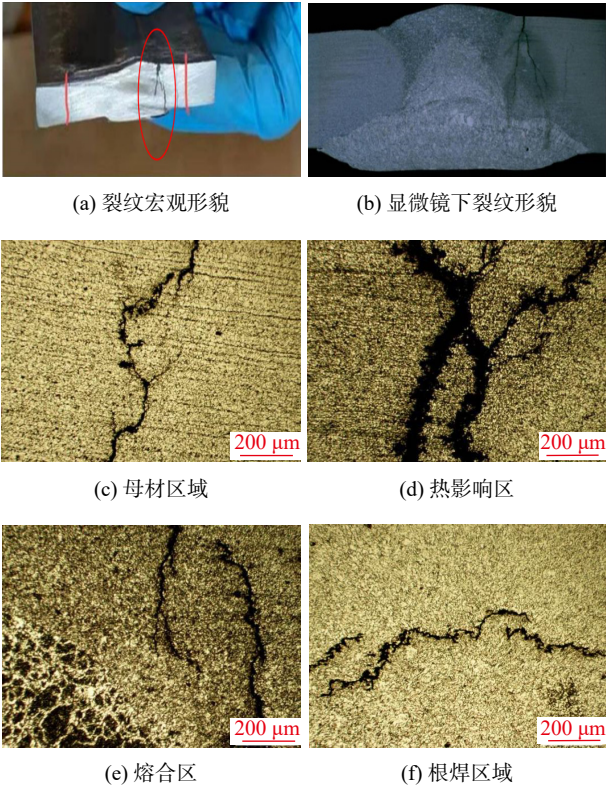


图 2 失效样品不同区域的金相组织图像

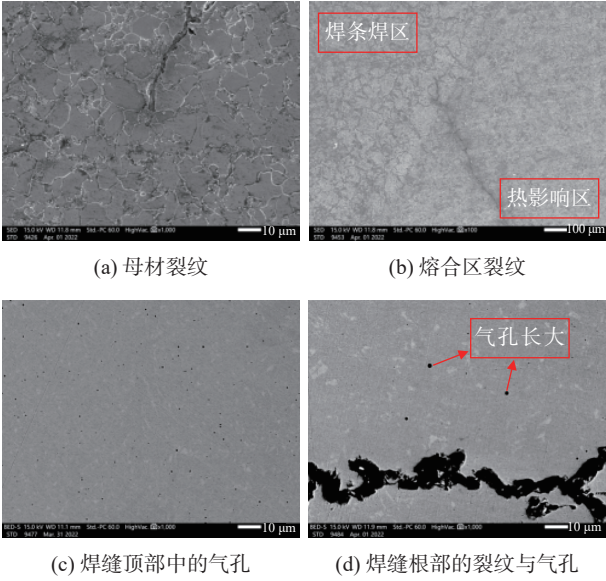
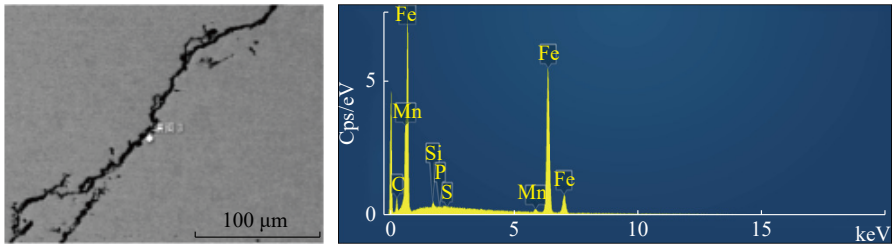


图 3 失效样品裂纹与断口区域扫描电镜图像

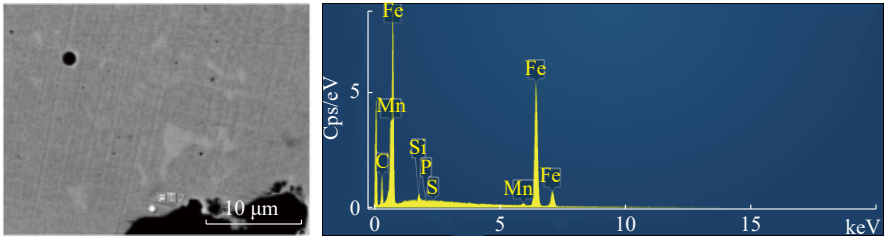
纹扩展为穿晶和沿晶混合型,且扩展路径上有多条分支。焊缝中有较多显微气孔,焊缝根焊氩弧焊区显微气孔较大,气孔接近圆形、表面光滑,且多位于先共析铁素体组织上,符合焊接产生的氢气孔特征^[8-10]。

对样品母材、焊缝根部和熔合区进行 EDS 能谱点扫,观察 C、Mn 影响淬硬程度的变化趋势,结果见图 4。图 4 表明,从焊缝根部到熔合区的 C、Mn



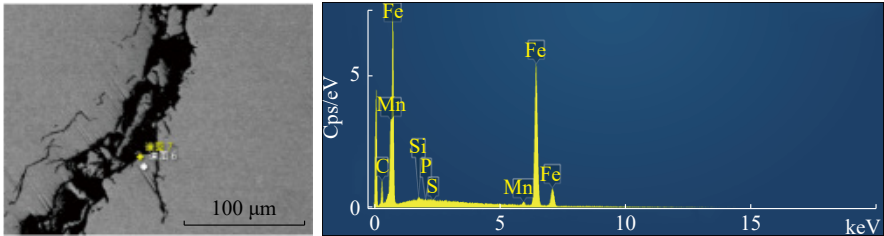
元素	线类型	表观浓度	<i>k</i> 比值	质量分数/%	质量相对标准偏差	标准样品标签
C	K 线系	3.01	0.030 05	6.29	0.41	C Vit
Si	K 线系	0.75	0.005 93	0.47	0.08	SiO ₂
P	K 线系	0.24	0.001 37	0.10	0.08	GaP
S	K 线系	0	0	0	0.08	FeS ₂
Mn	K 线系	2.86	0.028 55	1.57	0.20	Mn
Fe	K 线系	170.07	1.700 67	91.57	0.46	Fe
总量		100.00				

(a) 母材 EDS 能谱图像及数据



元素	线类型	表观浓度	<i>k</i> 比值	质量分数/%	质量相对标准偏差	标准样品标签
C	K 线系	6.62	0.066 19	19.91	0.63	C Vit
Si	K 线系	1.24	0.009 81	0.68	0.07	SiO ₂
P	K 线系	0.10	0.000 59	0.04	0.07	GaP
S	K 线系	0.08	0.000 73	0.04	0.07	FeS ₂
Mn	K 线系	2.09	0.020 87	1.04	0.17	Mn
Fe	K 线系	160.78	1.607 83	78.29	0.63	Fe
总量		100.00				

(b) 焊缝根部 EDS 能谱图像及数据



元素	线类型	表观浓度	<i>k</i> 比值	质量分数/%	质量相对标准偏差	标准样品标签
C	K 线系	5.19	0.051 93	10.06	0.43	C Vit
Si	K 线系	0.43	0.003 42	0.26	0.07	SiO ₂
P	K 线系	0.03	0.000 18	0.01	0.07	GaP
S	K 线系	0.15	0.001 29	0.08	0.07	FeS ₂
Mn	K 线系	3.13	0.031 26	1.66	0.19	Mn
Fe	K 线系	168.66	1.686 58	87.93	0.47	Fe
总量		100.00				

(c) 熔合区 EDS 能谱图像及数据

图 4 母材和焊缝根部能谱分析图像

含量变化不大,裂纹区 S、P 等元素也没有异常的分布现象。对断口不同区域(随机选择 4 处区域,分别标注为 A 点、B 点、C 点及 D 点)进行微观形貌观察(见图 5)。由图 5 可知:整个断口为脆性准解理和

解理断裂特征^[11-12];少数区域准解理断口清晰,个别区域能观察到沿不同方向的解理面,解理断口分布区域与金相观察到的珠光体层状组织的区域基本一致。

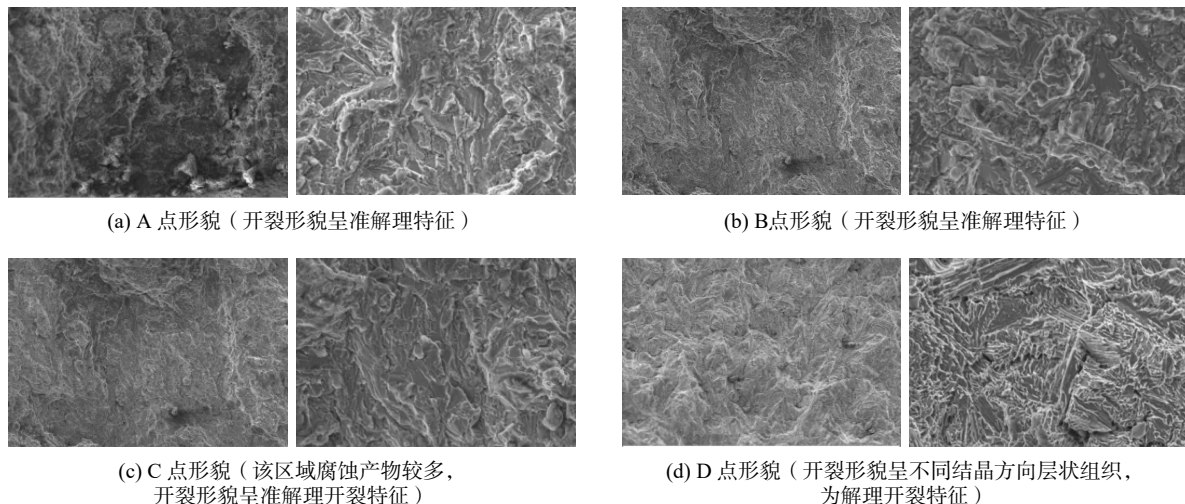


图 5 开裂处断口形貌特征

3.6 管段样品腐蚀产物分析

使用体式显微镜与扫描电子显微镜观察样品管道内壁 6 点方向区域腐蚀产物,并使用 EDS 测定腐蚀产物元素组成,结果见图 6。从图 6 可发现,腐蚀产物富含 Fe、O 和 C 元素。使用 XRD 测定腐蚀产物化学成分,结果见图 7。XRD 图谱结合 EDS 分析可知,腐蚀产物主要为 Fe_3O_4 ^[13]。

3.7 管段样品焊缝扩散氢含量分析

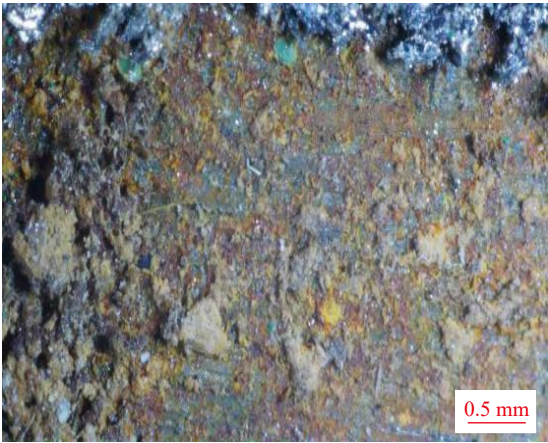
根据 GB/T 223.82—2018《钢铁 氢含量的测定 惰性气体熔融-热导或红外法》,对样品管段焊缝区母材、焊缝顶部、焊缝根部和热影响区进行扩散氢含量检测,结果见表 8。有文献指出,在模拟充氢实验条件下, L360N 类似材质的碳钢样品在原始扩散氢质量分数超过 $0.938 \times 10^{-6} \mu\text{g/g}$ 时,就会引起管线钢发生氢鼓包甚至开裂^[14]。因此,根据焊缝区域扩散氢含量测试结果,可以认为焊缝处的扩散氢含量过高,显著增加了开裂的敏感性。

4 焊缝开裂原因分析与讨论

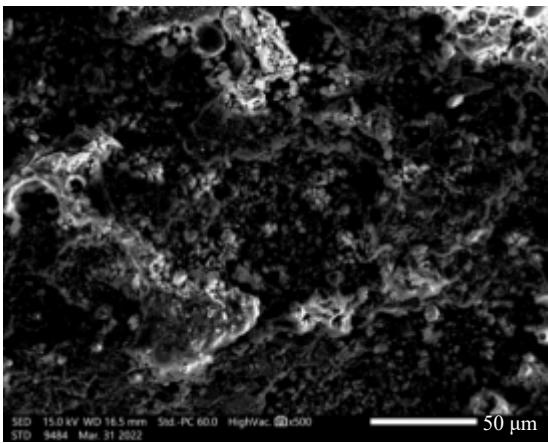
1) 从化学成分分析结果可知,集气管道母材成分符合 GB/T 9711—2023 要求。维氏硬度测试结果也表明,母材和焊缝区域的硬度指标也符合标准

GB/T 9711—2023。通过宏观观察,可发现失效区域管段样品焊缝存在不同程度的焊接余高超标、咬边、焊瘤、错边、烧穿和未焊透等现象,说明焊接质量不佳,导致其焊缝区域可能存在应力集中的问题。进一步通过金相组织对焊缝区域进行分析,发现管段热影响区以细小的珠光体和铁素体为主,且存在过热组织;熔合区主要为铁素体(F)+珠光体(P)+魏氏体组织;焊缝根焊区以细等轴晶为主,中间填充焊和盖面焊存在魏氏体组织。结合微观形貌观察,发现裂纹多数起于焊缝根部附近热影响区,裂纹表现为脆性准解理断裂特征,裂纹外扩展路径上有大量细小分支;裂纹起裂和扩展方式为沿晶和穿晶混合型,裂纹尖端可见大量沿铁素体晶界分布的过热组织(块状珠光体),裂纹优先沿过热组织(块状珠光体)和魏氏体组织扩展。

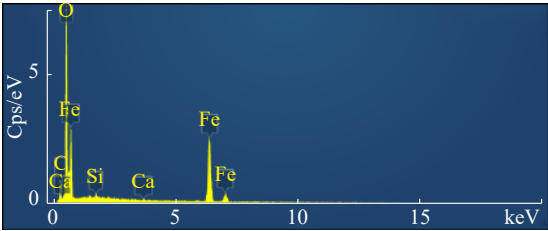
2) 集气管道焊后检查未发现焊缝区域存在裂纹,但运行数月后发现多条焊缝存在裂纹。根据裂纹出现的时间,结合本次管段样品分析检测结果,认为管线裂纹为焊接冷裂纹中的延迟裂纹。根部延迟裂纹是焊接常见的一种冷裂纹形态,是焊接过程中的主要失效形式,其主要特点是不在焊后立即出现,而是具有一定的孕育期和延迟现象^[15]。这种裂



(a) 腐蚀产物表面形貌



(b) 腐蚀产物微观形貌 SEM



(c) 腐蚀产物成分能谱分析

元素	线类型	质量分数/%	质量相对标准偏差	原子百分比
C	K 线系	9.41	0.65	21.06
O	K 线系	29.22	0.54	49.09
Si	K 线系	0.50	0.12	0.48
Ca	K 线系	0.36	0.12	0.24
Fe	K 线系	60.51	0.70	29.13
总量		100.00		100.00

图 6 管道内壁腐蚀产物分析

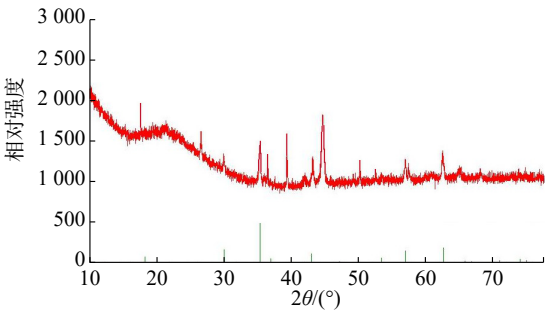


图 7 腐蚀产物 XRD 图谱

表 8 失效管段焊缝氢含量数据 单位: $\mu\text{g/g}$

测试区域	氢质量分数
母材	0.9×10^{-6}
焊缝顶部	2.5×10^{-6}
焊缝根部	1.8×10^{-6}
热影响区	1.7×10^{-6}

纹的产生主要取决于钢的淬硬倾向、焊接接头的应力状态及熔敷金属中的扩散氢。根部裂纹是延迟裂纹中比较常见的裂纹形态,源于焊缝根部应力集中最大的部位,一般出现在焊接热影响区的粗晶段,

且主要发生在氢含量较高、预热温度不足的情况下。

3) 大量实验和焊接延迟裂纹检查表明,高强钢焊接接头的氢含量越高,则裂纹的敏感性越强。当局部氢含量达到一定临界值时,便会出现裂纹。氢的来源可能是焊接材料中的水分、焊接件坡口处的铁锈、油污及湿度大的环境等。在电镜图像中,焊缝区域内可发现大量氢气孔,根据管段样品焊缝扩散的氢含量分析,可知焊缝区域氢含量过高,增加了材料发生氢鼓包和氢致开裂的风险。故野外焊接施工应有防风设施,当环境条件不符合规定要求时(如风力较大,风速大于四级,或雨雪天气,相对湿度大于 90%),可暂时停止焊接工作,或采取防风、防雨雪措施后再进行焊接。焊前要将坡口两侧 20~30 mm 范围内的油污、锈和水分清除干净,也要尽量降低焊接材料中的水分。

4) 在焊接过程中,焊接接头应力状态会发生变化。不均匀加热/冷却过程中产生的热应力、金属相变产生的组织应力及结构自身拘束条件所造成的应力,均可能会导致焊接部位的应力集中。在焊接结束后的冷却过程中,大量的溶解氢来不及逸出而

被保留在金属中,当处于过饱和状态时,氢会极力扩散。氢的扩散会诱发材料中三向应力区微裂,大量微裂断续合并就形成了宏观裂纹。因此,建议焊后立即进行消氢处理,使氢从焊接接头中逸出^[8]。

5 结论

1) 失效区域管段样品焊缝存在不同程度的焊接余高超标、咬边、焊瘤、错边、烧穿和未焊透等现象,说明焊接质量不佳,其焊缝区域可能存在应力集中。

2) 裂纹多数起于焊缝根部附近热影响区,裂纹表现为脆性准解理断裂特征,裂纹外扩展路径上有大量细小分支,裂纹优先沿过热组织(块状珠光体)和魏氏体组织扩展。

3) 在外界环境中的管道焊缝处产生应力集中及焊缝区域中氢含量超标等因素的共同影响下,导致焊缝区域发生氢致开裂,大量微裂纹断续合并形成宏观开裂失效。

参考文献

- [1] JIANG X, XU K, GUAN X R, et al. A comparative study on the corrosion of gathering pipelines in two sections of a shale gas field[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2021, 121: 105179.
- [2] 吴华,毛汀,霍绍全,等.某集气管线穿孔失效原因分析[J]. *石油与天然气化工*, 2022, 51(6): 104-108.
- [3] 李可彬,张鹏,王复兴,等.埋地钢制管道沥青涂层腐蚀调

- 查与失效分析[J]. *四川轻化工学院学报*, 2004, (1): 55-60.
- [4] 穆怀,曾祥国,李洋,等.多缺陷相互作用及对油气管道强度影响研究[J]. *四川理工学院学报(自然科学版)*, 2016, 29(2): 46-50.
- [5] 罗志鹏,杨洋.长输天然气管线环焊缝失效分析[J]. *焊管*, 2021, 44(11): 33-39.
- [6] 闻小虎,石鑫,张丽,等.塔河油田某伴生气管线螺旋焊缝失效原因分析[J]. *材料保护*, 2022, 55(2): 189-194.
- [7] SUBRAMANIAN C. Dissimilar metal weld failure of steam piping in a hydrogen unit of petroleum refinery[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2022, 134: 105983.
- [8] 张敬强.焊接接头中应力促进氢致裂纹形成理论分析与实验研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2015.
- [9] 门长峰,帅健.输送管道应力腐蚀开裂和氢致开裂[J]. *天然气工业*, 2006, 26(11): 133-135.
- [10] 左鹏亮,赵红岩,吕源,等.油气输送管道环焊缝失效原因分析及预防[J]. *焊管*, 2022, 45(5): 58-64.
- [11] 李立豪. Nb 含量对高强管线钢管焊接热影响区组织和性能的影响[D].秦皇岛:燕山大学,2022.
- [12] 钟群鹏,赵子华.断口学[M].北京:高等教育出版社,2006.
- [13] 石强,吕英迪,秦明娜,等.超顺磁纳米四氧化三铁的制备方法[J]. *应用化工*, 2023, 52(7): 2022-2024.
- [14] 刘振伟,马立新,鲍雪君,等. X52MS 管线钢氢致开裂行为研究[J]. *焊管*, 2023, 46(6): 14-20.
- [15] 张文钺.焊接冶金学基本原理[M].北京:机械工业出版社,2012.

收稿日期: 2023-10-26; 编辑: 冯学军