

文章编号: 1674-9669(2023)04-0518-09 DOI: 10.13264/j.cnki.ysjksx.2023.04.010

引文格式: 王烁, 梁建明, 高晓刚, 等. 添加活性剂的 T2 纯铜 MIG 堆焊 304L 不锈钢工艺[J]. 有色金属科学与工程, 2023, 14(4): 518-526.

添加活性剂的 T2 纯铜 MIG 堆焊 304L 不锈钢工艺

王烁, 梁建明*, 高晓刚, 赵芳, 李双庆

(河北建筑工程学院机械工程学院, 河北 张家口 075000)

摘要:为实现 T2 纯铜基体堆焊 304L 不锈钢, 采用 MIG 焊的方法进行试验, 在分析焊接电流、预热温度对堆焊层成形影响的基础上进一步添加活性剂过渡层, 通过分析活性剂对堆焊层及铜-不锈钢结合界面的作用发现: 活性剂可以有效增加熔深, 改善铜-不锈钢界面的结合情况, 其中 Cr_2O_3 既可产生电弧收缩, 又可改变熔池流动形态, 效果优于 NaF 的作用。添加 Cr_2O_3 活性剂后铜-不锈钢结合界面 Cu-Fe 相互过渡形成混溶区, 在铜侧形成球状富 Fe 相, 在不锈钢侧形成颗粒状富 Cu 相。Cu-Fe 的充分扩散可改善结合界面, 避免产生渗铜裂纹, 优化后的工艺为: 添加 Cr_2O_3 活性剂, 预热温度 $400\text{ }^\circ\text{C}$, 焊接电流 320 A。

关键词: T2 纯铜; 304L 不锈钢; 异种金属堆焊; 活性剂

中图分类号: TG146.1 **文献标志码:** A

MIG surfacing welding process of 304L stainless steel on T2 pure copper with addition of active flux

WANG Shuo, LIANG Jianming*, GAO Xiaogang, ZHAO Fang, LI Shuangqing

(School of Mechanical Engineering, Hebei University of Architecture, Zhangjiakou 075000, Hebei, China)

Abstract: In this paper, MIG welding was used to weld overlay 304L stainless steel on a T2 pure copper substrate. Based on analyzing the influence of welding current and preheating temperature on the formation of the surfacing layer, the active flux transition layer was further added. By analyzing the effect of the active flux on the surfacing layer and the copper-stainless steel interface, it can be found that the active flux can effectively increase the penetration depth and improve the bonding of the copper-stainless steel interface. It should be noted that Cr_2O_3 can not only produce arc shrinkage but also change the flow pattern of the molten pool, which is better than that of NaF. After the addition of Cr_2O_3 active flux, Cu-Fe in the copper-stainless steel bonding interface forms a miscible zone, a spherical Fe-rich phase on the copper side, and a granular Cu-rich phase on the stainless steel side. The diffusion of Cu-Fe can improve the bonding interface and avoid forming copper-infiltrated cracks. The optimized process is as follows: adding Cr_2O_3 active flux, the preheating temperature at $400\text{ }^\circ\text{C}$, and welding current 320 A.

Keywords: T2 pure copper; 304L stainless steel; surfacing welding of dissimilar metals; active flux

收稿日期: 2022-11-08; 修回日期: 2023-02-12

基金项目: 河北省高等学校科学技术研究重点项目(ZD2020201); 河北省高校基本科研业务费项目(2021QNJS05); 河北省大学生科技创新能力培育专项项目(22E50167D); 河北省高等学校科学技术研究青年基金项目(QN2020169)

通信作者: 梁建明(1972—), 教授, 主要从事机械装备材料加工, 金属材料连接技术与性能等相关的研究工作。

E-mail: ljm19721972@163.com

在高炉冷却设备中,T2纯铜是国内外最新发展并广泛使用的材料,其具有优良的导热性,较传统的铸铁冷却设备可提升导热率6~8倍,传热面最高工作温度可降低500~600℃,相邻壁的间距可缩短至10mm,极大降低了温度梯度和温差应力^[1-3]。但纯铜价高、强度低、易变形、不耐磨、易被化学侵蚀,这些都严重限制纯铜冷却设备的发展,成为应用过程中急需解决的问题^[4]。

针对铜基高炉冷却设备的应用需求,研究在T2纯铜基体上堆焊304L不锈钢,不锈钢堆焊层可置于热面也可置于冷面^[5-6]。冷面堆焊层主要用于降低原料成本,提高结构强度,改善应力状态,抵抗基体变形;热面堆焊层主要用于提高受热面的强度、耐热性、耐磨性和耐化学侵蚀性^[7]。但铜与不锈钢的熔点、热导率、线膨胀系数、收缩率等热物理性能差异较大,在铜基表面堆焊不锈钢时,铜基体的热导率大,难以形成熔池,同时凝固收缩时易产生凝固裂纹,层间温度不合理容易导致高温液化裂纹以及界面渗透裂纹^[8]。

为解决铜-不锈钢异种金属结合困难的问题,实现在T2纯铜基体上堆焊304L不锈钢,采用MIG焊的方法进行堆焊试验,重点研究焊接电流、预热温度、活性剂对焊缝成形、焊缝缺陷、结合界面的影响。通过添加活性剂提高电弧能量密度、改善熔池流动状态,改变铜-不锈钢异种金属难以熔合的状况,降低预热温度,避免产生裂纹缺陷,形成优良的铜-不锈钢

异种金属结合界面。

1 实验部分

1.1 实验材料

基体材料为T2纯铜,厚度为10mm,其化学成分如表1所列。堆焊实验加工成尺寸规格为300mm×100mm×10mm的试板。堆焊层材料选择大西洋CHT304L不锈钢实心焊丝,焊丝直径为1.2mm,不锈钢焊丝的化学成分如表2所列。活性剂过渡层最初选择有无水CaF₂、Cr₂O₃、NaF、CaCl₂,但在焊前预热过程中CaF₂、CaCl₂会发生高温氧化变质现象,涂覆后再预热,在铜基体表面的覆盖效果不均匀。而Cr₂O₃、NaF预热后不发生变质,可以满足焊前预热的要求,因此最终选择Cr₂O₃、NaF为活性剂过渡层。活性剂过渡层根据其性能特点,通过丙酮或无水乙醇溶解后,利用软毛刷涂抹到未预热的试板上,涂覆厚度约为0.5mm,待丙酮或无水乙醇挥发后即可实现涂覆。

表1 T2纯铜主要化学成分

Table 1 Chemical composition of T2 pure copper

单位:%(质量分数)

元素	Cu	Sn	Bi	Pb	S	P	O
含量	99.90	—	0.001	0.005	0.005	—	0.04

注:“—”表示符合标准下无特殊要求。

表2 304L不锈钢主要化学成分

Table 2 Chemical composition of 304L stainless steel

单位:%(质量分数)

元素	Ni	Cr	Si	Mn	C	S	P	Fe
含量	8.00~11.00	18.00~20.00	≤1.00	≤2.00	≤0.03	≤0.030	≤0.035	余量

1.2 堆焊实验方法

堆焊实验设备采用麦格米特公司的Artsen Plus系列全数字IGBT逆变CO₂/MAG/MIG多功能工业重载焊机,焊接方法采用MIG焊。焊前依次用百洁布和W28(01)型号的砂纸对待焊表面进行机械清理,清理完成后用无水乙醇擦拭表面后放入超声波清洗机中进行丙酮超声波清洗。焊前预热通过箱式电阻炉加热到预热温度并保温20min,利用手持红外测温仪测得试板整体达到预热温度后取出并立即进行焊接。

工艺参数优化时,主要分析不锈钢堆焊层的成

形及铜与不锈钢结合界面的情况,因此实验采用304L焊丝在T2纯铜上进行单道堆焊,分析单道焊缝的熔合情况、焊缝成形、焊接缺陷、结合界面。由于Artsen Plus系列焊机主要采用一元自匹配模式焊接,其焊接电压、送丝速度可以根据焊接电流自行调节,因此主要需要优化的工艺参数为预热温度与焊接电流。对于二因素不同水平特征的参数分析优化,选择单因素轮换法可以有效分析各因素的影响规律和交叉作用。首先确定基础工艺参数为预热400℃,焊接电流290A,气体流量15L/min,依次调整研究焊接电流与预热温度,并基于前期优化结果加入Cr₂O₃、

NaF 活性剂过渡层, 11 组实验的工艺参数如表 3 所列。

表 3 堆焊实验工艺参数

Table 3 Parameters of overlaying welding experiment

实验序号	预热温度/°C	焊接电流/A	活性剂
1	400	290	—
2	400	320	—
3	400	350	—
4	0	320	—
5	500	320	—
6	600	320	—
7	700	320	—
8	0	320	Cr ₂ O ₃
9	400	320	Cr ₂ O ₃
10	0	320	NaF
11	400	320	NaF

注：“—”表示未添加活性剂。

1.3 焊后分析方法

焊后根据 GB/T 3246-2012 标准, 利用线切割机对焊后试样进行切割, 依次用 w28(01)、w10(04)、w5(06)、w2(10)型号的金相砂纸进行试样打磨, 再用颗粒直径为 1 μm 的金刚石抛光液和真丝绒抛光布在抛光机上抛光, 腐蚀试剂采用自行配制的 FeCl₃-HCl 水溶液(比例 5 g FeCl₃+20 mL HCl+100 mL H₂O), 分别腐蚀铜基板和不锈钢堆焊层, 对腐蚀后的试样, 采用 BMM-420V 型光学显微镜观察铜-不锈钢结合界面的组织形貌。利用舜宇光学 SZN 型连续变倍数码体视显微观察堆焊层

宏观形貌并测量熔深, 利用 DPT-8 型高灵敏度着色渗透探伤剂对焊后堆焊层表面进行渗透检测。利用 ZEISS-Sigma300 场发射扫描电镜对铜-不锈钢界面进行组织分析, 结合 OXFORD-EDS 进行元素分析及线扫描分析。利用 SCV-1000B/T 型维氏硬度计测量铜基体、堆焊层的显微硬度, 实验力为 9.808 N, 加载时间为 20 s。

2 结果与讨论

2.1 焊接工艺优化

首先优化焊接电流, 分析焊接电流对焊缝成形的影响, 其中 1[#]组为基础工艺参数预热 400 °C, 焊接电流 290 A, 气体流量 15 L/min, 在此基础上分别采用不同电流进行焊接, 堆焊均采用单道短弧焊, 手工控制焊接速度, 堆焊层宏观形貌如图 1 所示。经测量 1[#]组焊接电流为 290 A 时, 熔深为 1.4 mm(图 1(a)), 2[#]组焊接电流为 320 A 时, 熔深为 2.7 mm(图 1(b)), 3[#]组焊接电流为 350 A 时, 熔深为 4.0 mm(图 1(c))。在预热温度为 400 °C 的状态下, 随着电流增大熔深增加, 焊接电流增大 30 A 熔深变化量约在 1.3 mm, 说明电流强度对堆焊层的熔深影响明显。与此同时, 焊接电流改变时堆焊层整体熔合情况与余高形貌也会发生改变, 由图 1(a)可看出, 当焊接电流为 290 A 时, 焊接熔深较浅, 铜钢结合界面边缘(图 1(a)中虚线圆圈区域, 下同)存在未熔合区域, 堆焊层余高较大, 这说明此电流强度下堆焊层熔合不充分, 大部分堆焊金属虚堆在铜基体上; 由图 1(b)可看出, 当焊接电流为 320 A 时, 熔深与堆焊层余高比例相对合适, 铜钢结合界面边缘形成良好的熔合界面, 在后续焊道堆焊时可以通过调整搭接率实现多道堆焊的熔合; 由图 1(c)可看出, 当焊接电流为 350 A 时, 在堆焊层的上表面出现明显凹陷, 与此同时在焊接过程中观察到大量的金属飞溅, 堆焊层成形不良。因此, 后续的实验选择适中的焊接电流, 即 320 A。

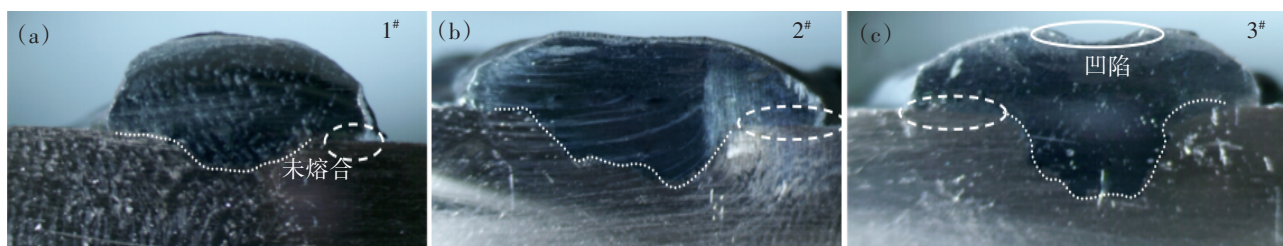


图 1 不同电流堆焊层宏观形貌: (a) 400 °C, 290 A; (b) 400 °C, 320 A; (c) 400 °C, 350 A

Fig.1 Macroscopic morphology of surfacing layer at different currents:

(a) 400 °C, 290 A; (b) 400 °C, 320 A; (c) 400 °C, 350 A

图 2 所示为不同预热温度下堆焊层的宏观形貌,其中图 2(a)没有进行焊前预热,即采用 4[#]组工艺参数进行施焊,堆焊层经测量熔深为 2.4 mm;图 2(b)为预热 400 °C,即在 2[#]组工艺参数下的熔深为 2.7 mm;图 2(c)为预热 500 °C,熔深为 3.9 mm;图 2(d)为预热 600 °C,熔深为 4.5 mm;图 2(e)为预热 700 °C,熔深为 3.6 mm。结合堆焊层的形貌可以看出,随着预热温度升高,熔深具有升高的趋势,其中预热温度 400 °C 与不预热相比,熔深变化不大,这说明在预热温度低于 400 °C 时,预热的作用不明显。当预热温

度达到 500 °C 的时候,熔深显著增加,熔深较预热 400 °C 增加 1.2 mm,到预热 600 °C 时熔深最大。当预热温度达到 700 °C 时,熔深反而出现下降,结合堆焊层形貌可以看出,此时堆焊层熔宽显著增加。此时预热会使得熔池变宽,热影响区增大,熔化的不锈钢与铜基体的结合面增大,熔深降低,堆焊层形貌呈现“浅平状”。综合考虑焊缝成形情况,当预热温度为 600 °C 时,熔深最大,深宽比合理,堆焊层与铜基体呈现较好的结合形貌,堆焊层高度适中。因此,在未添加活性剂的情况下,预热温度为 600 °C 较为理想。

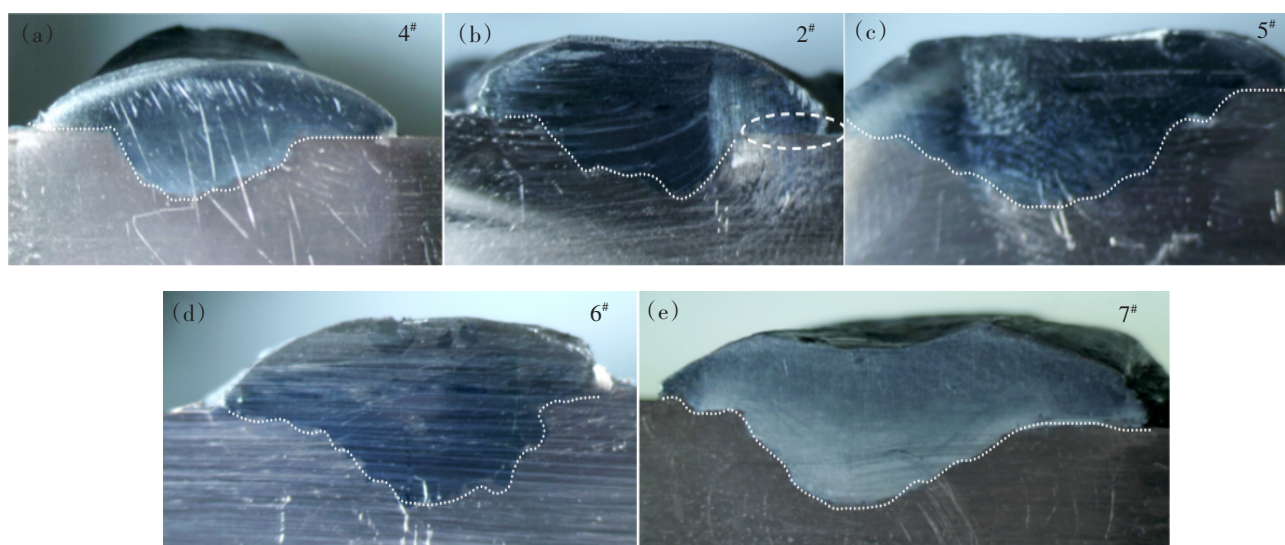


图 2 不同预热温度堆焊层宏观形貌:(a) 0 °C,320 A;(b) 400 °C,320 A;(c) 500 °C,320 A;
(d) 600 °C,320 A;(e) 700 °C,320 A

Fig.2 Macroscopic morphology of surfacing layer at different preheating temperatures:(a) 0 °C,320 A;(b) 400 °C,320 A;
(c) 500 °C,320 A;(d) 600 °C,320 A;(e) 700 °C,320 A

2.2 活性剂对焊缝成形的影响

为改善铜-不锈钢结合界面的成形情况,考虑在铜基体表面涂覆活性剂作为过渡层。由于添加活性剂可以提高电弧能量密度降低预热温度,因此考虑添加活性剂时在不预热和预热 400 °C 下进行实验对比分析。图 3 所示为添加活性剂的堆焊层宏观形貌,图 3(a)堆焊层的熔深为 5.1 mm,图 3(b)堆焊层的熔深为 8.1 mm,可以看出添加 Cr₂O₃ 活性剂过渡层可以有效提高熔深(相比工艺 4[#]的 2.4 mm,工艺 2[#]的 2.7 mm)。图 3(c)堆焊层的熔深为 1.26 mm,图 3(d)堆焊层的熔深为 5.0 mm,其中未预热时添加 NaF 非但没有增加熔深,反而较未添加过渡层时的熔深有所下降,但预热 400 °C 时添加 NaF 可以显著提高熔深。活性剂可以提高电弧能量密度主要是由于活性剂使电弧产生收缩^[9]。NaF 产生电弧收缩主要是因为其在电弧作用下,保护气体和活性剂发生电离产生电子和正离

子,在温度较低的弧柱区边缘,蒸发的活性剂原子捕捉电子形成负电性粒子,使电弧中的电子减少,最终导致电弧产生重新平衡造成阳极区区和等离子区的电流密度增加并使电弧收缩^[10];Cr₂O₃ 产生电弧收缩主要是因为其熔点很高,只有涂覆在电弧中心的活性剂才会分解形成电弧通道,因此电弧导电通道变窄,阳极斑点面积变小,导致电弧收缩^[11]。因此,活性剂的蒸发、电离与热解离是引发电弧收缩的基础,预热在提高基板温度时不仅增加了焊接热输入,也促使活性剂蒸发与解离,这使得在预热 400 °C 时,添加活性剂的堆焊层熔深均可以有效增加。而未预热时添加 NaF 的堆焊层熔深下降,这与氟化物分解情况以及电子结合能力有关,氟化物的添加也会使电弧产生膨胀现象^[12]。

活性剂增加熔深的机理另一方面主要是因为活性剂使得熔池流动状态发生改变,活性剂的添加可

以改变熔池表面张力梯度,使熔池产生由边缘向中心流动的表面张力流,这可以形成一个相对深而窄的焊缝,有效提高堆焊层熔深^[13-15]。在图3(b)和图3(d)的a区域,可以观察到存在泛铜现象,即在不锈钢堆焊层中夹杂着部分铜基体,这说明在熔池流动过程中,部分铜被卷入到熔池中心并最终与不锈钢一起凝固熔合形成焊缝,这可以证明活性剂的添加改变了堆焊过程中熔池的流动形态,使熔池由未添加活性剂时

的中心向边缘流动改变为边缘向中心流动。因此,熔池流动状态的改变是实验中添加活性剂导致焊缝熔深提高、成形质量改善的主要因素。对比图3(b)与图3(d),添加 Cr_2O_3 的a区域更加明显,分层更加清晰,说明 Cr_2O_3 对熔池流动形态的影响相比于 NaF 更加显著,因此 Cr_2O_3 的熔深增加较大。同时,添加 Cr_2O_3 的堆焊层深宽比合理,堆焊层与铜基体呈现较好的结合形貌。

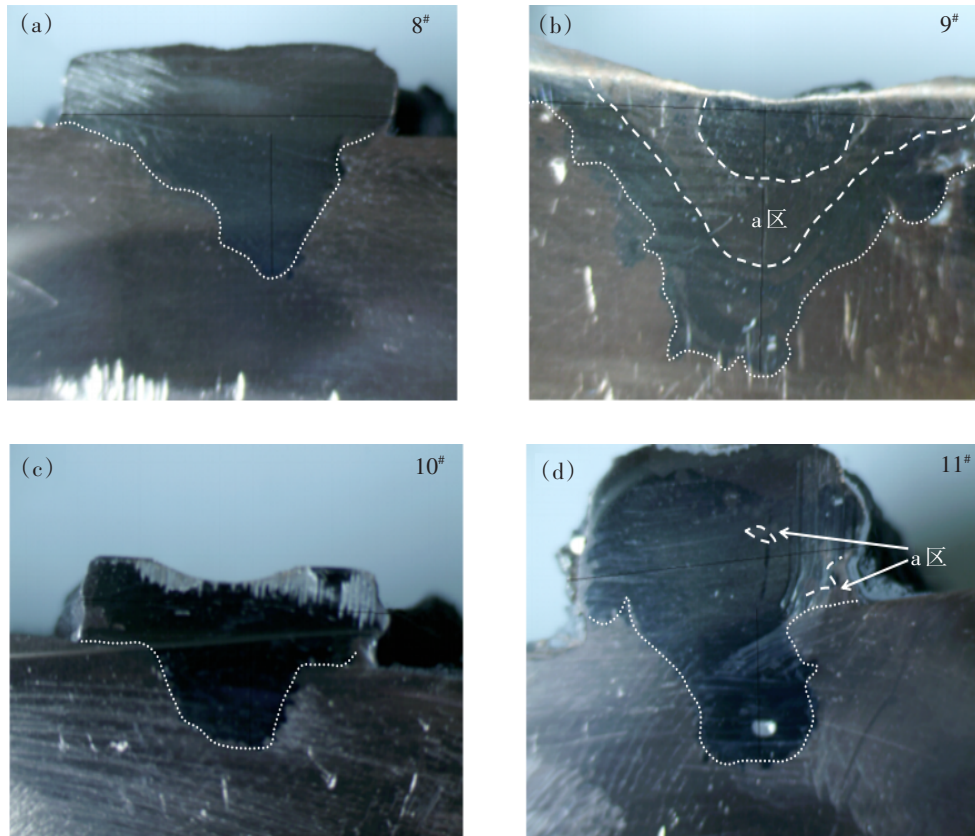


图3 添加活性剂堆焊层宏观形貌:(a) 0 °C, 320 A, Cr_2O_3 ; (b) 400 °C, 320 A, Cr_2O_3 ;
(c) 0 °C, 320 A, NaF ; (d) 400 °C, 320 A, NaF

Fig.3 Macroscopic morphology of surfacing layer with addition of active flux: (a) 0 °C, 320 A, Cr_2O_3 ;
(b) 400 °C, 320 A, Cr_2O_3 ; (c) 0 °C, 320 A, NaF ; (d) 400 °C, 320 A, NaF

2.3 宏观缺陷分析

通过堆焊工艺试验分析可以发现,当预热温度为400 °C时,焊接电流为320 A获得的堆焊层形貌较好,当选定焊接电流为320 A进一步优化预热温度,预热温度为600 °C时熔深进一步增加,深宽比合理。在添加活性剂过渡层后,结果表明添加 Cr_2O_3 ,预热400 °C,焊接电流320 A,是比较理想的工艺组合。因此采用这3种工艺参数进行堆焊,对焊后的堆焊层进行表面渗透检测,见图4。可以看出,当参数为400 °C、320 A时,堆焊层出现明显的裂纹缺陷(图4中a标注区域),其余2组参数焊后均无此类缺陷,焊

缝成形好。因此,当不添加活性剂过渡层时,优化的工艺参数为预热600 °C,电流320 A;如果添加活性剂过渡层,采用 Cr_2O_3 ,预热400 °C,电流320 A可得到理想的结果。

2.4 结合界面分析

对优化工艺参数后获得的铜-不锈钢结合界面进行分析,如图5所示。可以看出,铜侧为单相固溶体组织。当预热温度为400 °C,不添加活性剂时,铜-不锈钢过渡界面明显,过渡线条(即熔合区)清晰可见,共晶组织不明显,说明此时熔合区成分过渡突变大,结合界面相对较差。同时在结合界面可观察到多条



图 4 堆焊层渗透检测

Fig.4 Penetration detection of surfacing layer

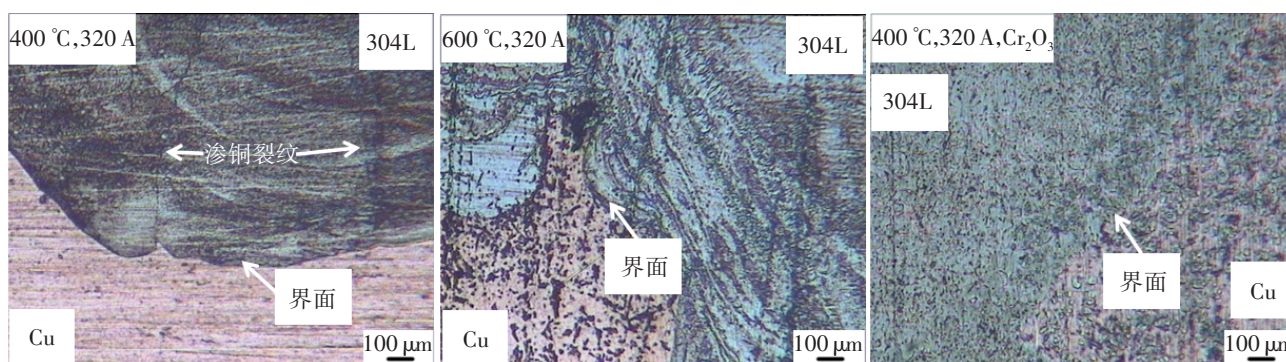


图 5 铜-不锈钢结合界面

Fig.5 Bonding interface between copper and stainless steel

裂纹(后文具体分析为渗铜裂纹),堆焊层由渗铜裂纹导致分块现象,说明渗透检测中观察到的裂纹主要是由于工艺不良导致的渗铜裂纹^[6]。当预热温度为 600 °C,不添加活性剂时,熔合线细小,与预热温度为 400 °C时不同,此时界面可观察到明显的铜-不锈钢互熔现象,并可观察到 Cu-Fe 有限互溶形成的共晶组织区域,结合界面呈现良好的冶金结合。当添加 Cr₂O₃ 活性剂后,过渡界面发生显著改变,界面不再是清晰平直的熔合线,熔合区呈现明显的 Cu-Fe 互

溶现象,并形成共晶组织。铜与不锈钢发生互熔,可以观察到在铜侧形成的富 Fe 相和不锈钢侧形成的富 Cu 相^[7]。说明添加 Cr₂O₃ 活性剂后结合界面不再分出明显的过渡层,结合界面形成原子结合的共晶组织, Cu-Fe 发生过渡互溶并形成一些新相,结合界面较未添加活性剂显著改善。因此添加 Cr₂O₃ 活性剂可改善铜-不锈钢界面的结合过渡情况。

图 6(a)所示为预热 400 °C、320 A 时观察到的裂纹,其 EDS 元素分析结果如表 4 所列。图 6(b)所示

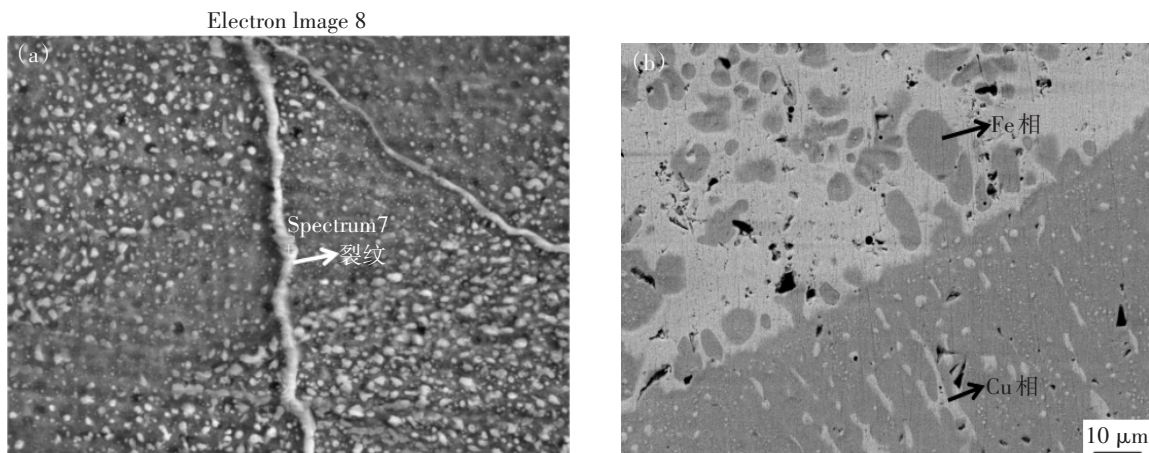


图 6 裂纹与 Cu/Fe 相:(a)渗铜裂纹;(b)Cu/Fe 相

Fig.6 Cracks and Cu / Fe phase: (a)Copper infiltration crack; (b)Cu/Fe phase

为 400 °C, 320A, 添加 Cr₂O₃ 活性剂的铜-不锈钢结合界面扫描电镜背散射图像, 在铜侧分布着球状富 Fe 相, 不锈钢侧分布着颗粒状富 Cu 相, 其 EDS 元素分析结果见表 4。可以发现, 在不锈钢堆焊层形成的裂纹, Cu 的质量分数可达 60.53%, 说明裂纹为渗铜裂纹。形成的主要原因是由于铜-不锈钢结合界面, 热导率及线膨胀系数相差较大, 因此结合界面会存在较大的拉应力。不锈钢熔点高于纯铜, 同时含有 Fe、Cr、Ni、B 等元素, 在焊接热循环作用下, 不锈钢侧会先于铜侧凝固并继续产生凝固收缩, Fe、Cr、Ni、B 等合金元素与杂质元素反应在晶界处形成低熔点共晶, 在拉应力作用下结合界面的晶界会产生微观裂纹, 此时结合界面处, 液态 Cu 浸润固态晶界, 并在毛细管作用下沿微裂纹和奥氏体晶界渗入不锈钢中。工艺不良导致 Cu-Fe 无法形成互溶的共晶组织, Cu 沿奥氏体晶界向堆焊层内部扩散, 熔化的 Cu 向不锈钢堆焊层扩散, 在拉应力作用下产

生宏观裂纹并扩展至表面^[18]。当预热温度升高至 600 °C 时, 熔池温度升高, 铜-不锈钢界面在熔池湍流的驱动下形成边缘不规则的过渡界面, 并在界面区域形成 Cu-Fe 共晶组织区域。而当添加 Cr₂O₃ 活性剂后, 这一现象发生显著改变, 结合界面可观察到 Cu-Fe 混溶区, 在铜侧分布着球状第二相, 其成分以 Cu 为主, 但含有 Fe、Cr、Ni, 为 Fe 溶于 ϵ -Cu 中形成的富铜相; 在不锈钢侧分布着颗粒状第二相, 其成分以 304 不锈钢原始成分为主, 但含有 9.35% 的 Cu, 为 Cu 溶于 γ -Fe 中形成的富 Fe 相^[19]。界面间发生的区域互溶及弥散分布的富铜、富铁相说明, 添加 Cr₂O₃ 活性剂过渡层后, 铜-不锈钢结合界面不仅发生了冶金结合, Cr₂O₃ 还使原子扩散更加充分。原子充分扩散可实现成分间的转移并转变形成新相。Cu-Fe 混溶区的形成有效避免 Cu 以裂纹形式向堆焊层扩散, 防止渗铜裂纹形成, 改善铜-不锈钢界面的结合状态。

表 4 EDS 分析结果

Table 4 Results of EDS analysis

单位: % (质量分数)

测试位置	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Ta	合计
裂纹	—	7.85	0.90	27.17	3.55	60.53	—	100.00
Cu 相	—	0.89	0.81	3.92	1.80	90.27	2.31	100.00
Fe 相	0.34	16.64	—	68.45	5.21	9.35	—	100.00

注: “—”表示无数据。

2.5 元素过渡分析

对结合界面 Cu、Fe 元素的过渡情况进行线扫描分析, 结果如图 7 所示。可以看出, 当工艺为预热 400 °C, 电流 320 A 时, 红绿两条线明显交叉分界, 说明此时熔合区成分过渡突变大, Cu、Fe 元素过渡区约为 100 μ m。当工艺为 600 °C、320 A 时, Cu、Fe 元素过渡区增大为 300 μ m, 此时 Cu、Fe 元素在过渡区出现互溶现象, 说明 Cu-Fe 在此区域内有限互溶并形成共晶组织。当工艺为 400 °C、320 A, 添加 Cr₂O₃ 活性剂时, 可以发现结合界面基本无法观察到成分突变的元素分界区, Cu-Fe 在线扫描分布图上呈现显著的交叉混溶, 即在结合界面形成的 Cu-Fe 混溶区, 这进一步说明添加活性剂后结合界面不再分出明显的过渡

层, Cu、Fe 可以在熔合区稳定存在, 并充分进行成分的扩散迁移, 在混溶区有 Cu、Fe 基体的相互混合现象, Fe 溶于 ϵ -Cu 中形成富铜相、Cu 溶于 γ -Fe 中形成富铁相^[20-21]。同时可以看到, 当工艺为 400 °C, 电流为 320 A 时, Cu 向堆焊层内部的过渡高于预热 600 °C, 而这种 Cu 的过渡与添加 Cr₂O₃ 活性剂又明显不同, 这主要是因为渗铜裂纹的出现使得 Cu 沿奥氏体晶界向堆焊层及表面扩散。因此, 添加 Cr₂O₃ 活性剂不仅可以使电弧产生收缩, 还能够改变熔池的流动形态, 这一方面可以增加焊缝熔深, 在较小的热输入下形成良好的焊缝, 另一方面还可以改善结合界面的过渡状态, 形成 Cu-Fe 元素稳定的混溶区, 避免渗铜裂纹的产生。

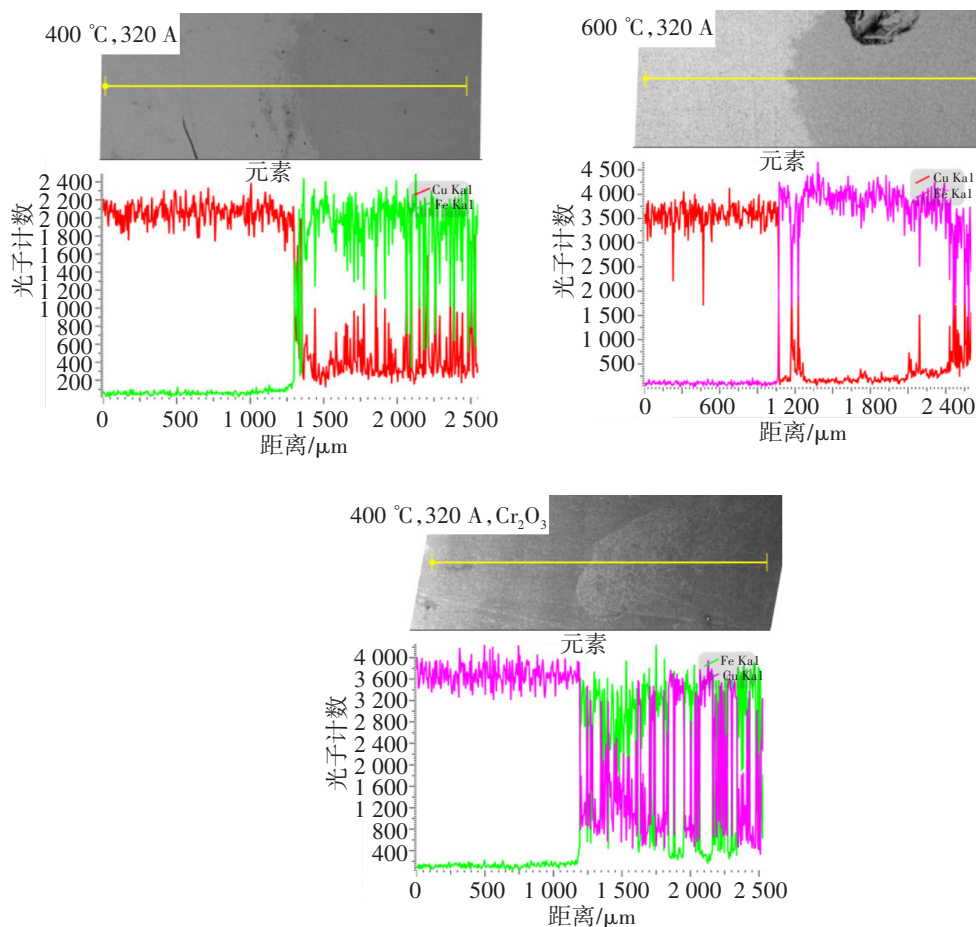


图7 结合界面Cu/Fe元素分布

Fig.7 Distribution of Cu / Fe in bonding interface

3 应用与展望

在冷却壁、风口中套等铜/钢复合高炉冷却设备中,不锈钢作为冷面层,铜作为热面层,可以在铜基良好导热的基础上发挥不锈钢复合层良好的机械性能,铜/钢结合界面发挥着传递载荷、抵抗变形的作用,铜层仅仅是满足导热需要,不需考虑纯铜设计中的强度和刚度问题。在冷却壁进出水管与壁体焊接过程中,铜-不锈钢结合界面产生渗铜裂纹会导致冷却壁因漏水失效。同时结合界面的结合状态和结合强度是应用过程中影响使用寿命的重要指标。铜/钢复合冷却壁使用过程中壁体温度较纯铜冷却壁升高约 220 °C,但由于钢层增加了强度,采用铜/钢复合冷却壁较纯铜冷却壁等效应力由 370 MPa 降为 266 MPa,应变量降至 1%~2%,此时结合界面的最大等效应力可达 140~150 MPa,若此时结合界面未产生良好的冶金结合,则容易在结合处开裂^[1-2]。

在风口小套中使用不锈钢作为热面层,可以提高表面耐高温熔蚀和抗磨刷能力,从而提升使用寿

命。对实验中不锈钢堆焊层进行显微硬度测试,T2 纯铜基体平均 HV 硬度为 45.48,不锈钢堆焊层平均 HV 硬度为 176.75,硬度约为纯铜的 4 倍。因此在纯铜风口小套内壁堆焊 304L 不锈钢,可实现内壁表面的强化。

4 结论

1) T2 纯铜基体堆焊 304L 不锈钢,不添加活性剂时,理想的工艺参数为预热 600 °C,焊接电流 320 A。添加 Cr₂O₃、NaF 活性剂过渡层可以有效提高堆焊层熔深。但添加 Cr₂O₃ 活性剂的作用更好。添加活性剂理想的工艺为添加 Cr₂O₃、预热 400 °C,焊接电流 320 A。

2) NaF 活性剂增加熔深机理主要是促使电弧收缩,但当未预热时添加 NaF 活性剂会使电弧发生膨胀的反作用。添加 Cr₂O₃ 既可以促使电弧收缩,又可以改变熔池流动状态,使熔池产生由边缘向中心流动的表面张力流。

3) 添加 Cr₂O₃ 活性剂,铜-不锈钢结合界面形成

Cu-Fe元素的混溶区, Fe溶于 ϵ -Cu中形成的富铜相、Cu溶于 γ -Fe中形成的富铁相, 可以避免堆焊层和过渡界面产生渗铜裂纹, 铜与不锈钢结合相较未添加活性剂得到有效改善。

参考文献:

- [1] 席军, 马祥, 黄雅彬, 等. 铜钢复合冷却壁在包钢2号高炉的工业试验[J]. 炼铁, 2018, 37(6):40-42.
- [2] 刘奇, 程树森, 牛建平, 等. 铜钢复合冷却壁传热及热应力分析[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 523-533.
- [3] 刘奇, 程树森, 赵宏博, 等. 铜钢复合冷却壁热变形分析[J]. 工程科学学报, 2016, 38(1): 108-117.
- [4] 刘贻玲, 郑明贵. 中国铜产业链结构升级效果评价[J]. 有色金属科学与工程, 2022, 13(5): 120-126.
- [5] 闫丽峰. 铜钢复合冷却壁的特点及应用效果[J]. 炼铁, 2021, 40(5): 49-52.
- [6] 王明磊. 复合冷却壁技术开发应用[J]. 冶金设备, 2010(增刊1): 102-103.
- [7] 陆隆文, 胡坚, 张海鸥, 等. 面向高炉风口小套长寿化的表面堆焊工艺[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(5): 469-473.
- [8] SGRI S G, NAZARZADEH M, SHARIFITABAR M, et al. Gas tungsten arc welding of CP-copper to 304 stainless steel using different filler materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(12): 2937-2942.
- [9] PRILUTSKY V P, AKHONIN S V. TIG welding of titanium alloys using fluxes[J]. Welding in the World Le Soudage Dans Le Monde, 2013, 58(2):1-7.
- [10] PATEL N P, VORA J J, BADHEKA V J, et al. Review on the use of activated flux in arc and beam welding processes[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 43: 916-920.
- [11] KUO M, SUN Z, PAN D. Laser welding with activating flux[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2013, 6(1):17-22.
- [12] KAUL R, GANESH P, SINGH N, et al. Effect of active flux addition on laser welding of austenitic stainless steel[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2013, 12(2): 127-137.
- [13] 王小博, 杨立军, 石文玲, 等. 6061铝合金薄板低功率活性Nd:YAG激光焊的作用机理[J]. 机械工程学报, 2013, 49(4):37-43.
- [14] KURTULMUS M. Activated flux TIG welding of austenitic stainless steels[J]. Emerging Materials Research, 2020, 9(4): 1041-1055.
- [15] HUANG Y, YUAN Y, FENG Y, et al. Effect of activating flux Cr_2O_3 on microstructure and properties of laser welded 5083 aluminum alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 150: 1-5.
- [16] ZHANG H, JIAO K X, ZHANG J L, et al. Experimental and numerical investigations of interface characteristics of copper/steel composite prepared by explosive welding[J]. Materials & Design, 2018, 154: 140-152.
- [17] CHENG Z, HUANG J, Ye Z, et al. Microstructures and mechanical properties of copper-stainless steel butt-welded joints by MIG-TIG double-sided arc welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 265: 87-98.
- [18] ROY C, PAVANAN V V, VISHNU G, et al. Characterization of metallurgical and mechanical properties of commercially pure copper and AISI 304 dissimilar weldments[J]. Procedia Materials Science, 2014, 5:2503-2512.
- [19] RAMACHANDRAN S, LAKSHMINARAYANAN A K. An insight into microstructural heterogeneities formation between weld subregions of laser welded copper to stainless steel joints [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(3): 727-745.
- [20] YAO C, XU B, ZHANG X, et al. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint[J]. Optics & Lasers in Engineering, 2009, 47(7/8):807-814.
- [21] SINGH G, SAXENA R K, SUNIL PANDEY. Investigating the effect of arc offsetting in AISI 304 stainless steel and copper welding using gas tungsten arc welding[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2021, 43(3):174.

(责任编辑:王庆龙)