

焊接热输入对 TIG-CO₂ 复合焊组织和性能影响

谢玉伦, 黄自成, 王 昆, 汪 奇

(安徽信息工程学院 机械工程学院, 安徽 芜湖 241000)

摘要:采用 TIG-CO₂ 复合焊接技术, 在 Q235 钢表面制备 Fe-Cr-C-B 堆焊层, 研究不同焊接热输入下复合焊接堆焊层组织和性能的变化。结果表明: 不同焊接热输入下堆焊层焊缝与母材形成良好的冶金结合, 界面处融合良好, 没有发现明显的气孔、裂纹等焊接缺陷。堆焊层组织由树枝状马氏体和硬质合金相共同构成。随着热输入的增大, 热影响粗晶区形成大量的过热魏氏体组织, 堆焊层区域各部分组织晶粒有所增大。使用 TIG-CO₂ 复合焊接技术在表面堆焊一层 Fe-Cr-C-B 堆焊层时, 堆焊层硬度和耐磨性明显提高, 当 CO₂ 焊接电流为 120 A 时, 堆焊层硬度最大为 55HRC, 磨损失重为 0.051 5 g, 堆焊层具有良好耐磨性。

关键词:复合焊; 显微组织; 硬度; 耐磨性

中图分类号: TG441 **文献标志码:** A **文章编号:** 1674-358X(2024)04-0048-07

材料的失效行为会导致机械零件报废, 造成企业巨大的经济损失, 据不完全统计, 全球约超过一半的钢材消耗都与磨损有关, 因此提高材料耐磨性能有非常重要的意义^[1]。在零件修复和表面处理领域中, 堆焊技术也被广泛应用, 其典型优势就是操作方便、适用性和实用性都很强^[2-3]。

张宇鹏等^[4]使用药芯焊丝 CO₂ 焊接方法在 Q235 表面进行堆焊试验, 当焊接电流为 200 A 时堆焊层组织性能最好, 堆焊层的磨损量为 26 mg。石端虎等^[5]采用等离子弧焊接方法在 Q235 钢表面进行堆焊试验, 研究不同焊接参数对堆焊层组织的影响, 当焊接电流和送粉速度提高时, 组织晶粒变小。徐忠蕾等^[6]采用 TIG 焊在 Q235 表面进行熔覆焊接, 使用焊接电流 120~140 A, 当合金元素 B 和 Si 含量为 0.5% 时可以得到耐磨性最佳的涂层。张发云等^[7]预先将合金粉末铺在板材上, 然后采用埋弧焊在 Q235 表面进行堆焊试验, 当 Nb 元素含量为 4% 时耐磨性最好。刘政军等^[8]使用水玻璃将粉末手工涂刷在待焊板材表面, 然后使用等离子弧焊接方法进行焊接从而得到耐磨性堆焊层。很多学者在研究过程中, 都需要在焊接之前将粉末合金预先手工涂覆在待焊表面^[5-8], 不利于自动化和机械化, 限制了焊接方法的推广应用。

钨极氩弧焊作为熔覆焊接方法因为其设备维护简单、使用成本低、操作简单和适宜复杂操作环境焊接等优势也得到了非常广泛的应用^[9-11]。但无论是 TIG 焊还是表面堆焊往往都是单一热源的堆焊技术, 每种单一热源的焊接技术都有一定的局限性。TIG 复合焊接技术在板材焊接中的应用优势也初步显现^[12-13], 但是 TIG-CO₂ 复合堆焊耐磨层焊接的方法比较少。因此, 本文应用钨极氩弧焊 TIG-CO₂ 复合焊接技术, 在低成本 Q235 钢板表面制备 Fe-Cr-C-B 系耐磨堆焊层, 制备具有原位合成增强相铁基复合堆焊层, 研究不同焊接参数下复合焊接堆焊层组织和性能的变化, 为工程应用提供参考。

1 试验材料方法

焊接母材为 Q235 钢, 切割成尺寸为 140 mm×35 mm×10 mm 的长板材, 焊接之前用砂轮机机械清理表面氧化层, 乙醇清洗表面油污后待用。采用 TIG-CO₂ 复合焊接技术在 Q235 钢表面上进行堆焊试验。TIG-CO₂ 复合焊示意图如图 1 所示, 钨极氩弧焊 TIG 在前, 预先点燃 TIG 电弧然后启动 CO₂ 焊, 采用这种方式可以在较小

收稿日期: 2023-12-13

基金项目: 安徽省教育厅自然重点项目(2022AH051891); 安徽省教育厅省级质量工程项目(2022xssx092)

作者简介: 谢玉伦(1988—), 女, 硕士, 讲师, 主要从事金属材料焊接性能分析、材料失效分析及计算机仿真研究。

电压下有效引燃电弧,且保证钨极烧损减小和整体较小的焊接线能量^[14].在焊接过程中,送粉器将粉末合金通过 TIG 焊惰性保护气体送入复合焊接电弧中,这样可以减少焊前涂刷粉末的工艺过程,提高焊接效率,降低人为涂刷因素对焊接质量的影响.

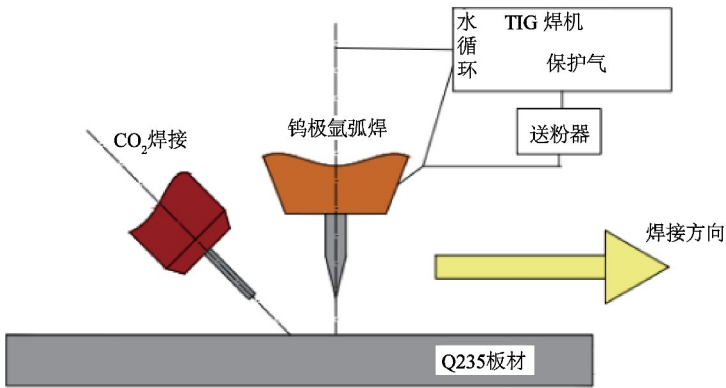


图 1 焊接示意图

TIG 焊和 CO₂ 焊的焊接工艺参数如表 1 和表 2 所示.在复合焊接过程中,TIG 焊接参数保持不变,通过改变 CO₂ 焊接电流大小来改变复合焊接热输入.TIG-CO₂ 复合焊接中的复合电弧,其保护气体为 CO₂+Ar,气体流量比为 1 : 1,可以有效地提高电弧热效率,从而在小电流下依然保持较大的焊丝熔化效率.CO₂ 焊接用焊丝为 ER-50 实芯焊丝.在 Q235 钢表面制备 Fe-Cr-C-B 堆焊层所用合金粉末中的 Fe 粉颗粒度为 200 目,B 粉和 Cr 粉颗粒度为 300 目.混合合金粉末的化学成分(质量分数)为:4%B,20%Cr,余量 Fe 粉.

表 1 TIG 焊接工艺参数

焊接电流/A	钨极与焊丝间距/mm	焊枪倾角/(°)	钨极高度/mm	气体流量/(L·min ⁻¹)	电极接法
70	6	0	4	10	直流正接

表 2 CO₂ 焊接工艺参数

样品编号	电流/A	电弧电压/V	焊枪倾角/(°)	喷嘴高度/mm	气体流量/(L·min ⁻¹)	电极接法
1	90	22	45	16	10	直流反接
2	100	22	45	16	10	直流反接
3	120	22	45	16	10	直流反接
4	160	22	45	16	10	直流反接

进行 TIG-CO₂ 复合焊接后,在焊缝中部位置垂直于焊缝纵向切取适合尺寸的试块进行金相制备和检测分析.对试样进行倒角、磨制和抛光,用质量分数为 4% 的硝酸乙醇溶液进行金相界面侵蚀,用乙醇清洗后吹干.用麦克奥迪 AE2000-MET 型显微镜观察金相显微组织.采用 HRC150 型洛氏硬度计测试试样的宏观硬度.耐磨试样使用的是自制销盘式磨料磨损试验机,记录磨损前后的试样重量.

2 试验结果与分析

根据所述的试验方法进行 TIG-CO₂ 复合焊试验,分别对焊缝宏观形貌、对焊层融合线各部分显微组织形貌、堆焊层宏观硬度和磨损性能进行分析.

2.1 不同焊接热输入焊缝宏观形貌

不同焊接热输入下焊缝宏观形貌如图 2 所示,可以看出试样 1、2、3 和 4 的堆焊层表面宏观质量良好,未出现咬边、驼峰焊道、表面裂纹和气孔等宏观缺陷.焊缝外形良好,符合堆焊修复焊接的外表面形态要求,说

明复合焊中 CO_2 焊接电流的适应性较强,适合焊接的电流范围较宽,既可以在小电流 90 A 下稳定,也可以在小电流 160 A 电流下焊接。

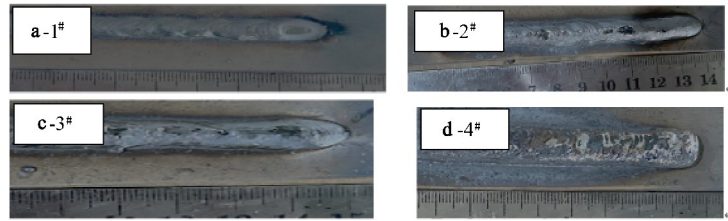


图2 堆焊层宏观形貌

2.2 不同焊接热输入下堆焊层融合线附近的显微组织形貌

母材与焊缝界面显微组织形貌如图3所示。从图可知,堆焊层接头由4部分组成:母材、热影响区细晶区、热影响区粗晶区和焊缝区。4种热输入下的堆焊层焊缝与母材形成良好的冶金结合,界面处融合良好,融合线附近近焊缝区组织的晶粒比母材更加细小,成型良好,没有发现明显的气孔、裂纹等缺陷。由图3a~3d可知,尽管堆焊层各区域组织基本相似,但是随着焊接电流的增加,焊接热影响区明显变大。

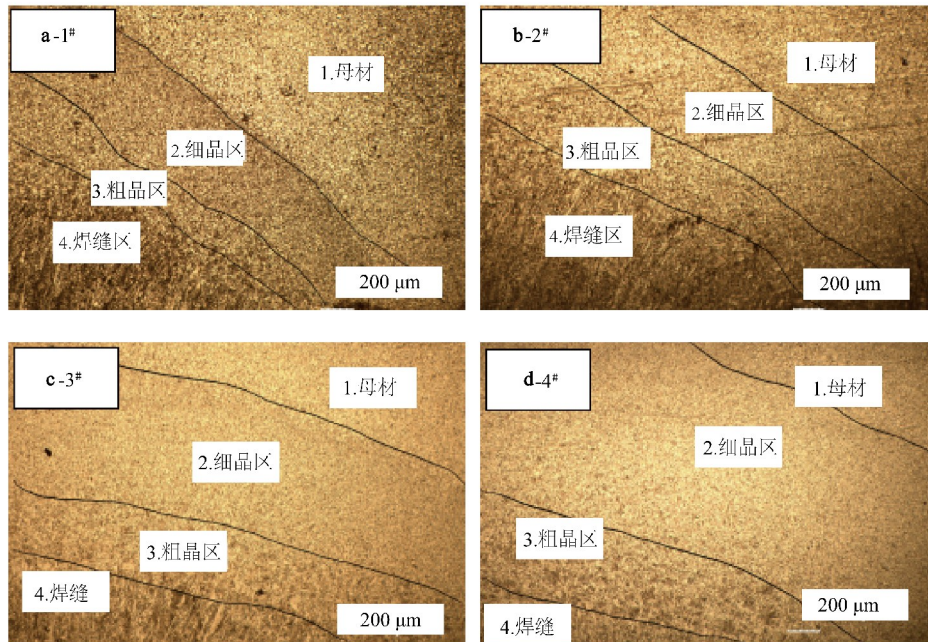


图3 焊缝与母材界面处显微组织形貌

2.3 堆焊层各部分的显微组织形貌

将图3c中各部分进行放大从而得到图4所示的堆焊层各区域金相组织微观形貌。由图4a~4d可知,从母材逐渐向焊缝内部各部分依次对应图3中的1区域母材、2区域热影响区细晶区、3区域焊缝粗晶区和4区域焊缝内部。堆焊层各部分组织生长方向大致与焊缝热源散热方向保持一致。图4a为母材显微组织形貌,其平均晶粒尺寸为 $14\ \mu\text{m}$,图4b热影响区为等轴晶的细晶区,该部分晶粒平均尺寸约 $8\ \mu\text{m}$,明显小于母材,平均晶粒大小约为母材晶粒的一半左右。该部分细晶区又称为热影响区的相变重结晶区,显微组织以铁素体为主^[15],是整个接头中组织性能最好的区域。图4c为热影响区的粗晶区,晶粒尺寸大约为 $21\ \mu\text{m}$,晶粒比母材更粗大,又称为过热区。该区域组织处于过热态,初生奥氏体晶粒发生严重粗化,在焊接热循环下最终在组织中生成粗大魏氏体组织。焊缝各区域金相组织形貌由 G/R 决定(G 为温度梯度, R 为晶体结晶速度)。随着凝固进行,凝固界面远离融合线向焊缝内部推进,由于热传导作用导致基体母材温度上升,从而使得基体

母材与熔池温度差 G 变小,此时 R 逐渐增大, G/R 逐渐减小,由于合金元素的溶质再分配出现成分过冷,导致以 3 区域粗大等轴晶为衬底,开始异质形核生成 4 区域焊缝树枝晶区,主要由马氏体和硬质相构成.丁卫东等^[16]认为 B 元素在初生相长大过程被大量排出,所以在液固界面出现成分过冷并逐渐生成了树枝晶.在晶界附近形成大量硼化物,如图 4d 界面处的灰色硼化物.

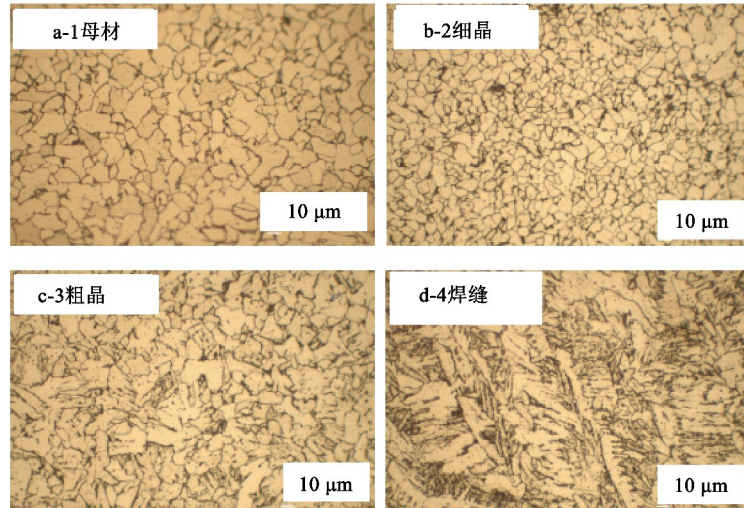


图 4 堆焊层各区域显微组织形貌

2.4 不同焊接热输入下堆焊层热影响区细晶区的显微组织形貌

不同焊接热输入下堆焊层热影响区细晶区的显微组织形貌如图 5 所示.由图 5a~5d 可知,随着热输入的增加,晶粒平均尺寸逐渐变大.分析认为,伴随热输入的提高,铁素体和珠光体在发生重结晶时晶粒会更大,形成初生奥氏体组织.之后在焊接热循环下最终得到了室温下的珠光体和铁素体.随着热输入的提高,室温下的组织发生明显变大.

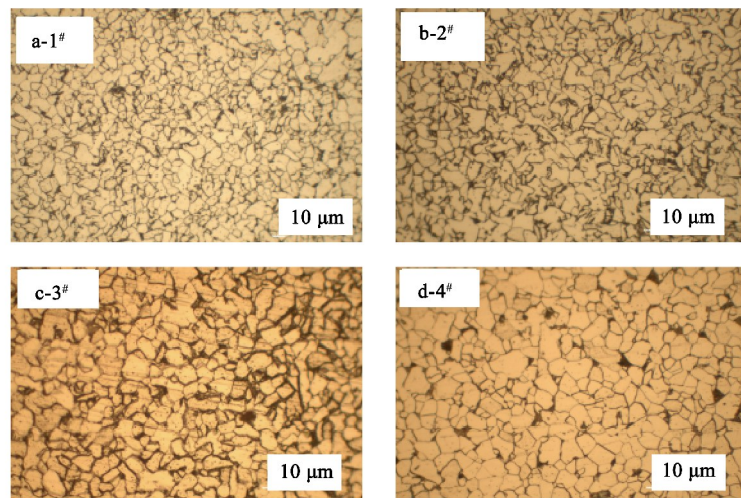


图 5 不同焊接热输入下细晶区的显微组织形貌

2.5 不同焊接热输入下堆焊层粗晶区的显微组织形貌

如图 6 所示的是不同焊接热输入下堆焊层粗晶区的显微组织形貌.由图 6a~6b 可知,当热输入较小时,粗晶区仍然是保持了等轴晶形态,只是晶粒尺寸要比细晶区晶粒更大.随着焊接热循环冷却到室温时依然维持以铁素体为主的显微组织结构,但是如图 6c 和 6d 所示,随着热输入的变大,粗晶区出现大量的过热魏氏体组织.

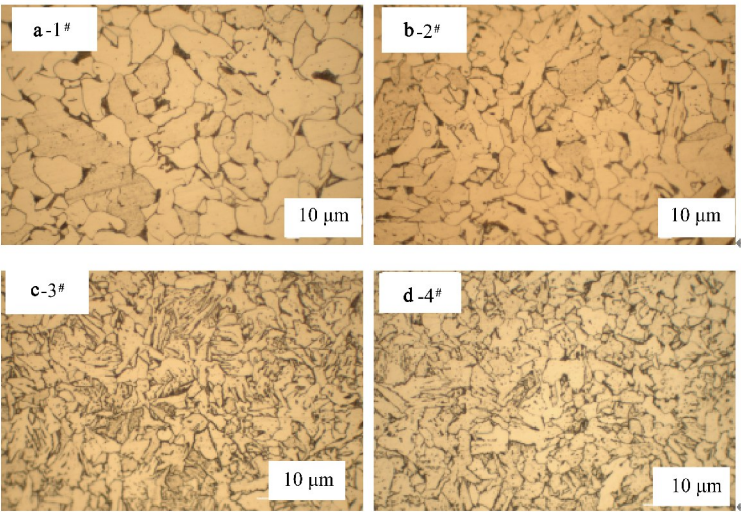


图 6 不同焊接热输入下堆焊层粗晶区的显微组织形貌

2.6 不同焊接热输入下堆焊层树枝状晶的显微组织形貌

图 7 所示为不同焊接热输入堆焊层树枝状晶的显微组织形貌.当焊接热输入变化时,堆焊层组织整体趋势一致,都是由马氏体成分的树枝晶和硬质相合金的片状、针状和块状组成.树枝晶尺寸随着焊接热输入的增大而略微增大.在复合焊接过程中加入了增强耐磨性的合金元素 B 和 Cr.B 元素在奥氏体初生相中的溶解度非常小约为 0.02%,而 B 与 Fe 的原子半径比是 0.79,无法形成置换固溶体,从而在奥氏体相中畸变能很高.在初生奥氏体长大的同时,B 被大量排出从而聚集在晶界形成 Cr_2B 和 $(\text{FeCr})_2\text{B}$ 等硼化物.贾华等^[17]也认为 B 和 Cr 元素的存在,一方面使得奥氏体初生相含量减少,共晶硬质相增多,另一方面促使奥氏体初生相稳定性变差,从而在焊接快速加热快速冷却的外部条件作用下奥氏体初生相转变为马氏体.所以焊缝组织中,树枝晶一次晶尺寸较小,枝晶间出现了片状、条状和针状的共晶硬质相组织.

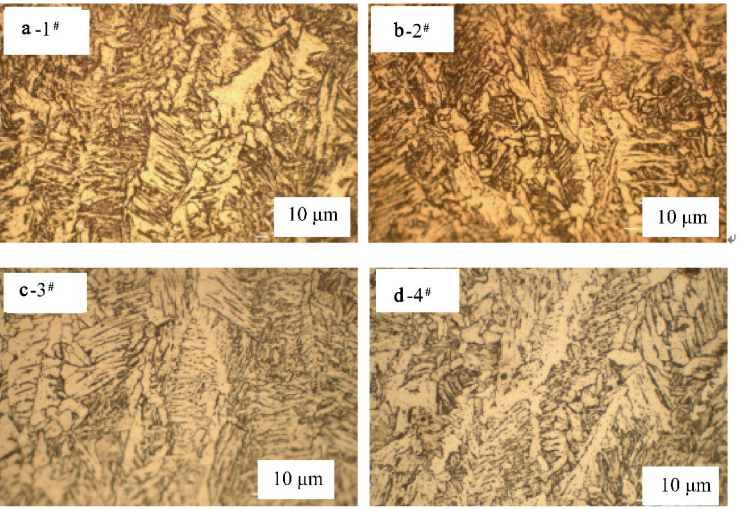


图 7 不同焊接热输入下堆焊层树枝状晶的显微组织形貌

2.7 堆焊层宏观硬度

图 8 为不同焊接热输入下堆焊层硬度变化曲线,0#试样为 Q235 母材.当使用 TIG- CO_2 复合焊接技术在表面堆焊一层 Fe-Cr-C-B 堆焊层时,堆焊层硬度明显提高.由图可知,随着热输入的增大,堆焊层硬度先增大后减小,当 CO_2 焊接电流为 120 A 时,堆焊层硬度最大为 55 HRC,比硬度只有 20.5 HRC 的母材高了一倍多.这是因为复合焊中添加了增强焊接硬度的合金元素,最终在堆焊层形成了大量的 $(\text{FeCr})_3\text{B}$ 、 $(\text{FeCr})_{23}\text{B}_6$ 、

(FeCr)₇B₃、Cr₂B 和 (FeCr)₂B 型高硬度共晶化合物。但是随着焊接热输入增大超过 120 A 时,堆焊层硬度有所下降。这是因为当焊接热输入再增加时,焊缝组织变粗大,粗大树枝晶促使整体硬度下降^[15]。

2.8 堆焊层磨损性能

堆焊层磨损量变化如图 9 所示,0# 试样为 Q235 母材,其磨损量为 0.132 6 g,磨损失重严重,耐磨性较差。当使用 TIG-CO₂ 复合焊接技术在表面堆焊一层 Fe-Cr-C-B 堆焊层时,堆焊层磨损失重明显降低。这是因为当焊缝中添加 B 和 Cr 元素后,堆焊层中形成一定数量 (FeCr)₃B₆、(FeCr)₂₃B₆、(FeCr)₇B₃、Cr₂B 和 (FeCr)₂B 的高硬度共晶硼化物,导致堆焊层硬度增加,磨损失重迅速减少为 0.060 1 g,相比于没加 B 元素时磨损失重减少了约一半左右。当 CO₂ 焊接电流为 120 A 时磨损失重最少为 0.051 5 g,耐磨性最好。当焊接热输入再增大后,由于接头硬度下降导致磨损失重增加。

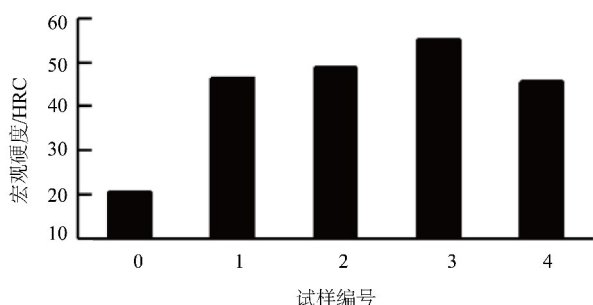


图 8 不同焊接热输入下堆焊层硬度变化

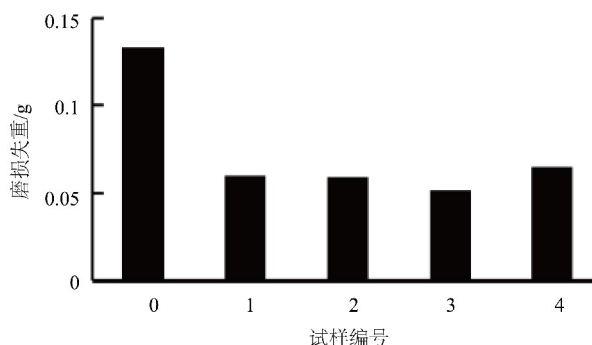


图 9 不同焊接热输入下堆焊层磨损情况

3 结论

1) 复合焊中 CO₂ 焊电流由 90 A 增加到 160 A, 4 种焊接热输入下的堆焊层焊缝与母材形成良好的冶金结合, 界面处融合良好, 没有发现明显的气孔、裂纹等焊接缺陷, 复合焊接技术能够得到良好的焊接接头。

2) 堆焊层焊缝区为树枝晶, 树枝晶主体为马氏体组织, 在枝晶附近形成片状、条状和针状的合金硬质相。随着焊接电流的增加, 焊接热输入随之增大, 焊接热影响区的区域面积明显变大。同时, 热影响区粗晶区形成大量的过热魏氏体组织, 热影响区细晶区形成珠光体和铁素体, 堆焊层区域各部分组织晶粒有所增大。

3) 使用 TIG-CO₂ 技术在表面堆焊一层 Fe-Cr-C-B 堆焊层时, 焊接热输入对堆焊层硬度和耐磨性的影响呈现先增大后减小的趋势, 当 CO₂ 焊接电流为 120 A 时, 堆焊层硬度最大为 55 HRC, 磨损失重为 0.051 5 g, 硬度和耐磨性均比母材高了一倍多, 是 4 组对比实验中性能最优的焊接热输入参数。

参考文献:

- [1] 邹宗轩, 刘政军, 韩旭, W 对 Fe-Cr-C-W-B 系堆焊合金组织和性能的影响[J]. 焊接学报, 2021, 42(7): 91-96.
- [2] 魏伟, 黄智泉, 张海燕, 等. 钎对铁基碳化钨耐磨堆焊层组织和性能的影响[J]. 焊接学报, 2019, 40(6): 131-136.
- [3] 吴鹏, 张有德, 官发根, 等. 新型马氏体不锈钢堆焊层组织结构与性能[J]. 湖北理工学院学报, 2019, 35(4): 5-8.
- [4] 张宇鹏, 王永东, 王金字, 等. Q235 钢表面 CO₂ 堆焊药芯焊丝组织与性能研究[J]. 电焊机, 2022, 52(4): 82-88.
- [5] 石端虎, 张文波, 沙静, 等. 不同焊接工艺下等离子弧焊堆焊层组织演变研究[J]. 徐州工程学院学报(自然科学版), 2018, 33(2): 47-51.
- [6] 徐忠蕾, 尹桂丽, 张俊涛, 等. 钨极氩弧熔覆原位合成颗粒增强铁基复合涂层组织及耐磨性的研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 112-114.
- [7] 张发云, 解海亮, 邓冬, 等. 钕含量对铁基堆焊层耐磨性能的影响[J]. 焊接技术, 2015, 44(7): 21-24.
- [8] 刘政军, 李乐成, 苏允海, 等. 硼对等离子熔覆高硼铁基合金组织和性能的影响[J]. 焊接学报, 2012, 33(1): 45-48.
- [9] BUYTOZ S, ULUTAN M, YILDIRIM M M. Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings[J]. Applied Surface Science, 2005, 252(5): 1313-1323.
- [10] CHENG F T, LO K H, MAN H C. NiTi cladding on stainless steel by TIG surfacing process Part II Corrosion behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 172(2/3): 308-315.

- [11] XU H, SUN J, JIN J, et al. Comparison of structure and properties of Mo₂FeB₂-Based cermets prepared by celding metallurgy and vacuum sintering[J]. Materials, 2020, 14(1): 46.
- [12] CRISTIAN S, CAMILA L, RODRIGO S, et al. Optimizing the parameters of TIG-MIG/MAG hybrid welding on the geometry of bead welding using the taguchi method[J]. Journal of Manufacturing & Materials Processing, 2017, 1(2): 14-30.
- [13] CHEN J, ZONG R, WU C, et al. Influence of low current auxiliary TIG arc on high speed TIG-MIG hybrid welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 243: 131-142.
- [14] 汤莹莹, 朱志明, 符平坡, 等. 电极极性和保护气体种类对 TIG 电弧辅助 MIG 焊引弧性能的影响[J]. 清华大学学报(自然科学版), 2021, 61(1): 36-41.
- [15] 汪小锋, 刘宏, 唐小波. 热输入对 Q235 钢焊接接头缺陷、组织和力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(4): 162-169.
- [16] 丁卫东, 栗卓新, 李国栋. 硼对液压支架立柱等离子熔敷涂层组织性能的影响[J]. 焊接学报, 2017, 38(4): 77-80.
- [17] 贾华, 李萌, 刘政军. 药芯焊丝明弧堆焊 Fe-Cr-C-B 合金组织及耐磨性[J]. 沈阳工业大学学报, 2020, 42(1): 52-56.

(责任编辑 崔思荣)

The Effect of Welding Heat Input on the Structure and Properties of TIG-CO₂ Composite Welding

XIE Yulun, HUANG Zicheng, WANG Kun, WANG Qi

(School of Mechanical Engineering, Anhui University of Information Engineering, Wuhu 241000, China)

Abstract: TIG-CO₂ composite welding technology is used to prepare Fe-Cr-C-B overlay layer on the surface of Q235 steel, and the changes in the structure and properties of composite welded overlay layer are studied under different welding heat inputs. The findings indicate that the weld seam of the cladding layer exhibits a robust metallurgical bond with the base material across a range of welding heat inputs, demonstrating effective fusion at the interface and an absence of significant welding defects such as porosity and cracks. The cladding layer structure is composed of dendritic martensite and cemented carbide phases. As the heat input is increased, a significant number of superheated Weinstein structure are formed in the coarse crystalline region of the heat-affected zone. Additionally, the grain size of the various parts of the cladding layer region increases. The utilization of TIG-CO₂ composite welding technology for the purpose of affixing a layer of Fe-Cr-C-B cladding to a surface resulted in a notable enhancement in the hardness and wear resistance of the cladding layer. The hardness of the cladding layer reached a maximum of 55 HRC when the CO₂ welding current is 120 A. The wear loss is 0.051 5 g, indicative of the layer's commendable wear resistance.

Key words: composite welding; microstructure; hardness; wear resistance.