

海洋柔性管用耐蚀钢闪光对焊接头组织及性能研究

王宏岩, 高秀华, 李旺, 李通, 杜林秀

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁, 沈阳, 110819)

摘要: 为了探究高强度海洋柔性管铠装层用钢焊接接头失稳问题, 以 600 MPa 级耐蚀钢为闪光对焊焊接母材, 研究不同闪光留量与顶锻留量对接头显微组织及力学性能的影响规律。结果表明, 随顶锻留量增加, 焊缝及热影响区粗晶区多边形铁素体含量增加, 组织逐渐粗化, 接头强度先增加后降低, 顶锻留量大于 5 mm, 接头强度急剧恶化; 随闪光留量的增加, 焊缝及粗晶热影响区板条贝氏体组织逐渐粗化, 接头强度逐渐增加后急剧下降, 当闪光留量 8 mm 时, 接头强度严重恶化。二者都使断后伸长率逐渐提高, 但顶锻留量对断后伸长率的影响较大。闪光留量和顶锻留量为 7 mm 和 4 mm 时, 焊接样品力学性能最优, 热影响区针状铁素体板条宽度大约为 0.59 μm , 抗拉强度达到 688 MPa, 屈服强度达到 586 MPa, 断后伸长率为 15%, 拉伸断口形式为韧性断裂。闪光留量与顶锻留量参数的适当匹配形成细小且弥散分布粒状贝氏体可以有效强化钢基体。

创新点: (1) 利用闪光对焊技术, 研究新型海洋柔性管用 600 MPa 耐蚀钢的焊接性能。

(2) 研究了闪光留量和顶锻留量参数对 600 MPa 耐蚀钢焊接接头组织性能演变规律。

(3) 闪光留量增大, 焊缝与热影响区的板条贝氏体粗化, 适当的顶锻留量有利于获得良好的接头组织与性能。

关键词: 耐蚀钢; 闪光对焊; 闪光留量; 顶锻留量; 组织性能

中图分类号: TG 453

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20220805002

0 序言

随着全球能源需求量逐年提高, 陆地、浅海油气资源面临枯竭, 未来油气开采必然向深海方向发展。油气管道输送具有输送效率高、低成本等优势, 是陆地与海洋油气资源开发过程中最佳的输送手段^[1]。与传统油气输送管道相比, 海洋柔性管的多层结构使其具备高柔顺度、耐腐蚀性强、接头少等优点, 更适于海洋能源开发^[2-3]。目前, 中国深海油田开采过程中用输油输气的海洋柔性管主要依赖于进口, 严重制约深海油气资源开采步伐^[4]。为了促进柔性管的国产化, 部分科研人员针对柔性管的核心材料铠装层用耐蚀钢开展了基础研究工作, 探究了铠装层扁钢的强化机制、疲劳性能及耐蚀机理^[5-6]。然而在海洋柔性管用耐蚀钢焊接方面的文献报道相对较少。

海上油田开采过程中, 柔性管输送原油中含高

压力高浓度的 H_2S 和 CO_2 等腐蚀气体。柔性管长期服役后, 内部的腐蚀气体可渗透通过密封层对铠装层扁钢进行腐蚀。与母材相比, 焊接接头组织存在差异, 此处极易引起硫化物应力腐蚀断裂, 造成海洋环境污染和重大的经济损失。因此, 为保证柔性管服役过程的安全性, 有必要开展高强度级别铠装层用耐蚀钢焊接方面的基础研究工作。闪光对焊具有热效率高、无需添加熔覆金属、焊接周期短等优点, 匹配焊接参数后即可获得优质接头^[7-8]。Wang 等人^[9]研究了热轧态 440CL 低合金高强度钢闪光对焊的物理模拟, 揭示了顶锻留量对焊接接头组织和力学性能的影响, 发现增加顶锻留量, 焊缝区中针状铁素体和贝氏体数量增加, 达到与母材匹配的优良强度。Xi 等人^[10]研究了 450 MPa 珠光体钢接头组织和性能, 过大的闪光留量, 将导致焊接界面区产生粗化的上贝氏体, 降低接头的韧性。高世一等人^[11]在 X65 管线钢闪光过程中搭建了在线监测系统, 对焊接工艺参数进行了优化, 发现通过匹配焊接电流与进给速度有效提高了焊接接头力学性能。可见, 闪光对焊焊接工艺复杂, 各参数之间

具有强烈的耦合作用,定量多个工艺参数的过程比较复杂,不同的参数导致焊件接头组织与性能存在差异.针对高强度海洋柔性管用耐蚀钢焊接接头组织与性能不稳定问题,探究具有关联性焊接参数对焊接接头组织性能的影响机制,进而抑制热影响区软化问题.

文中以 600 MPa 铠装层用耐蚀钢为闪光对焊母材,研究不同闪光留量与顶锻留量对焊接接头焊缝区和热影响区显微组织及接头力学性能的影响规律,分析焊接过程中热影响区软化现象实质,为我国高强度柔性管铠装层扁钢焊接技术提供理论支持.

表 1 试验钢化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of test steel

C	S	P	Cr	Mn + Mo + Si	Ti + Nb	Al
0.06	0.002	0.005	1.1	1.3	0.034	0.03

表 2 试验钢的力学性能
Table 2 Mechanical properties of test steel

屈服强度 R_{eL}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A/(\%)$	屈强比	硬度 H/HV
649	708	26	0.92	247

焊接试验设备选用 UN-100A 型气动闪光对焊机,初级电压 380 V,额定功率为 150 kVA.焊接过程分为闪光、顶锻和休止 3 个阶段.闪光阶段是试验钢两端面接触点的熔化过程,伴随着大量热量来加热焊件,同时烧损掉焊件端面的不平及脏污物.顶锻阶段是对焊件施加一定顶锻力,确保焊接良好的连接,并排挤出闪光阶段产生的液态金属及氧化物夹渣.闪光与顶锻是影响接头性能良好的保证条件.通过多次焊接工艺试验研究,最终确定预热电流和焊接电流分别为 400 A 和 270 A,进给速度 200 mm/s.调整不同顶锻留量参数和闪光留量参数对试验扁钢进行闪光对焊试验研究,具体参数见表 3.

采用扫描电镜 (型号 FEI Quanta 600, SEM) 对试样的显微组织和拉伸断口进行观察,通过透射电子显微镜 (型号 FEI Tecnai G²F20, TEM) 对母材及热影响区板条宽度及析出粒子进行观察分析.

2 试验结果及分析

2.1 组织分析

2.1.1 母材组织分析

焊接母材经调质工艺处理,热处理工艺为淬火

1 试验材料及方法

试验钢在真空感应炉中熔炼,之后锻造成断面尺寸为 100 mm × 100 mm 的方坯.钢坯通过热轧工艺轧制成 10 mm 厚,再经过冷轧制备 4 mm 厚的钢板.随后对冷轧板进行调质热处理,试验钢的化学成分见表 1,力学性能见表 2.焊接试验前,通过电火花线切割制备焊件尺寸规格为 70 mm × 10 mm × 4 mm,为获得良好的焊接效果,对焊件表面进行打磨去除氧化膜.在焊接过程中,顶锻力和夹紧力等参数保持不变.

表 3 焊接工艺参数

Table 3 Welding process parameters

试样	预热电流 I_1/A	焊接电流 I_2/A	闪光留量 d_1/mm	顶锻留量 d_2/mm
1	400	270	7	3
2	400	270	7	4
3	400	270	7	5
4	400	270	7	6
5	400	270	5	4
6	400	270	6	4
7	400	270	8	4

900 °C、回火 600 °C、保温时间均为 30 min.图 1 为焊接母材的 SEM 显微组织图片,组织为多边形铁素体 (PF) 和回火马氏体 (TM),部分铁素体晶界较为平直,晶界处分布有细小颗粒状第二相.试验钢通过冷轧后进行调质处理,获得设计力学性能及抗氢致损伤性能,采用热轧工艺生产的常规管线钢显微组织多由铁素体、贝氏体等组织构成^[12].因此,试验钢的显微组织不同于常规管线钢.

图 2 为文中研究的高强度海洋柔性管耐蚀钢焊接接头形貌.根据显微组织特征,焊接接头可划分为焊缝 (WZ)、粗晶热影响区 (CGHAZ)、细晶热影响区 (FGHAZ) 和母材 (BM) 四个部分,即为显微组织数据采集区域.

2.1.2 顶锻留量对显微组织的影响

图 3 ~ 图 6 为不同顶锻留量下焊接接头焊缝及

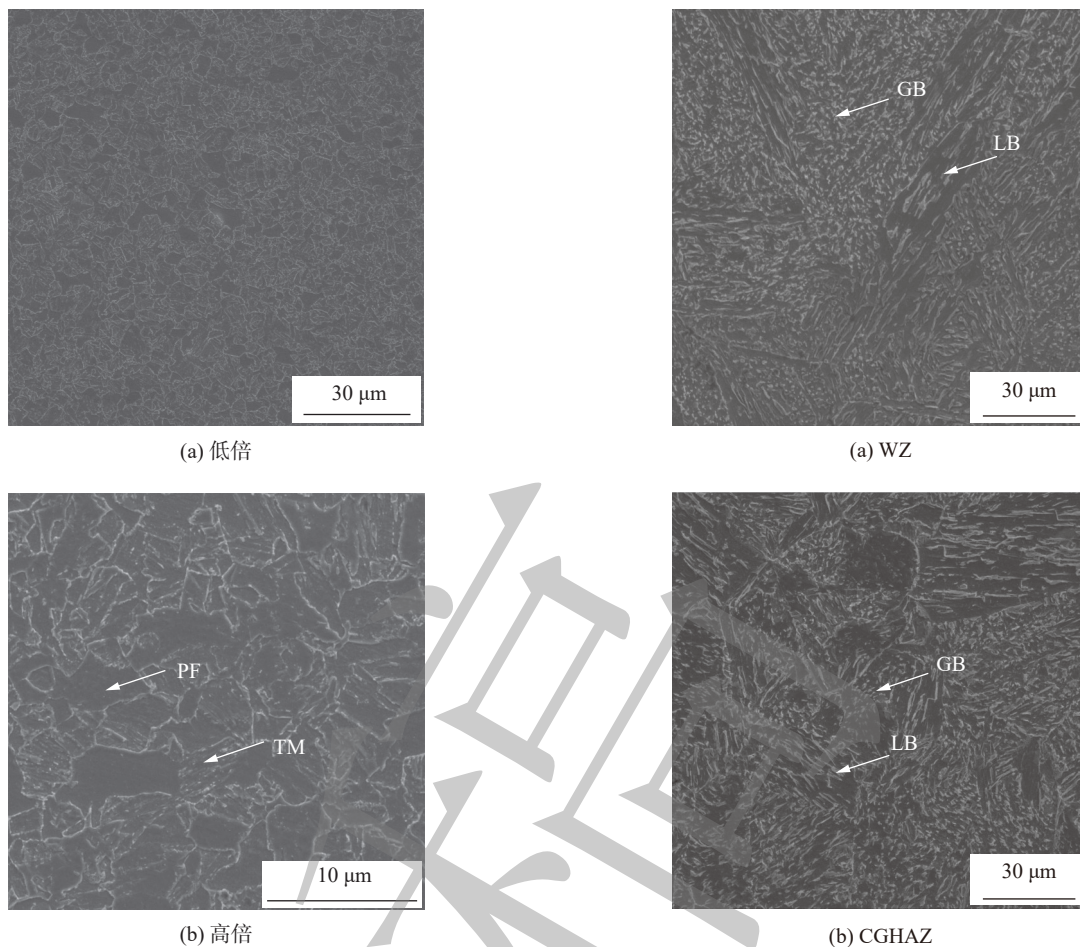


图 1 母材显微组织形貌

Fig. 1 Microstructure of base metal. (a) low magnification; (b) high magnification



图 2 焊接接头典型横截面低倍形貌

Fig. 2 Typical macroscopic morphology of welded joint

热影响区(粗晶区和细晶区)显微组织。可以发现,焊缝区和热影响区的显微组织均为铁素体(F)和贝氏体(B)混合结构,但铁素体晶粒尺寸与贝氏体形态存在明显差异。焊缝的组织主要为多边形铁素体(PF)、板条贝氏体(LB)和粒状贝氏体(GB)组成。热影响区的粗晶区显微组织与焊缝相似,但晶粒尺寸相对焊缝区细小。细晶区组织主要为针状铁素体、多边形铁素体和粒状贝氏体,相对于过热组织的粗晶区,细晶区在焊接过程中缓慢升温至 A_{c3} 以上,持续时间相对较短,此区域相当于进行了正火处理,晶粒最为细小。

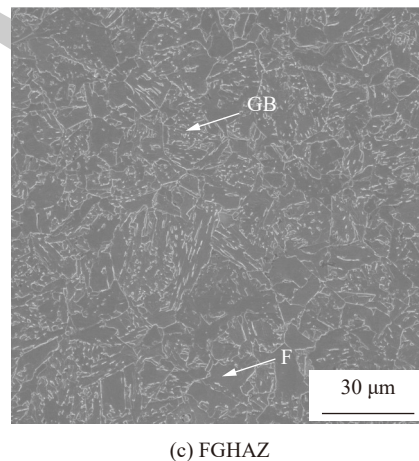
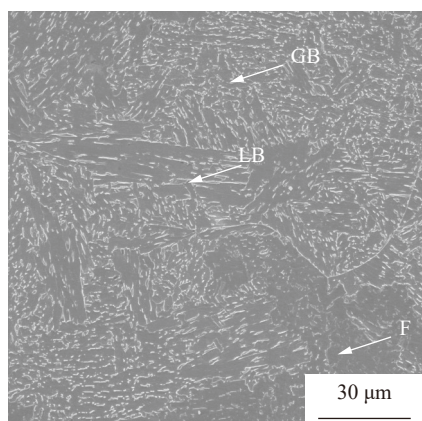


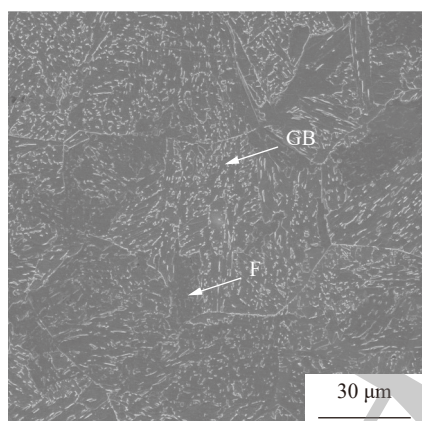
图 3 试样 1 焊缝及热影响区显微组织

Fig. 3 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 1. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

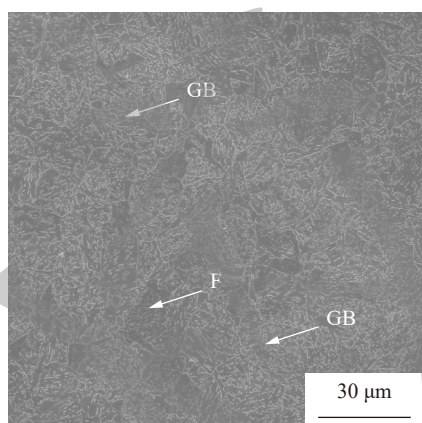
对比焊缝区显微组织图 3a、4a、5a 和 6a,随顶锻留量的增加,焊缝中板条贝氏体数量呈先增加后减少,顶锻留量 5 mm 条件下板条贝氏体含量最大。图 3b、4b、5b 和 6b 所示,顶锻留量对粗晶区显微组织演变规律影响与焊缝区类似,晶粒尺寸减小,粒状贝氏体均匀分布。由细晶区显微组织图 3c、4c、5c 和 6c 可知,顶锻留量增加,细晶区受热时间相对



(a) WZ



(b) CGHAZ



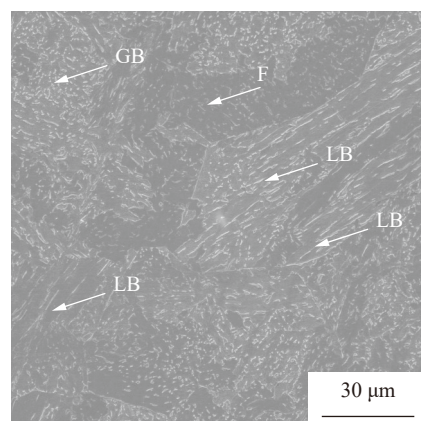
(c) FGHAZ

图4 试样2焊缝及热影响区显微组织

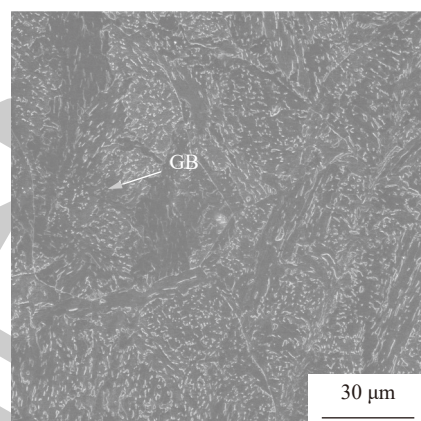
Fig. 4 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 2. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

增加,针状铁素体逐渐消失,贝氏体和多边形铁素体增加,晶粒均匀细小.

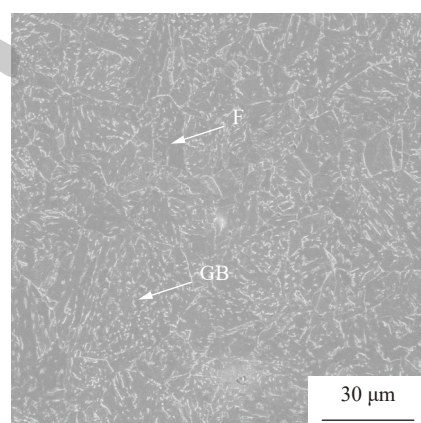
适当的顶锻留量(3~4 mm)有利于焊缝和热影响粗晶区形成更多的针状铁素体和粒状贝氏体,保证顶锻过程中足够的塑性变形和部分动态再结晶能够获得强度和塑性的良好匹配.过大的顶锻留量(4~6 mm),虽然顶锻塑性变形增大,但是在给定进给速度条件下样品加热时间增加,导致焊缝区板



(a) WZ



(b) CGHAZ



(c) FGHAZ

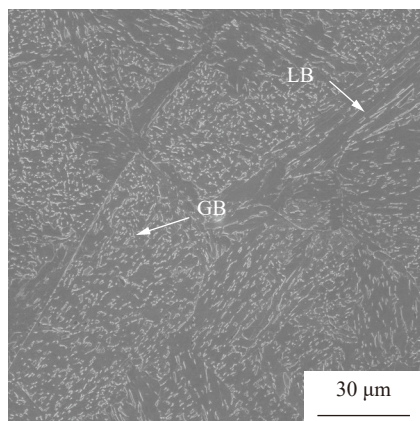
图5 试样3焊缝及热影响区显微组织

Fig. 5 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 3. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

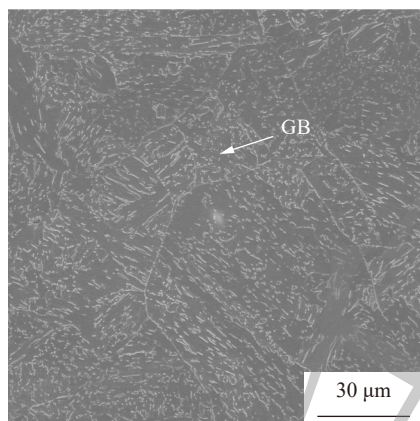
条贝氏体组织增多.当顶锻留量(5 mm)超过临界值时,焊缝区出现了大量的具有明显方向性板条状贝氏体,铁素体拉长,粒状贝氏体不均匀分布.可见,顶锻留量影响了铁素体晶粒形态、析出相尺寸及分布规律.

2.1.3 闪光留量对显微组织的影响

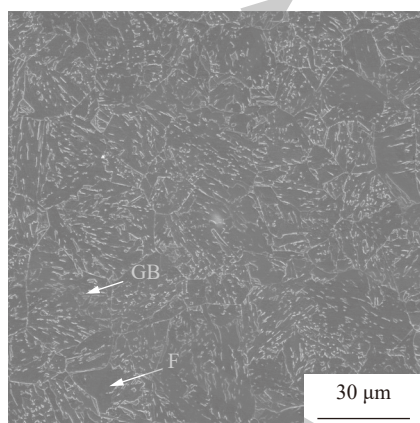
图7~图9为不同闪光留量参数下焊接样品的焊缝与热影响区SEM组织.可以发现,焊缝区组织



(a) WZ



(b) CGHAZ

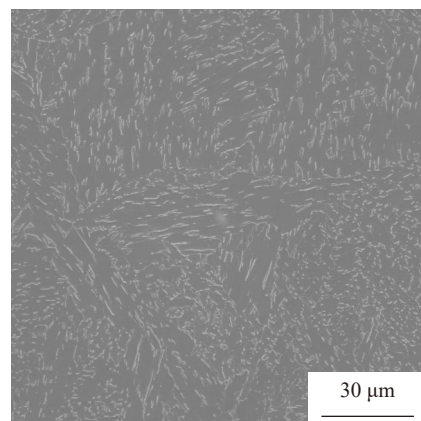


(c) FGHAZ

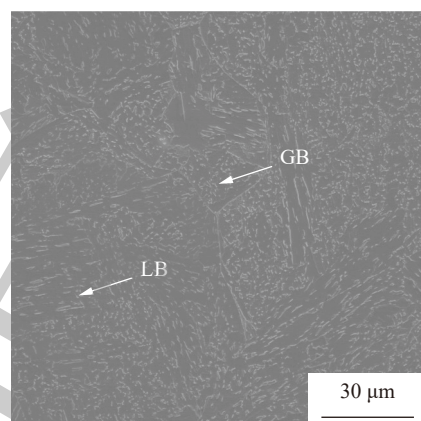
图 6 试样 4 焊缝及热影响区显微组织

Fig. 6 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 4. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

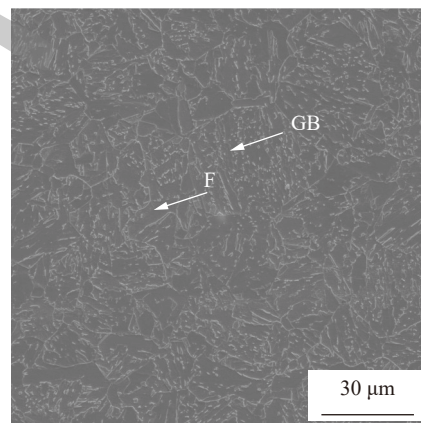
主要由针状铁素体和贝氏体组成。粗晶热影响区的显微组织与焊缝区组织相似, 晶粒尺寸比焊缝区细小。细晶区显微组织主要由针状铁素体、多边形铁素体和贝氏体构成。随闪光留量的增加, 焊接接头过热时间增加, 焊缝与粗晶热影响区的晶粒尺寸增大。结合图 4 和图 9 可知, 过大的闪光留量 (7 ~ 8 mm), 导致焊缝与粗晶热影响区晶粒严重粗化, 粗



(a) WZ



(b) CGHAZ



(c) FGHAZ

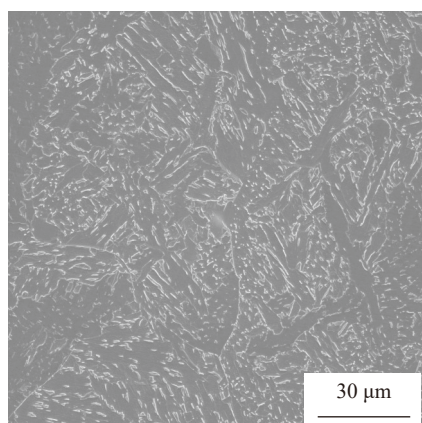
图 7 试样 5 焊缝及热影响区显微组织

Fig. 7 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 5. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

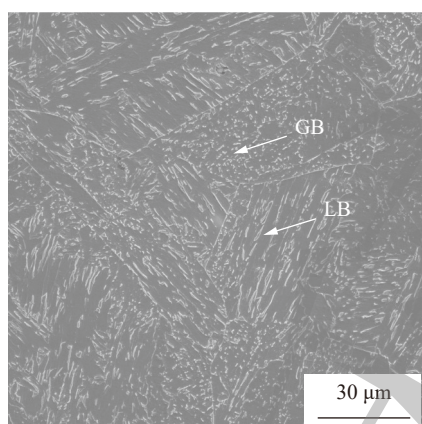
化的组织不利于改善焊接接头的力学性能^[13-14]。

2.2 闪光对焊接头强度

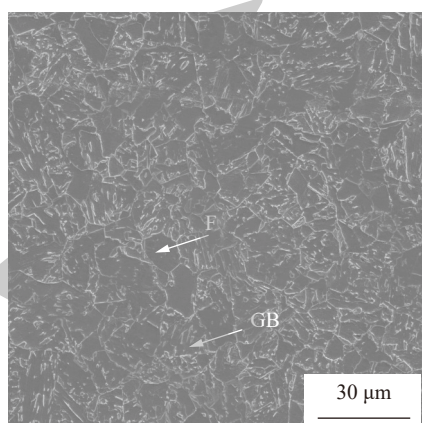
利用 WDW3100 万能试验机进行焊接样品的室温拉伸试验, 不同工艺参数下试样断裂位置均位于焊接热影响区。图 10 显示的是不同顶锻留量与闪光留量工艺条件下, 闪光对焊试样的抗拉强度、屈服强度与断后伸长率变化情况。从图 10a 和



(a) WZ



(b) CGHAZ

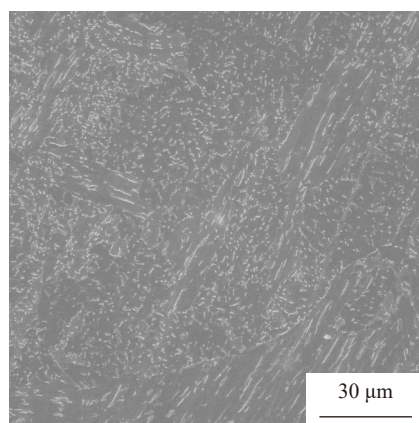


(c) FGHAZ

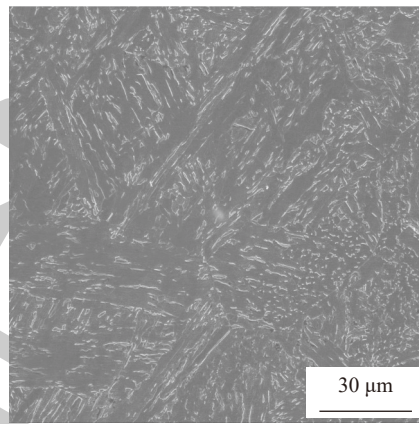
图8 试样6焊缝及热影响区显微组织

Fig. 8 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 6. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

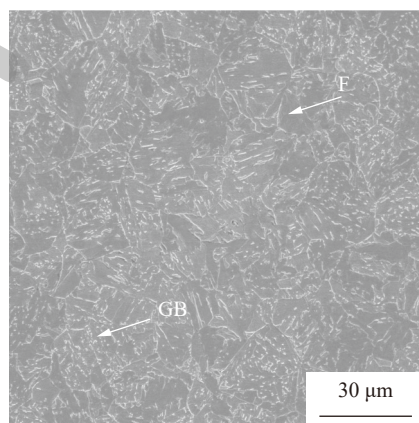
图10b中可以看出,不同工艺下的焊接样品力学性能存在明显差异.图10a为不同顶锻留量下接头的力学性能,顶锻留量为4 mm时,接头的抗拉强度较高达到688 MPa,当顶锻留量达到5~6 mm时,抗拉强度降低到616~636 MPa.结合图3可知,减小顶锻留量,致使焊缝区变形程度减小,不利于贝氏体组织细化.顶锻留量过大,虽然利于液态金属排出,但焊接接头宏观形貌出现液态金属飞溅后的



(a) WZ



(b) CGHAZ



(c) FGHAZ

图9 试样7焊缝及热影响区显微组织

Fig. 9 Microstructure of weld and heat-affected zone under sample 7. (a) WZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

尖刺结构,且界面区显微组织同向性特性增强,不利于接头力学性能的提升.接头断后伸长率随顶锻留量的增加呈现增大的趋势.图10b为不同闪光留量下接头的力学性能,接头强度随闪光留量的增加呈先增大后减小趋势.结合图4和图9可知,过大的闪光留量增加了焊缝和热影响粗晶区高温停留时间,组织粗化趋势增大,接头强度降低,塑性变形能力有所提高.接头断后伸长率随闪光留量的增加

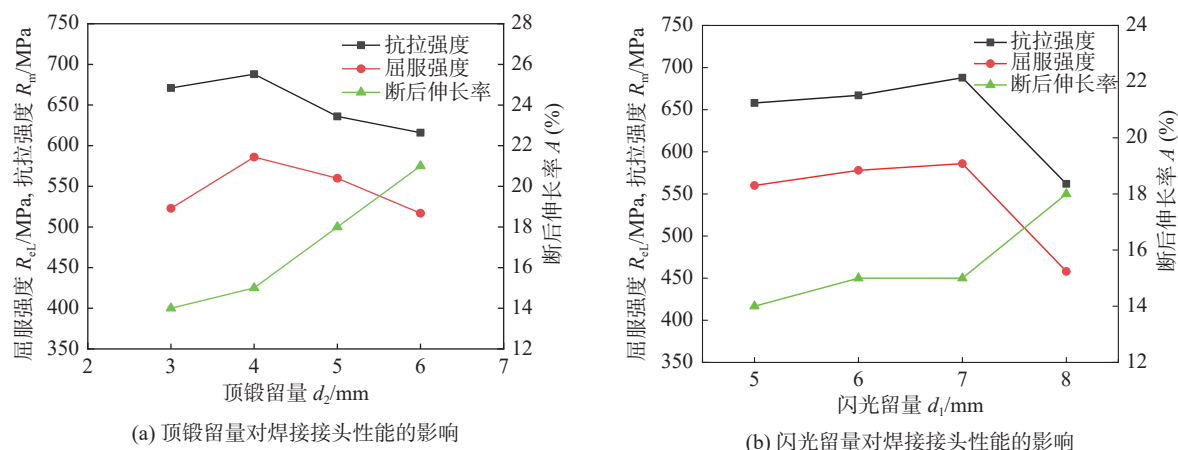


图 10 不同工艺下的室温拉伸性能

Fig. 10 Tensile properties at room temperature under different processes. (a) effect of upset allowance on the performance of welded joints; (b) effect of flash allowance on the properties of welded joints

呈现缓慢增大的趋势,但变化范围不大. 最优工艺为预热电流 400 A, 焊接电流 270 A, 闪光留量 7 mm, 顶锻留量 4 mm, 其样品的抗拉强度和屈服强度达到最高,分别为 688 MPa 和 586 MPa, 预热电流 400 A, 焊接电流 270 A, 闪光留量 8 mm, 顶锻留量 4 mm, 样品的抗拉强度和屈服强度达到最低,分别为 562 MPa 和 458 MPa. 焊接接头组织的均匀性有利于获

得优良的力学性能. 基于母材的调质工艺与力学性能转变规律^[3], 为了使焊接热影响区的力学性能与耐腐蚀性能达到 600 MPa 海洋柔性管标准要求, 可以采用焊后热处理技术调整焊件强度与塑性.

2.3 热影响区板条结构特征

图 11 为母材与部分焊接样品的 TEM 微观形貌. 图 11a 清晰显示出母材的回火马氏体板条形

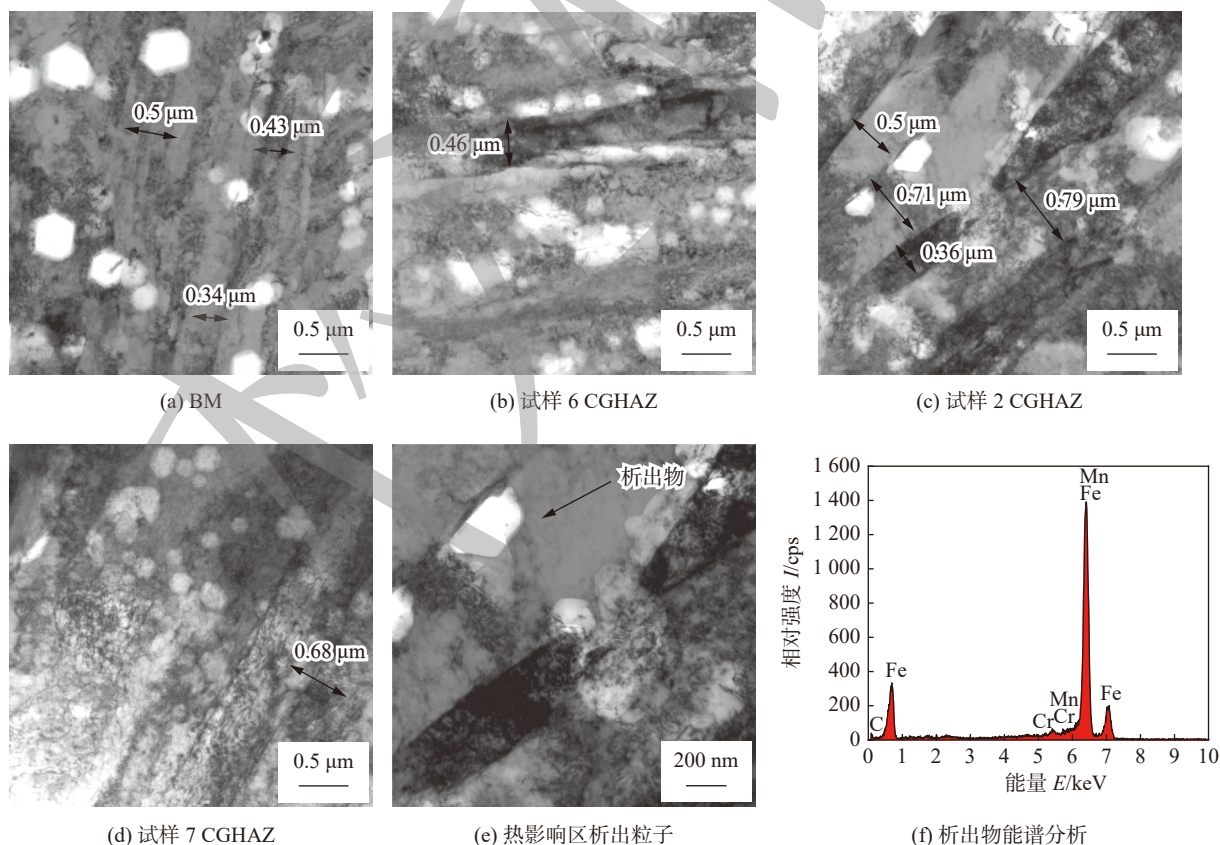


图 11 母材与粗晶热影响区的透射组织

Fig. 11 TEM microstructure of parent metal and heat affected zone. (a) BM; (b) sample 6 CGHAZ; (c) sample 2 CGHAZ; (d) sample 7 CGHAZ; (e) particles precipitated in the heat affected zone; (f) energy spectrum analysis of precipitates

态,边界比较模糊,宽度相对均匀,约为 $0.46\ \mu\text{m}$. 图 11b、11c 和 11d 分别为 6 号、2 号和 7 号焊接样品热影响区的微观结构,结合图 4 中焊接样品热影响区的 SEM 显微组织图,3 种工艺焊接样品粗晶区组织均为板条贝氏体、粒状贝氏体和针状铁素体混合结构. 由 2 号样品焊缝区图 11c 的 TEM 图片可知,板条贝氏体平均板条宽度小于其他工艺板条宽度,平均值大约为 $0.59\ \mu\text{m}$,呈典型的针状铁素体形貌特征. 图 11f 为析出物 EDS 能谱分析,板条边界分布颗粒状析出物主要为 C、Fe、Cr 合金化合物,细小析出物的钉扎作用细化了板条结构,提高了亚结构稳定性,增强焊缝强韧性.

2.4 闪光对焊接头硬度结果及分析

2 号样品显微硬度测量以试样焊件中心为测试起点,沿垂直于焊接界面方向,每 $0.5\ \text{mm}$ 间距连续打点采样,载荷为 $24.5\ \text{N}$,加载时间为 $10\ \text{s}$. 图 12 为 2 号试样焊接接头中心硬度值分布图. 由图 12 可以看出,随着距焊缝距离的增加,硬度呈现先下降后缓慢升高,再下降后逐渐升高的趋势. 可以发现热影响区出现了软化现象,粗晶热影响区位置硬度值为 $190.7\ \text{HV}_{2.5}$,最大硬度值出现在细晶区,达到 $235.7\ \text{HV}_{2.5}$. 主要原因可能是,在焊接热循环影响下,焊缝到热影响区的温度分布梯度不规律导致显微组织发生变化,热影响区的粗晶区多边形铁素体晶粒粗大,致使该区域出现软化现象. 促使接头发生软化,硬度曲线呈现出一个大的低谷. 在远离界面区域温度梯度分布平缓,相当于对母材进行正火处理,晶粒尺寸变化不大且有第二相的强化作用,细晶区硬度变化趋势平缓.

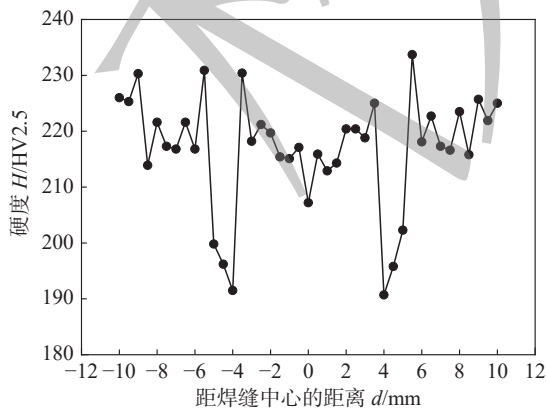
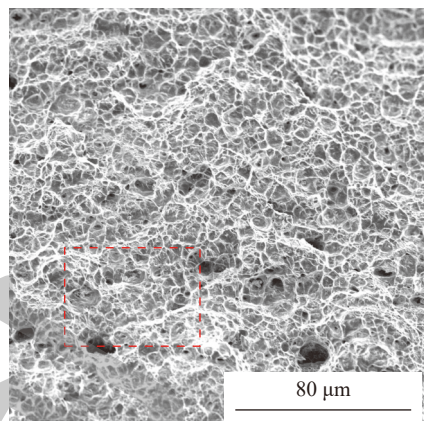


图 12 试样 2 号焊接接头硬度分布
Fig. 12 Welded joints hardness distribution of sample 2

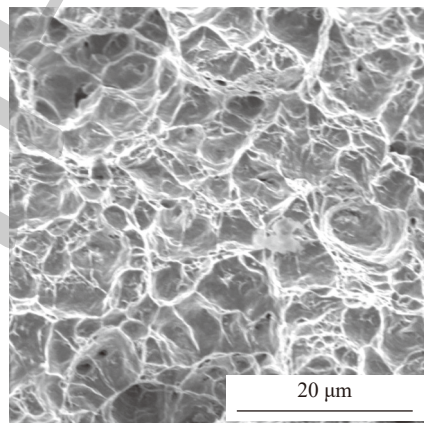
2.5 拉伸断口形貌及分析

图 13 为试样 2 号的拉伸试样断口形貌,由

图 13a 可以看出,拉伸断口形貌由密集且细小等轴韧窝构成,部分韧窝底部存在小质点. 图 13b 可观察部分韧窝大且较深,大的韧窝之间分布着细小的韧窝和连续的撕裂棱相连,表明断裂类型为典型的韧性断裂. 优异的断裂韧性使 2 号试样具备良好的力学性能.



(a) 2 号试样断口分析



(b) 图 13a 局部放大

图 13 2 号试样拉伸试样断口分析
Fig. 13 Fracture analysis of tensile specimen sample 2. (a) fracture analysis of sample 2; (b) enlarged of Fig. 13a

3 结论

(1) 采用闪光留量 $7\ \text{mm}$ 、顶锻留量 $4\ \text{mm}$ 焊接工艺时,焊接接头力学性能达到了 $600\ \text{MPa}$ 铠装层用钢要求,抗拉强度和屈服强度分别为 $688\ \text{MPa}$ 和 $586\ \text{MPa}$. 拉伸试样断口由大量均匀细小的韧窝和连续的撕裂棱构成,断裂类型为典型的韧性断裂.

(2) 当闪光对焊顶锻留量超过临界值时,焊缝区板条贝氏体组织出现几率增加,且多边形铁素体

被拉长、粒状贝氏体组织减少且不均匀分布,弱化了接头性能。过大的闪光留量增加了焊缝区与粗晶区的加热时间,组织粗化倾向增大,界面区宽度增加。

(3) 焊接参数影响了焊缝区与粗晶区中针状铁素体板条宽度、粒状贝氏体与析出物形态及其分布规律。TEM 显示晶粒组织粗化、板条宽度增加以及粒状贝氏体数量减少,是热影响区发生软化的主要原因。

参考文献

- [1] Raja W A, Khaled S, Raja J, *et al.* Blockchain in oil and gas industry: Applications, challenges, and future trends[J]. *Technology in Society*, 2022, 68: 101941.
- [2] Zhang D Z, Li W J, Gao X H, *et al.* Effect of cold deformation before heat treatment on the hydrogen embrittlement sensitivity of high-strength steel for marine risers[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2022, 845: 143220.
- [3] 张大征, 高秀华, 杜林秀, 等. 多级热处理对柔性立管用高强度钢组织性能影响[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2020, 41(1): 49–54.
- Zhang Dazheng, Gao Xiuhua, Du Linxiu, *et al.* Effect of multistage heat treatment on microstructure and properties of high strength steel with flexible vertical pipe[J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)*, 2020, 41(1): 49–54.
- [4] Pham D C, Sridhar N, Qian X D, *et al.* A review on design, manufacture and mechanics of composite risers[J]. *Ocean Engineering*, 2016, 112: 82–96.
- [5] 杨宁宁, 高秀华, 王鸿轩, 等. 海洋柔性立管用钢的疲劳断裂行为[J]. *轧钢*, 2019, 36(3): 6–9.
- Yang Ningning, Gao Xiuhua, Wang Hongxuan, *et al.* Fatigue fracture behavior of marine flexible vertical pipe steel[J]. *Steel Rolling*, 2019, 36(3): 6–9.
- [6] Liu Z G, Gao X H, Du L X, *et al.* Hydrogen assisted cracking and CO₂ corrosion behaviors of low-alloy steel with high strength used for armor layer of flexible pipe[J]. *Applied Surface Science*, 2018, 440: 974–991.
- [7] Xu Z X, Lu P, Shu Y. Microstructure and fracture mechanism of a flash butt welded 380CL steel[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2016, 62: 199–207.
- [8] Porcaro R R, Faria G L, Godefroid L B, *et al.* Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 270: 20–27.
- [9] Wang J, Ma C, Han J, *et al.* Acquisition of HSLA steel weld joints with excellent mechanical performance through flash butt welding physical simulation[J]. *Materials Letters*, 2021, 303: 130511.
- [10] Xi C Y, Sun D Q, Xuan Z Z, *et al.* Microstructures and mechanical properties of flash butt welded high strength steel joints[J]. *Materials & Design*, 2016(96): 506–514.
- [11] 高世一, 盛安, 郭春富, 等. X65 管闪光对焊过程在线监测及工艺控制[J]. *焊接学报*, 2016, 37(6): 59–64.
- Gao Shiyi, Sheng An, Guo Chunfu, *et al.* On-line monitoring and process control of pipe flash butt welding[J]. *Transactions of The China Welding Institution*, 2016, 37(6): 59–64.
- [12] Zhang D Q, Chen S C. A novel kernelized fuzzy c-means algorithm with application in medical image segmentation[J]. *Artificial Intelligence in Medicine*, 2004, 32(1): 37–50.
- [13] Lu P, Xu Z X, Jiang K Y. Influence of flash butt welding parameters on microstructure and mechanical properties of HSLA 590CL welded joints in wheel rims[J]. *Journal of Materials Research*, 2017, 32(4): 831–842.
- [14] Aleksandra K, Krzysztof R, Roman K, *et al.* Microstructure-based approach to the evaluation of welded joints of bainitic rails designed for high-speed railways[J]. *Journal of Constructional Steel Research*, 2020, 175: 106372.

第一作者: 王宏岩, 1989 年出生, 博士研究生; 从事耐蚀钢焊接组织与性能研究; Email: hongyanwang0309@163.com.

通信作者: 高秀华, 1966 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师. Email: gaoxiuhua@126.com.

(编辑: 张基隆)