

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.05.15

药芯焊丝气保焊对深水导管架高强钢 S420 焊缝金属微观组织和横向裂纹的影响

武晓刚, 王金生, 马 丽, 毕晓健, 李黎霞

海洋石油工程股份有限公司, 天津 300452

摘 要: 深水导管架厚规格 S420 高强钢在海洋工程实际焊接过程中易产生横向裂纹缺陷。本研究通过低温高湿恶劣环境下的 G-BOP 试验测试了有缝和无缝药芯焊丝气保焊焊缝在高拘束下的横向裂纹敏感性, 研究了不同扩散氢含量对焊缝微观组织和横向裂纹的影响规律。试验结果表明, 有缝药芯焊丝气保焊焊缝金属的扩散氢含量和横向裂纹敏感性显著高于无缝药芯焊丝气保焊。在低温高湿环境下, 有缝药芯焊丝吸潮导致焊缝金属扩散氢含量显著增加, 而且横向裂纹的裂纹率与扩散氢含量呈线性相关性。有缝药芯焊丝气保焊焊缝高扩散氢含量时, 焊缝易产生横向裂纹主要是由于焊缝金属中形成大量粗大先共析铁素体和侧板条铁素体组织以及其与针状铁素体的组织不均匀性, 氢致裂纹倾向于在先共析铁素体和侧板条铁素体中萌生并沿板条方向扩展; 无缝药芯焊丝气保焊焊缝低扩散氢含量时, 焊缝金属中少量的先共析铁素体、不连续的奥氏体晶界和杂乱无序交错分布形成互锁结构的针状铁素体可以用来钝化氢致裂纹并中断粗大先共析铁素体的连续性, 具有较强抗裂纹扩展能力和较低的横向裂纹敏感性。

关键词: 高强钢焊接; 药芯焊丝气保焊; 扩散氢; 横向裂纹

中图分类号: TG422 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)05-0107-08

Effect of Flux-cored Wire Gas Shielded Welding on Microstructure and Transverse Crack of Weld Metal of S420 High Strength Steel for Deep Water Jacket

WU Xiaogang, WANG Jinsheng, MA Li, BI Xiaojian, LI Lixia

Offshore Oil Engineering Co., Ltd., Tianjin 300452, China

Abstract: The thick S420 high strength steel of deep-water jacket is prone to transverse crack defects in the actual welding process of marine engineering. In this paper, the G-BOP test under low temperature and high humidity environment was used to test the transverse crack sensitivity of seam and seamless flux-cored wire gas-shielded welding under high constraints. The effects of different diffusion hydrogen contents on the microstructure and transverse cracks of welds were studied. The experimental results show that the diffusion hydrogen content and transverse crack sensitivity of the weld metal of the gas shielded welding with seam flux-cored wire are significantly higher than those of the gas shielded welding with seamless flux-cored wire. In the low temperature and high humidity environment, the moisture absorption of the seam flux-cored wire leads to a significant increase in the diffusion hydrogen content of the weld metal, and the crack rate of the transverse crack is linearly related to the diffusion hydrogen content. When the content of diffusion hydrogen in the seam flux-cored wire gas shielded welding is high, the transverse crack is easy to occur in the welding seam, which is mainly due to the formation of a large number of coarse proeutectoid ferrite and side lath ferrite in the weld metal and the microstructure inhomogeneity between them and acicular ferrite. The hydrogen induced crack tends to initiate in the proeutectoid ferrite and side lath ferrite and propagate along the lath direction. When the seamless flux-cored wire gas shielded welding has low dif-

收稿日期: 2024-10-08 修回日期: 2024-12-11

作者简介: 武晓刚(1994—),男,博士,焊接工程师,主要从事高强钢焊接研究。E-mail:wuxiaogangneu@163.com。

fusion hydrogen content, a small amount of proeutectoid ferrite, discontinuous austenite grain boundaries and disordered interlaced acicular ferrite in the weld metal can be used to passivate hydrogen-induced cracks and interrupt the continuity of coarse proeutectoid ferrite, which has strong crack propagation resistance and low transverse crack sensitivity.

Keywords: high strength steel welding; flux-cored arc welding; transverse cracks; diffusion hydrogen

引用格式:武晓刚,王金生,马丽,等. 药芯焊丝气保焊对深水导管架高强钢 S420 焊缝金属微观组织和横向裂纹的影响[J]. 电焊机, 2025, 55(5): 107-114.

Citation: WU Xiaogang, WANG Jinsheng, MA Li, et al. Effect of Flux-cored Wire Gas Shielded Welding on Microstructure and Transverse Crack of Weld Metal of S420 High Strength Steel for Deep Water Jacket[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(5): 107-114.

0 引言

随着我国海洋油气勘探和开发由浅水逐步走向深水,建造适用于南海 200~400 m 水深的深水导管架对于开发深海油气资源和保障国家能源安全意义重大。深水导管架建造过程中伴随着导管架高度和重量的显著增加,考虑到建造场地、大型吊装、运输、安装装备、船舶的承载能力极限以及油田整体开发成本等一系列风险,国产 S420 高强钢替代传统 DH36 和 EH36 钢被应用于深水导管架建设中^[1]。深水导管架采用的 S420 高强钢碳当量高、冷裂纹敏感指数大且板厚大(高达 100 mm),导致其可焊接性降低和焊接层道数也大幅增加,由此造成焊接残余应力及焊缝中累积的扩散氢水平不断增加,同时伴随着导管架建设现场焊接施工环境恶劣(冬季施工,夜间施工,雨后高湿环境施工等),进而导致焊接冷裂纹缺陷及焊接变形等问题发生的概率显著增加,最终使焊接施工和焊接接头质量控制难度大幅增大。厚规格 S420 高强钢焊接接头氢致延迟断裂(Hydrogen-induced delayed fracture, HIDF)主要是由氢致延迟裂纹引起的,其中横向裂纹是常见的延迟裂纹^[2-3]。焊接横向裂纹不仅与焊缝金属扩散氢含量、焊接接头的拘束应力有关,而且与焊缝金属的微观组织密切相关,尤其是淬硬组织和不均匀组织^[4-5]。深水导管架结构的板厚和焊接拘束应力大,加上环境因素易引起焊缝金属扩散氢含量偏高,若焊缝金属中出现淬硬组织,极易诱发焊接横向裂纹。因此,在焊接过程中,应严格控制焊接工艺,避免出现淬硬组织。

一直以来,HIDF 一直是海洋工程厚规格高强钢焊接的严重威胁和关键挑战之一^[6]。作为最小的

原子,氢在生产和焊接过程中可以通过各种途径进入高强钢焊缝中,比如在焊接电弧的高温作用下焊接过程中母材、焊材、保护气体及周围环境中的氢将分解成 H、H⁺或 H⁻的形式并溶解于熔池中。当氢浓度达到临界值时,原本无裂纹的焊接接头会出现意外裂纹,导致焊接接头力学性能降低甚至发生灾难性失效,严重威胁导管架的使用安全^[7]。来自外界环境的氢溶入钢中以原子氢的形式向裂纹尖端等内应力中心迁移,最终促进裂纹的形核扩展,导致失效。虽然人们普遍认为 HIDF 是由高三轴应力的内部中心原子氢的积累引起的,但实际的破坏微观机制尚未完全了解。目前,相关学者提出了四种主要的 HIDF 机制^[8-12]:(1)内氢压力机制(IHP):氢在金属材料内部形成内氢压力,促进微裂纹的萌生和扩展,导致材料断裂失效;(2)氢增强局部塑性机制(HELP):大量位错和氢原子在应力集中区积聚,加剧了局部塑性变形,最终导致金属材料断裂;(3)氢增强脱粘机制(HEDE):溶解的氢削弱原子键,从而促进沿界面或原子平面的脱粘;(4)氢增强空位稳定机制(VM):氢降低空位的形成能,加速空位的形成和稳定,引导微裂纹的萌生和扩展。尽管在这方面的理论和试验工作都有丰富的文献,但铁素体钢氢致延迟断裂机理和实际微观机制仍然没有完全解决。

目前,研究 S420 高强钢在拘束度大条件下,不同焊缝扩散氢含量和微观组织对高强钢焊接接头横向裂纹的影响的相对较少。因此,本文针对深水导管架高强钢 S420,研究在高拘束和低温高湿恶劣环境工况下有缝和无缝药芯焊丝气保焊(FCAW-G)对焊缝金属组织和横向裂纹的影响,探讨焊接金属扩散氢、微观组织与横向裂纹之间的关联性,为

深水导管架 S420 高强度钢在恶劣环境焊接过程中预防和避免焊接横向裂纹提供理论和实践指导。

1 试验材料与方法

试验母材采用深水导管架焊接所用低合金高强度钢 S420,板厚 50 mm,分别开展有缝和无缝药芯焊丝气保焊(FCAW)焊接工艺测试,其中 FCAW 工艺对应的焊材标准分类号分别为有缝药芯焊丝 E81T1-Ni1M 和无缝药芯焊丝 E81T1-Ni1M-H4,其中母材和焊材熔覆金属的化学成分如表 1 所示。根据国际焊接学会(IIW)推荐的式(1)计算碳当量(CE),母材和焊材的碳当量分别为 0.40%、0.37%、0.39%,焊材的碳当量低于母材。

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V + Mo}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (1)$$

式中 C、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cu 为钢中该元素的含量。

为了模拟深水导管架焊接接头接头高拘束度,焊接横向裂纹 G-BOP 试验采用焊接框架式拘束工装,利用紧固螺栓在试板两端施加 200 N·m 扭矩,从而保证在焊接冷却过程中焊缝承受较高的拘束拉应力。其中焊接横向裂纹 G-BOP 试验依据 AWS B4.0-2016 标准开展^[13],焊接试板尺寸和 G-BOP 试验示意图如图 1 所示。考虑到实际焊接工况为低温高湿环境时,容易产生焊接横向裂纹,试验环境温度设置为 10℃,湿度为 95%。为了模拟实际恶劣的焊接工况,焊接前将焊丝和焊接试板置于环境室内放置 24 h。焊接方法采用药芯焊丝气保焊,保护气为 80%Ar+20%CO₂,焊接气流量为 18~20 L/min,焊接热输入为 1.09~1.16 kJ/mm,具体焊接工艺参数如表 2 所示。焊接后,在保持拘束的条件下放置 48 h,之后进行预制疲劳裂纹试验以区分焊接试板产生的裂纹表面;预制疲劳裂纹处理后将焊接试板置于干冰中冷却 2 h,然后将焊接试板压断分开,观察是否产生横向裂纹。同时,利用德国布鲁克扩散氢分析仪(G4 PHOENIX),根据 ISO 3690-2018 采用热导率法测试焊接金属的扩散氢含量。

截取有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属试样,经粗磨、精磨和抛光后,采用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀时间

约 15~30 s,利用扫描电镜(SEM, JSM-7800F)观察焊缝金属的微观组织特征。采用扫描电镜观察了裂纹萌生和扩展路径与微观组织形貌之间的关系以及裂纹断口形貌。为了进一步分析裂纹试样的微观组织晶体学特征,采用的电子背散射衍射装置(EBSD)分析裂纹试样的晶体学取向、晶界分布以及 KAM 分布。EBSD 样品在室温下采用 5% 高氯酸醇溶液在 20 V 的抛光电压下电抛光 20 s,测试时采用 0.2 μm 的步长获取 EBSD 数据,并使用 Channel5 分析软件分析试验数据。

表 1 母材和焊材的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of base metal and wires (wt. %)					
材料	C	Si	Mn	S	P
母材	0.10	0.26	1.50	0.001	0.01
E81T1-Ni1M	0.067	0.32	1.38	0.008	0.008
E81T1-Ni1M-H4	0.074	0.37	1.40	0.004	0.008
材料	Cr	Ni	V	Ti	Fe
母材	0.11	0.18	0.06	0.01	余量
E81T1-Ni1M	0.02	0.90	0.02	0.055	余量
E81T1-Ni1M-H4	0.05	0.94	0.04	0.054	余量

表 2 有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters of seam and seamless flux-cored wire weld metal				
焊丝牌号	焊接电流 /A	焊接电压 /V	焊接速度 /(mm·min ⁻¹)	焊接热输入 /(kJ·mm ⁻¹)
E81T1-Ni1M	230	28	260	1.16
E81T1-Ni1M-H4	230	28	260	1.09

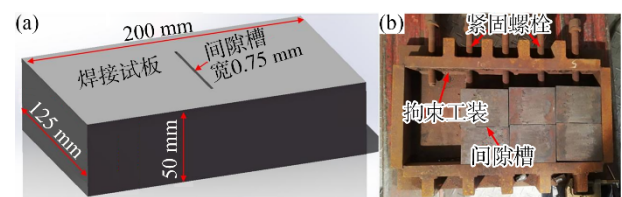


图 1 焊接试板尺寸及 G-BOP 试验工装

Fig. 1 Dimensions of welding test plate and G-BOP test tooling diagram

2 试验结果及分析

2.1 横向裂纹及扩散氢含量试验结果

不同药芯焊丝焊接焊缝金属的 G-BOP 试验结果如图 2 所示,计算裂纹率 $C_s = S_c / (S_c + S_l) \times 100\%$,其中 S_c 为断面裂纹区域面积, S_l 为断面未开裂区域面积。有缝药芯焊丝焊缝出现明显的横向裂纹,裂纹

率为63%,而无缝药芯焊丝焊缝出现少量的横向裂纹,裂纹率为34%。通过对比不同药芯焊丝焊接焊缝金属的横向裂纹率可以发现,有缝药芯焊丝的裂纹率和横向裂纹倾向显著高于无缝药芯焊丝。横向裂纹试样冷脆压断后的宏观断面如图3所示,横向裂纹均从焊缝根部间隙起裂,沿焊缝厚度向上表面扩展。

鉴于焊缝金属扩散氢含量与横向裂纹密切相关,测试了不同药芯焊丝焊接焊缝金属的扩散氢含量,如图2所示。对比不同药芯焊丝焊接焊缝金属的扩散氢含量发现,有缝药芯焊丝焊缝金属的扩散氢含量为10.02 mL/100 g,而无缝药芯焊丝焊缝金属的扩散氢含量显著降低至1.1 mL/100 g;无缝药芯焊丝焊缝金属的扩散氢含量要显著低于有缝药芯焊丝。不同药芯焊丝焊缝金属横向裂纹的裂纹率与焊缝金属的扩散氢含量密切相关。对比焊缝金属扩散氢含量和横向裂纹率发现,焊缝金属横向裂纹的裂纹率与扩散氢含量呈现线性相关性,焊缝扩散氢含量越高则横向裂纹的裂纹率越高。

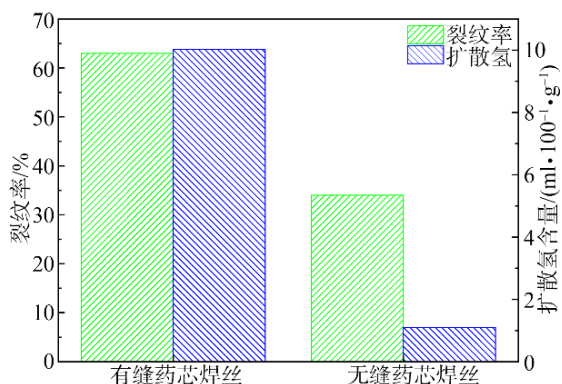


图2 有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属的裂纹率和扩散氢含量

Fig. 2 The crack rate and diffusion hydrogen content of seam and seamless flux-cored wire weld metal

2.2 焊缝微观组织特征

不同药芯焊丝焊接的焊缝微观组织特征如图4所示,有缝药芯焊丝的焊缝微观组织主要为细小的针状铁素体(AF)和先共析铁素体(PF)组织,但是先共析铁素体的含量相对较多,而且晶粒尺寸粗大,同时针状铁素体的晶粒尺寸也有所增大,其中部分区域可见沿晶界外延生长的侧板条铁素体(SPF)。无缝药芯焊丝的焊缝金属组织由大量细小的针状铁素体(AF)和少量先共析铁素体(PF)组成,其中针

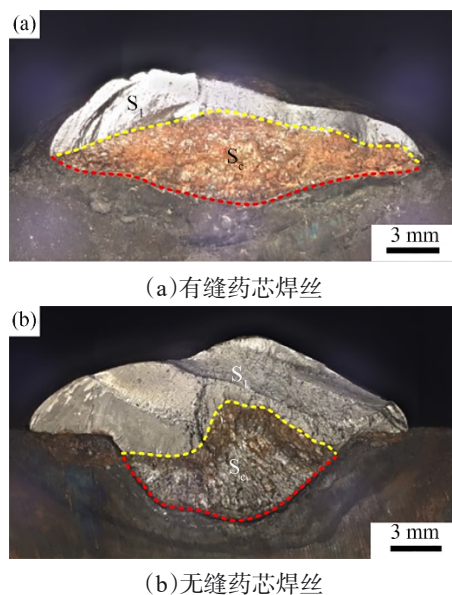
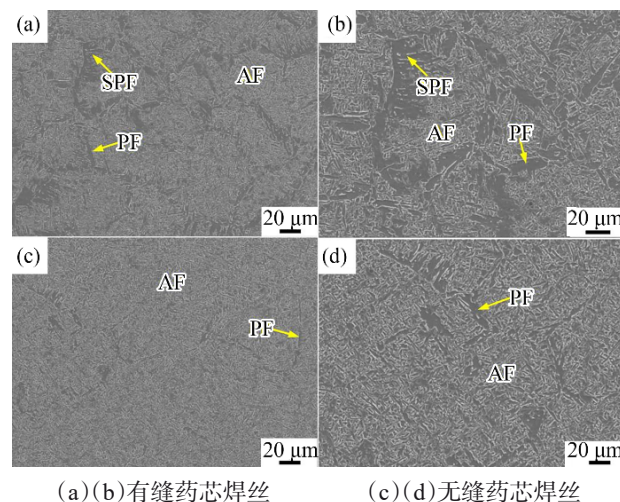


图3 横向裂纹断面宏观形貌

Fig. 3 Macroscopic morphology of transverse crack section

状铁素体杂乱无序交错分布形成互锁结构,先共析铁素体尺寸相对较小、含量明显较少且晶粒呈长条/柱状分布,且未出现侧板条铁素体,同时细小的针状铁素体均匀分布在先共析铁素体之间。针状铁素体有利于改善焊缝金属强度与韧性,而且具有较强抗裂纹扩展能力。通过对比微观组织分析发现,有缝药芯焊丝焊缝金属中先共析铁素体更发达且存在侧板条铁素体,从而影响焊缝金属的塑性和韧性,导致抗裂纹萌生扩展的性能变差,更容易产生焊接横向裂纹。



(a)(b)有缝药芯焊丝 (c)(d)无缝药芯焊丝

图4 有缝和无缝药芯焊丝焊接焊缝金属的微观组织

Fig. 4 Microstructure of seam and seamless flux-cored wire weld metal

不同药芯焊丝焊接焊缝金属扩散氢含量不同,焊缝金属在冷却过程中的组织转变不同。焊缝金属主要微观组织为铁素体组织,通常铁素体生成方式包括先共析铁素体和针状铁素体。先共析铁素体相变发生在高温阶段,先共析铁素体首先在粗大奥氏体柱状晶晶界贫碳区形成,通过碳原子扩散的方式使得 α/γ 界面缓慢向前推进,随着冷却过程进行而逐渐长大并相互连接呈现长条状或多边形块状,随后侧板条铁素体从先共析铁素体侧面向晶内生长。而针状铁素体晶粒将在低温过冷度较大的条件下,在奥氏体晶粒内部以细长的针状快速向四周长大^[14]。先共析铁素体的数量取决于奥氏体的碳含量和析出温度及冷却速度。相关研究表明位错、晶界和析出相的氢含量与焊缝的氢脆密切相关,位错和晶界是氢捕获的潜在场所,可以作为氢陷阱捕获氢^[6-8,11]。先共析铁素体在晶界处形成具有较高的氢溶解度。先共析铁素体内部存在的位错和碳化物也能捕获氢。因此,先共析铁素体可能比其他区域具有更强的氢捕获能力。有缝药芯焊丝由于吸潮而导致氢含量的增加使得晶界处的氢含量增加。氢在铁素体组织中的扩散系数较高和扩散能力强,导致焊缝金属微观组织中出现大量的先共析铁素体(PF)和部分侧板条铁素体(SPF)组织。粗大的先共析铁素体将导致焊缝金属的塑性和韧性降低,抗裂纹能力下降。扩散氢含量的不

同,引起焊缝金属组织演变规律的差异,与焊缝金属的微观组织结果相一致。无缝药芯焊丝焊缝金属氢含量极低,高温冷却过程中氢的溶解度发生突然降低抑制了粗大的先共析铁素体的析出,容易产生高密度细小针状铁素体+少量先共析铁素体组织。

2.3 微观组织对横向裂纹萌生/扩展行为的影响

作为冷裂纹的横向裂纹的萌生/扩展行为与焊缝金属的扩散氢含量、拘束应力水平和微观组织密切相关^[15]。本文模拟深水导管架平台高强钢实际焊接环境,即在低温高湿(温度10℃,湿度95%)环境下,测试不同药芯焊丝焊接焊缝横向裂纹的敏感性。考虑到不同药芯焊丝焊接在横向裂纹G-BOP试验装置上均承受较大的拘束应力,重点讨论焊缝金属扩散氢含量和微观组织对横向裂纹萌生/扩展行为的影响。为了进一步分析焊缝微观组织对横线裂纹萌生/扩展行为的影响,针对有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属的横向裂纹试样进行EBSD分析,如图5所示。从IPF和晶界分布图可知,有缝药芯焊丝焊缝金属晶粒尺寸大,大角度晶界占比少(图中蓝色线),而且存在粗大的先共析铁素体,组织不均匀性显著。在拘束应力作用下有缝药芯焊丝焊缝金属的横向裂纹率最高,裂纹敏感性最大,这与晶粒尺寸和大角度晶界的结果相一致。从图5c可知,先共析铁素体中KAM值低,空间几何位错密度小,容易发生塑性变形;而针状铁素体的KAM值高,空间

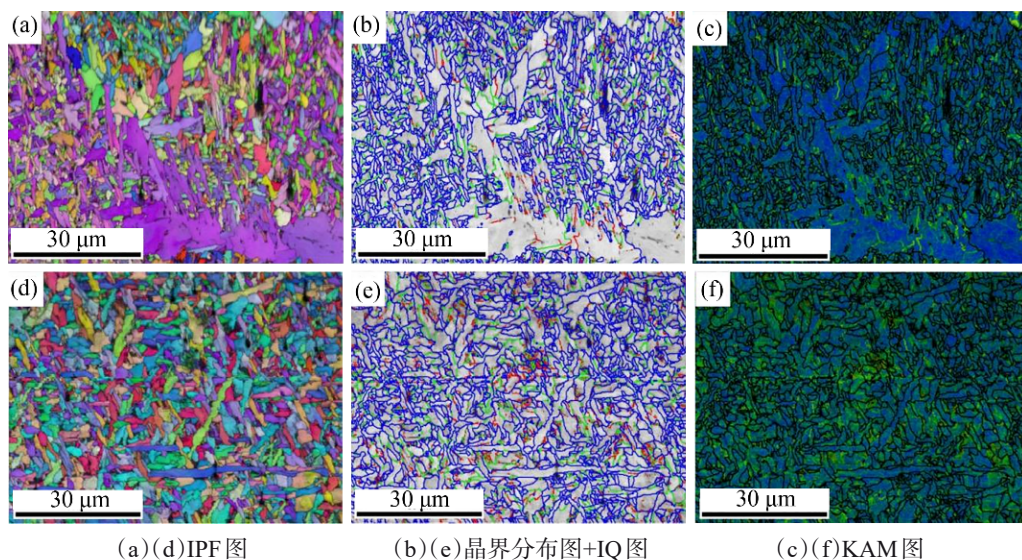
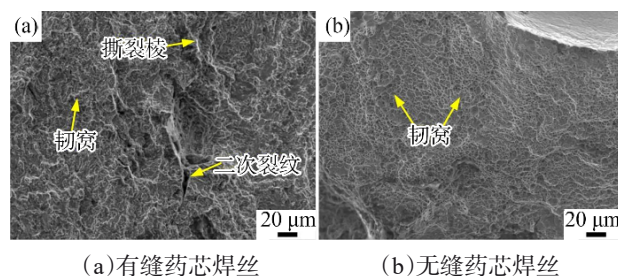


图5 有缝药芯焊丝和无缝药芯焊丝焊缝金属的EBSD结果

Fig. 5 EBSD results of seam and seamless flux-cored wire weld metal

几何位错密度大,不容易发生塑性变形。结合焊缝金属微观组织分析可知,有缝药芯焊丝焊缝金属中存在大量的粗大柱状晶先共析铁素体。相对于针状铁素体,先共析铁素体是软相,强度低,在应力作用下,先共析铁素体优先变形,导致先共析铁素体和针状铁素体的力学性能存在差异。在焊接接头变形过程中,先共析铁素体和针状铁素体的不协调变形导致晶界处应力集中。位错在先共析铁素体界面处积累(先共析铁素体界面处的KAM值高,如图5c所示)。在氢增强局部塑性(HELP)的驱动下,氢可以随位错移动,位错密度高的区域局部氢浓度也高。氢增强脱粘(HEDE)机制表明,氢原子可以减少金属晶格和界面的内聚键。因此,先共析铁素体界面处的氢原子偏析加速了界面中氢致微裂纹的萌生,这与氢致裂纹沿先共析铁素体扩展的结果相对应(见图7b)。图5d、5e为无缝药芯焊丝焊缝金属的IPF图和晶界角度分布图,其中高热输入的晶粒尺寸小,大角度晶界占比高,而且粗大的先共析铁素体含量少,组织均匀性更好。细小的晶粒和大角度晶界有利于材料的塑性和韧性,同时由于裂纹穿过大角度晶界时需消耗更多的能量,大角度晶界多有利于抑制裂纹的萌生/扩展。从图5f中的KAM可知,有缝药芯焊丝焊缝金属整体微应变分布比较均匀,间接表明在外力作用下应变分布均匀且变形协调能力好,裂纹不容易萌生/扩展。此外,结合图4中焊缝金属的微观组织分析结果,无缝药芯焊丝焊缝金属中仅存在少量的先共析铁素体,微观组织均匀性好,在外力作用下变形能力和协调性好,裂纹萌生和扩展困难。

为了验证有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属断裂模式和裂纹萌生/扩展行为,观察了两种焊缝金属断裂试验样品的断口形貌和裂纹扩展路径,如图6-7所示。如图6a所示,有缝药芯焊丝焊缝金属的断口表面存在明显的准解理断裂特征(准解理面和撕裂棱),并伴有二次裂纹的产生,呈现更加明显的脆性断裂特征,而作为韧性断裂特征的韧窝也清晰可见,表明其断裂模式是准解理断裂和韧性断裂的混合断裂模式。准解理面、撕裂棱和二次裂纹的形成与粗大先共析铁素体和侧板条铁素体的存在密切相关,其为裂纹扩展的提供了低能路径,对焊缝的

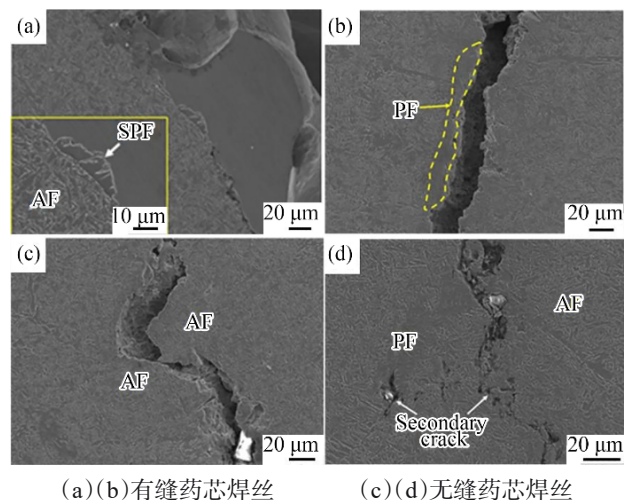


(a)有缝药芯焊丝 (b)无缝药芯焊丝

图6 有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology of seam and seamless flux-cored wire weld metal

韧性有不利影响。由图7a、7b中的裂纹的萌生和扩展位置可以推断,横向裂纹倾向于在先共析铁素体和侧板条铁素体处萌生,裂纹扩展方向沿先共析铁素体和侧板条铁素体板条方向扩展且裂纹扩展方向相对平直,表明裂纹在扩展过程中消耗的变形功和受到的阻碍作用较小。这主要是因为粗大的先共析铁素体和侧板条铁素体与精细的针状铁素体的组织不均匀性造成的。此外,有缝和无缝药芯焊丝在环境湿度温度下暴露后,有缝药芯焊丝扩散氢含量显著增加,焊接横向裂纹敏感性显著增加。由图6b可知,无缝药芯焊丝焊缝金属的断口形貌比较平坦,含有大量细小的韧窝,无明显准解理面和二次裂纹特征,表明其断裂模式是典型的韧性断裂,具有较好的断裂韧性,这与图3中较低的裂纹率相一致。观察图7c、7d无缝药芯焊丝焊缝金属裂纹扩展路径可知,微裂纹倾向于在先共析铁素体中萌生并沿先共析铁素体扩展。当裂纹扩展至针状铁素



(a)(b)有缝药芯焊丝 (c)(d)无缝药芯焊丝

图7 有缝和无缝药芯焊丝焊缝金属裂纹萌生/扩展路径

Fig. 7 Crack initiation and propagation path of seam and seamless flux-cored wire weld metal

体时,裂纹发生偏转或停止扩展,而且裂纹蜿蜒曲折,表明针状铁素体对裂纹的扩展有一定的阻碍作用。在部分针状铁素体周围还可以观察到大量二次裂纹,二次裂纹的出现缓解了变形过程中的应变集中并释放应力,抑制了裂纹的进一步萌生和拓展。综上分析,有缝药芯焊丝焊缝金属中粗大的先共析铁素体和侧板条铁素体与针状铁素体的组织不均匀性是诱发横向裂纹的主要原因。

3 结论

(1)有缝药芯焊丝焊缝金属微观组织由细小的针状铁素体(AF)、粗大柱状晶先共析铁素体(PF)和少量沿晶界外延生长的侧板条铁素体(SPF)组成,无缝药芯焊丝焊缝金属微观组织由大量细小的AF和少量PF组成。

(2)有缝药芯焊丝焊缝的横向裂纹倾向较大,裂纹率为63%,无缝药芯焊丝焊缝出现较少的横向裂纹,裂纹率为34%;横向裂纹均从焊缝根部间隙起裂,沿焊缝厚度向上表面扩展。

(3)在一定环境温度湿度下暴露后,有缝药芯焊丝焊缝金属的扩散氢要显著高于无缝药芯焊丝焊缝金属(10.02 mL/100 g、1.1 mL/100 g),而且不同药芯焊丝焊缝金属横向裂纹的裂纹率与扩散氢含量呈现线性相关性,扩散氢含量越大横向裂纹的裂纹率越高。

(4)有缝药芯焊丝焊缝产生横向裂纹主要是由于焊缝金属组织中PF更发达,PF和AF的组织不均匀性显著增加且存在沿晶界生长的SPF,横向裂纹倾向于在先共析铁素体处萌生/扩展。无缝药芯焊丝焊缝金属横向裂纹倾向于在AF和PF界面萌生,裂纹容易在PF中扩展,而大量细小的AF对裂纹扩展有一定的阻碍作用。

参考文献:

- [1] 尹汉军,付殿福. 300米级深水导管架在南海陆坡区应用的挑战与关键技术研究[J]. 中国海上油气, 2022,34(1):147-154.
YIN H J, FU D F. Challenges and key technology research on the application of 300-meter deep-water jacket in the South China Sea continental slope [D]. China Offshore Oil and Gas, 2022, 34(1): 147-154.
- [2] 王海波. 厚板承载结构中的焊接横向裂纹产生机理研究[D]. 天津:天津大学, 2014.
WANG H B. The analysis on mechanism of transverse crack in thick plate welding [D]. Tianjin: Tianjin University, 2014.
- [3] Wang Z, Luo Z C, Huang M X. Revealing hydrogen-induced delayed fracture in ferrite-containing quenching and partitioning steels [J]. Materialia, 2018, 4: 260-267.
- [4] 裘建华,俞海涛,高玲丽. 钢结构高强度钢焊接冷裂纹的产生机理及防止措施[J]. 电焊机, 2021, 51(7): 104-108.
QIU J H, YU H T, GAO L L. Generation mechanism and prevention measures of welding cold cracks in high-strength steel structures [D]. Electric Welding Machine, 2021, 51(7): 104-108.
- [5] 张华军,陆汉忠,沈大明,等. 大厚板高强度钢补焊横向裂纹试验及产生机理[J]. 焊接学报, 2011, 32(4): 75-79.
ZHANG H J, LU H Z, SHEN D M, et al. Formation mechanism and experiment of transverse crack for large thick plate of high-strength steel [J]. Transactions of The China Welding Institution, 2011, 32(4): 75-79.
- [6] Dwivedi S K, Vishwakarma M. Effect of hydrogen in advanced high strength steel materials [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2019, 44 (51): 28007-28030.
- [7] Chan S L I. Hydrogen trapping ability of steels with different microstructures [J]. Journal of the Chinese Institute of Engineers, 1999, 22(1): 43-53.
- [8] Djukic M B, Bakic G M, Sijacki Zeravcic V, et al. The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 216: 106528.
- [9] Neeraj T, Srinivasan R, Li J. Hydrogen embrittlement of ferritic steels: Observations on deformation microstructure, nanoscale dimples and failure by nanovoiding [J]. Acta Materialia, 2012, 60(13-14): 5160-5171.
- [10] Wu X, Lin H, Wang Y, et al. Hydrogen embrittlement and fracture mechanism of friction stir welded quenching and partitioning 980 steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140683.
- [11] Xue J, Guo W, Xia M, et al. In-depth understanding in the effect of hydrogen on microstructural evolution,

- mechanical properties and fracture micro-mechanisms of advanced high-strength steels welded joints[J]. Corrosion Science, 2024, 233: 112112.
- [12] Xue J, Guo W, Yang J, et al. In-situ observation of microcrack initiation and damage nucleation modes on the HAZ of laser-welded DP1180 joint[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 148: 138-149.
- [13] American national standards institute. institute. AWS B4.0 Standard Methods for Mechanical Testing of Welds[S]. 2016.
- [14] 孙威. 低相变点马氏体焊缝组织与高强钢焊接裂纹的关系[J]. 焊接, 2023(2): 53-64.
- SUN X. Relationship between microstructure of martensite weld with low transformation temperature and welding crack of high strength steel [J]. Welding & Joining, 2023(2): 53-64.
- [15] 张敬强. 焊接接头中应力促进氢致裂纹形成理论分析与试验研究[D]. 黑龙江: 哈尔滨工业大学, 2015.
- ZHANG J Q. Theoretical Analysis and Experimental Research on Stress-Facilitated Nucleation of Hydrogen Induced Cracking in Welded Joint [D]. Heilongjiang: Harbin Institute of Technology, 2015.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>

☞ 上接第 99 页

- [7] 李坤, 王威, 单际国, 等. TC4 钛合金光纤激光摆动焊抑制小孔型气孔的原因分析[J]. 焊接学报, 2016, 37(11): 43-46.
- LI K, WANG W, SHAN J G, et al. Analysis of the reasons for suppressing keyhole - type porosity by fiber laser oscillating welding of TC4 titanium alloy [J]. Transactions of The China Welding Institution, 2016, 37(11): 43-46.
- [8] 熊宴斌, 吴云峰, 唐文, 等. 焊接错边对管路疲劳寿命影响分析[J]. 导弹与航天运载技术, 2018(6): 100-104.
- XIONG Y B, WU Y F, TANG W, et al. Analysis of the influence of welding misalignment on the fatigue life of pipelines [J]. Missiles and Space Vehicles, 2018, 6: 100-104.
- [9] 刘春宁, 钮旭晶, 侯振国, 等. 不同错边量对 6005-T6 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头疲劳性能的影响[J]. 轨道交通装备与技术, 2020(1): 41-43.
- LIU C N, NIU X J, HOU Z G, et al. Effect of different misalignment amounts on the fatigue properties of 6005-T6 aluminum alloy dual-shoulder friction stir welded joints[J]. Rail Transit Equipment and Technology, 2020(1): 41-43.
- [10] 崔云龙, 陈辉. 激光-MIG 复合焊接对错边的工艺适应性[J]. 热加工工艺, 2015, 44(19): 206-208.
- CUI Y L, CHEN H. Process adaptability of laser-MIG hybrid welding to misalignment[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(19): 206-208.
- [11] 陈根余, 蔡兴, 谭力鹏, 等. 错边量对车用镀锌钢光纤激光焊接性能的影响[J]. 激光技术, 2012, 36(5): 577-581.
- CHEN G Y, CAI X, TAN L P, et al. Influence of misalignment amount on the laser welding performance of automotive galvanized steel [J]. Laser Technology, 2012, 36(5): 577-581.
- [12] 辛立明, 赵明扬, 徐志刚. 激光拼焊错边产生与预测建模方法[J]. 焊接学报, 2008, 29(11): 89-96.
- XIN L M, ZHAO M Y, XU Z G. Modeling methods for the generation and prediction of laser tailor-welded blank misalignment [J]. Transactions of The China Welding Institution, 2008, 29(11): 89-96.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>