

## 焊接工艺与微合金化对铝青铜堆焊组织及性能的影响

宁少晨<sup>1</sup>, 程 战<sup>1</sup>, 周 雄<sup>2</sup>, 周吉发<sup>1</sup>, 王文静<sup>1</sup>, 孙 瀚<sup>1</sup>

(1. 中国机械总院集团 宁波智能机床研究院有限公司, 浙江 宁波 315700; 2. 江西铜业技术研究院有限公司, 江西南昌 330096)

**摘要:** 针对异质材料连接界面反应复杂、结合面应力集中和严重影响材料焊接性能等问题, 本文研究了冷金属过渡工艺(CMT)、脉冲工艺及微合金化对S215和S216铝青铜堆焊组织与结合强度的影响。结果表明, 两种焊接模式下铝青铜-钢基体界面均实现良好的冶金结合, 结合强度断面均发生在铜侧。S215在CMT模式下, 焊接热输入量小, 焊接后所得到的 $\alpha$ 相组织更细小、第二相弥散, 其结合强度相较于脉冲模式提升约38 MPa。S216在相同的焊接参数下, 所得结果与S215相反。在S216合金中, 随着Mn和Ni元素的固溶加入, 合金熔点降低, 相同焊接参数下焊接热量更多地被钢基体吸收。因而, 在脉冲模式下, 钢基体中的Fe元素向铜基钎料扩散并占据主导地位, 扩散引起的异质形核与晶界处Fe元素富集钉扎作用, 使得 $\alpha$ 相晶粒呈现为细小的柱状晶与等轴晶, 位错钉扎进一步加剧, 结合强度相较于CMT模式提升约32 MPa。

**关键词:** 铝青铜; 冷金属过渡焊接; 脉冲焊接; 显微组织; 结合强度

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2025.05.010

中图分类号: TG113.263 文献标识码: A 文章编号: 1009-3842(2025)05-0083-08

液压缸是结构简单、应用最普遍的液压执行机构。油缸内壁作为液压缸的重要组成部分, 在运行过程中因活塞杆的往复运动容易出现拉伤、磨损和锈蚀, 导致液压油缸举力下降。工业上常采用堆焊技术, 以普通刚性碳钢材料为基体, 增材制造稀缺或高强金属, 以兼顾基体材料性能与增材金属的特殊性能<sup>[1-4]</sup>。

异质材料的连接有助于利用不同材料的属性, 达到降本增效的效果。但由于异质材料间组分、熔点、热膨胀系数及导热系数的差异, 易引起异质材料间难润湿、界面反应复杂、生成脆性化合物及结合面应力集中等问题, 严重影响异质材料的焊接质量<sup>[5-8]</sup>。

冷金属过渡(CMT)焊接、脉冲焊接是常用的异质增材制造工艺。CMT焊接在几乎无电流的状态下进行熔滴过渡, 显著降低了焊接热输入量, 减少了焊接热影响区, 焊接变形得到有效控制, 但CMT焊接工艺因热输入量减少, 基体与合金的熔合性较弱。与CMT焊接相比, 脉冲焊接的焊缝强度和连接可靠性得到提升, 但由于熔滴过渡过程中热输入量有所增加, 大大加剧了焊接飞溅, 且可能产生咬边缺陷。

广西柳州钢铁集团有限公司开展了将铝青铜焊丝S215通过熔化及惰性气体保护焊(MIG)堆焊至Q345基体上的研究, 以实现托架体的减摩耐磨性。研究发现: 焊接电流过小时, S215与基体融合性不好; 焊接电流过大时, 焊接飞溅严重且易产生气孔、裂纹和夹渣等缺陷<sup>[9]</sup>。刘广超<sup>[10]</sup>将铝青铜粉末通过等离子弧堆焊机堆焊至20钢表面时发现: 当焊接电流为90~130 A时, 可形成良好的冶金结合, 但界面熔合区存在明显差异; 当焊接电流为90 A时, 因热输入量较小, 元素扩散较弱, 不足以使母材与合金粉形成完好的过渡层, 结合强度较低; 随着电流上升至130 A, 热输入量增大, 熔池剧烈波动, 母材中Fe元素扩散至铝青铜一侧, 结合性提高。可见不同的合金材料匹配适合的焊接工艺, 对异质材料的连接具有重要影响, 但关于CMT焊接与脉冲焊接对S215和S216电弧增材堆焊及堆焊后的结合强度的报道较少。本文拟通过CMT模式、脉冲模式及微合金化在低碳钢表面增材制造铝青铜涂层, 探索不同焊接工艺对组织及性能的影响, 以实现碳钢-铝青铜异质材料的高质量连接。

收稿日期: 2024-12-05; 修订日期: 2025-01-22

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFB3401100)资助

作者简介: 宁少晨(1994—), 男, 山西运城人, 硕士, 工程师, 研究方向: 先进减摩耐磨材料及增材制造技术, E-mail: 851432622@qq.com

## 1 实验

### 1.1 增材制造涂层的制备

实验基体材料选择30 mm厚的Q235钢板,成分如表1所示。在进行冷金属过渡焊之前,用180#砂纸对其表面进行打磨去除氧化铁皮,用无水乙醇擦拭去除其表面油污,用烘干箱烘干后备用。堆焊材料选用 $\Phi 1.2$  mm的S215和S216焊丝,成分如表2所示。堆焊实验在福尼斯CMT advanced 4000型设备中进行,焊接模式选择CMT模式、脉冲模式,保护气体为氩气,送丝速度为6.9 m/min,焊接速度为0.48 m/min。

表1 Q235钢板主要成分

Table 1 Main components of Q235 steel plate (%)

| 成分   | C    | Mn  | Si  | P    | S    | Fe |
|------|------|-----|-----|------|------|----|
| 质量分数 | 0.16 | 0.4 | 0.3 | 0.02 | 0.01 | 余量 |

### 1.2 显微组织与物相表征

增材制造样品表面涂覆完成后,使用线切割在基体上按尺寸需要切割试样。在进行显微组织观察前,采用100#, 400#, 1000#, 2000#和3000#砂纸对试样截面进行打磨,采用自动抛光机对试样截

表2 S215和S216主要成分

Table 2 Main components of S215 and S216 (% , mass fraction)

| 牌号   | Al   | Fe  | Ni  | Mn  | Cu |
|------|------|-----|-----|-----|----|
| S215 | 9.5  | 0.8 | —   | —   | 余量 |
| S216 | 10.0 | 0.7 | 2.6 | 2.0 | 余量 |

面进行抛光。采用以10 g  $\text{FeCl}_3$ , 2 mL HCl和98 mL无水乙醇配制的腐蚀剂腐蚀铝青铜。采用100 mL酒精和4 mL  $\text{HNO}_3$ 腐蚀碳钢。采用金相显微镜、扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)对堆焊试样进行组织与物相分析。

### 1.3 硬度与结合强度测试

采用维氏硬度计进行硬度检测,试验力为5 kg,保压时间为10 s。采用电子万能试验机进行结合强度测试,测试试样根据国家标准ISO 4386-2: 2012中《轴承金属层厚度大于或等于2 mm的粘结破坏性试验》制备,试样示意图如图1所示,加工尺寸如表3所示。结合强度计算公式为:

$$R = \frac{F_{\max}}{A} \quad \text{式(1)}$$

式中, $R$ 为结合强度, $F_{\max}$ 为试验力, $A$ 为结合面面积。

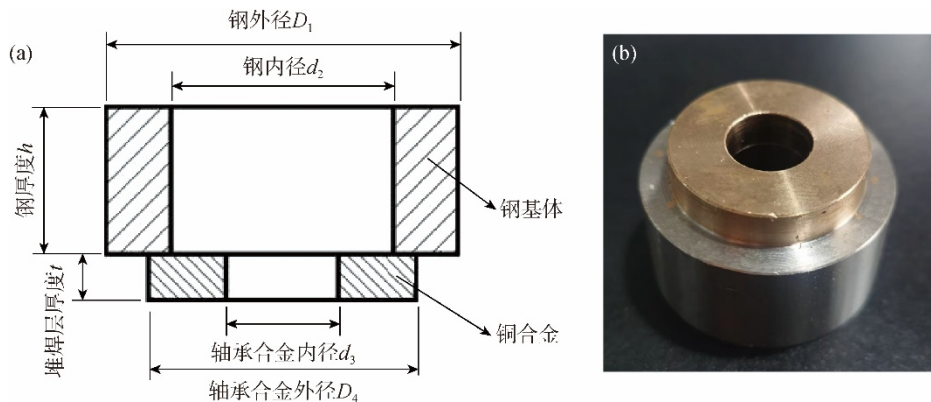


图1 结合强度试样:(a)示意图;(b)实物图

Fig.1 Bonding strength specimen: (a) Schematic diagram; (b) Sample image

表3 结合强度试样尺寸

Table 3 Specimen size for bonding strength testing

| 试样    | 粘结面积<br>$A/\text{mm}^2$ | 钢外径<br>$D_1/\text{mm}$ | 钢内径<br>$d_2/\text{mm}$ | 轴承合金内径<br>$d_3/\text{mm}$ | 轴承合金外径<br>$D_4/\text{mm}$ | 钢厚度<br>$h/\text{mm}$ | 堆焊层厚度<br>$t/\text{mm}$ |
|-------|-------------------------|------------------------|------------------------|---------------------------|---------------------------|----------------------|------------------------|
| T 200 | 200                     | 38.0                   | 24.0                   | 12.1                      | 28.8                      | 30                   | 5                      |

## 2 结果与讨论

S215和S216铝青铜焊丝在CMT与脉冲焊接模式下堆焊至低碳钢表面,金相组织图像如图2所示。S215与S216在不同焊接模式下晶粒均以柱状晶生长。其中,S215在CMT焊接模式下的柱状晶更细小,脉冲焊接模式下柱状晶更粗大。这是因为脉冲焊接模式下热输入量增大,同样的散热条件下其熔覆层热量更高,晶粒有充足的时间生长,

从而形成粗大的柱状晶,其基体的 $\alpha$ 相与 $\gamma_2$ 相组织均大于CMT模式下的组织。而在S216中,随着Ni和Mn合金元素的加入,Ni和Mn能更多的固溶于 $\alpha$ 相中,提高 $\alpha$ 相的合金化程度,显著降低铝青铜的共析转变温度,细化晶粒,因而S216堆焊后的金相显微组织更细小,但与S215不同,其脉冲焊接模式下的显微组织细于CMT模式,这可能与钢基体元素向铝青铜一侧扩散密切相关。

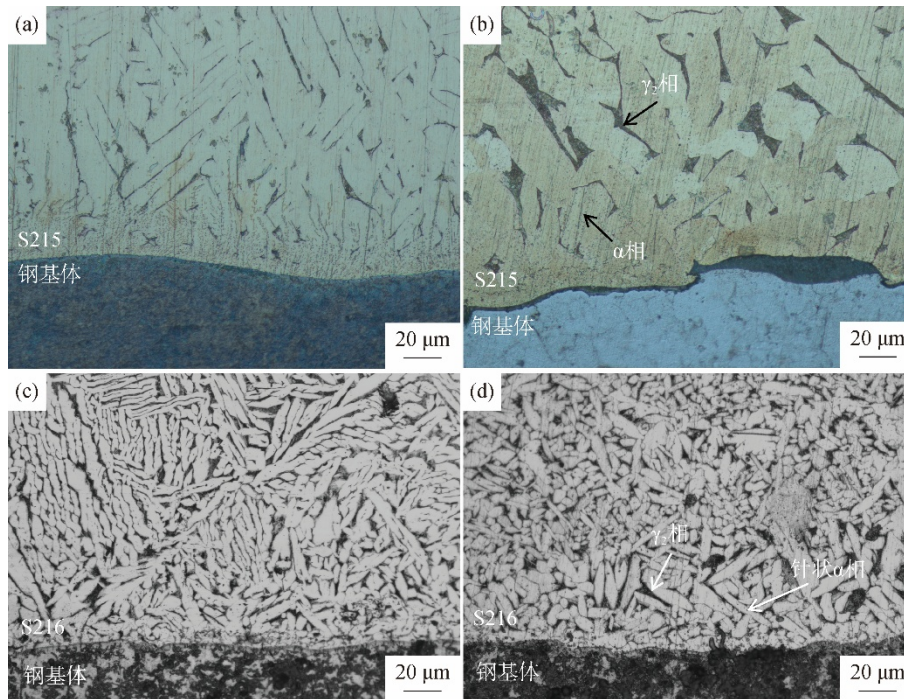


图2 (a,b) S215和(c,d) S216在不同焊接模式下的金相组织图像: (a, c) CMT焊接; (b, d) 脉冲焊接

Fig.2 Microstructure images of (a,b) S215 and (c,d) S216 under different welding modes: (a, c) CMT welding; (b, d) Pulse welding

对堆焊前后的碳钢基体进行组织观察,结果如图3所示。堆焊前的碳钢基体由铁素体与珠光体组成,如图3(a)所示。电弧增材后,焊缝组织与熔合处组织受电弧吹力作用,促进熔滴过渡,细化了碳钢基体组织。但CMT电弧增材与脉冲增材间存在差异。CMT电弧增材后,由于热输入量减少,铜-钢结合界面的铁素体更细小,珠光体分布更分散。脉冲焊接后,由于热输入量相较CMT增大,其熔合处组织相比CMT模式有增大的趋势,与S215的组织呈现相同的趋势。后续进行的结合强度试验发现,断裂界面均发生在铜合金一侧,表明碳钢的强度大于熔合区与铝青铜。

不同焊接模式下,第二相尺寸、过渡层厚度差异显著。S215合金在CMT焊接模式下的第二相更加细小弥散,脉冲焊接模式下的第二相更加粗大集中,这与焊接时的热输入量密切相关。通过对结合试样进行线扫描(见图4)可以发现,在钢-铜过渡层,合金元素发生了相互扩散,但不同模式下过渡层厚度不同,CMT焊接模式下的过渡层厚度约为 $5\ \mu\text{m}$ ,脉冲焊接模式下的过渡层厚度约为 $10\ \mu\text{m}$ 。根据菲克第二定律,扩散系数会随着扩散温度升高而增大,从而引起原子的扩散量增加<sup>[11]</sup>。扩散系统见式(2)。

$$D = D_0 e^{-\frac{E}{RT}} \quad \text{式(2)}$$

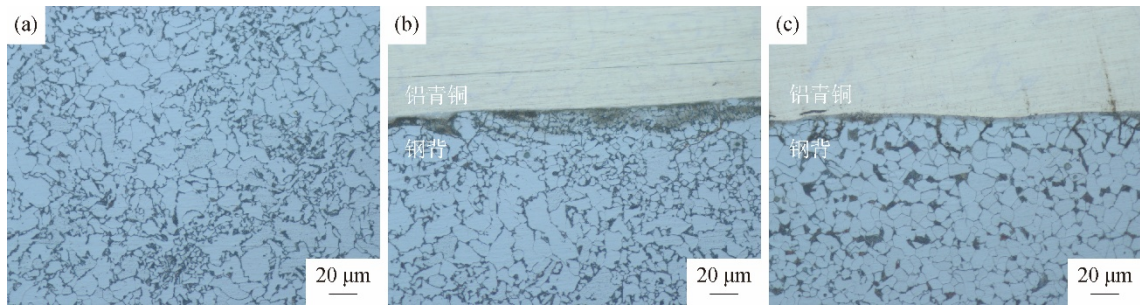


图3 堆焊前后碳钢基体组织图像: (a)碳钢组织; (b)CMT堆焊后的碳钢组织; (c)脉冲堆焊后的碳钢组织

Fig.3 Microstructure of steel substrate before and after welding: (a) Microstructure of steel matrix; (b) Microstructure of steel after CMT welding; (c) Microstructure of steel after pulse welding

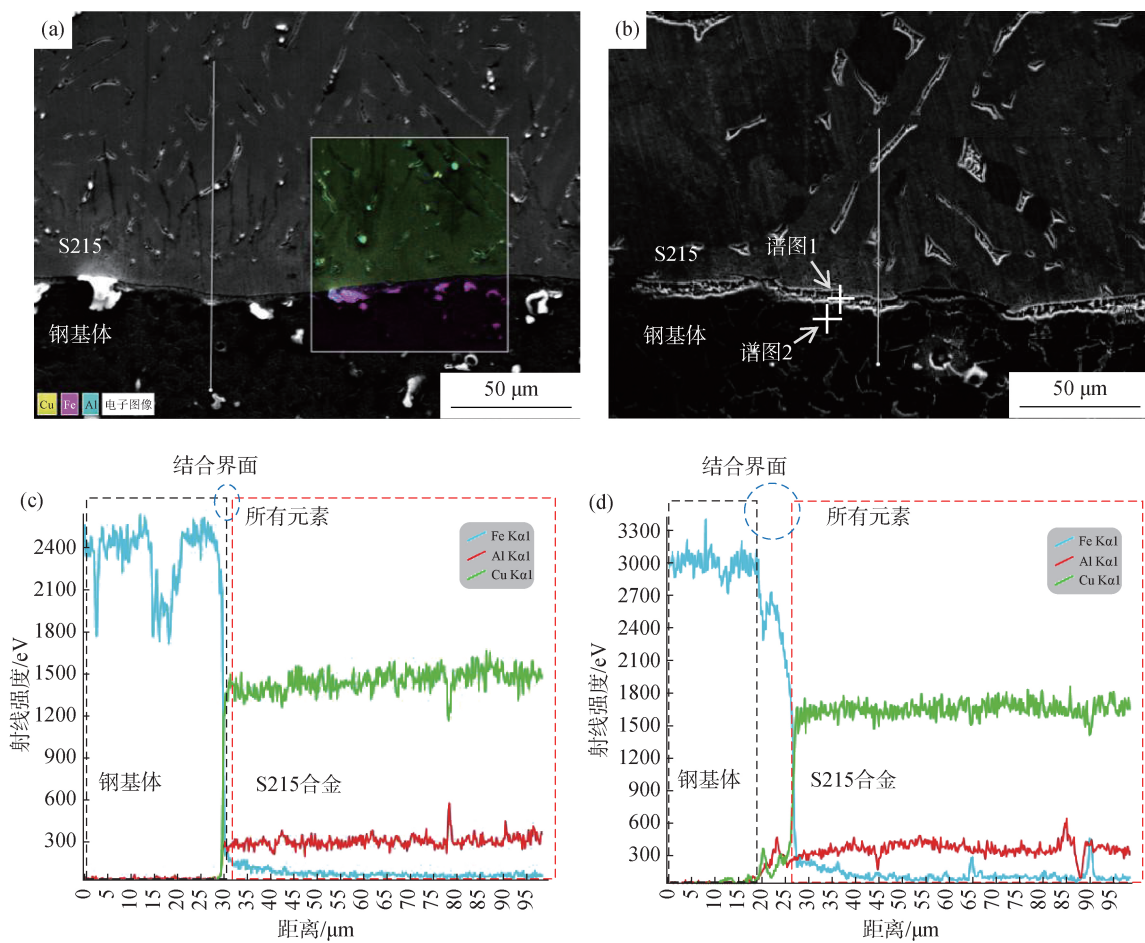


图4 S215在不同焊接模式下的SEM图像及线扫描结果: (a)CMT焊接的SEM图像; (b)脉冲焊接的SEM图像; (c)CMT焊接的铜-钢结合处线扫描结果; (d)脉冲焊接的铜-钢结合处线扫描结果

Fig.4 SEM images and line scan of S215 under different welding modes: SEM images of a joint for (a) CMT welding and (b) pulse welding; Line scan of copper-steel joint for (c) CMT welding and (d) pulse welding

式中,  $D$ 是扩散系数,  $D_0$ 是扩散系数的前置因子,  $\epsilon$ 是扩散激活能,  $k$ 是气体常数,  $T$ 是绝对温度。

采用EDS对局部区域进行成分测试, 结果如表4所示。在过渡区1处, Cu质量分数为80.8%, Fe质量分数为16.2%, Al质量分数为3.0%。在钢

基体区域2处, Cu质量分数为0.7%, Fe质量分数为98.6%, Al质量分数为0.7%。结果表明, 在焊接过程中, 液态铜钎料与钢基体间元素会发生相互扩散, 并在结合部位形成钢基体与铜钎料的过渡区。在焊接瞬时高温的作用下, 少量钢基体被熔化

并与铜钎料融合,形成过渡区。除过渡区外,铜钎料中也存在Cu和Al元素向钢基体扩散和钢基体中的Fe元素向铜钎料过渡的现象。对S215在脉冲模式下的组织做面扫分析,结果如图5所示,元素分

布结果可验证熔合区发生了元素的扩散。与此同时,发现在第二相处Al元素含量骤降,Fe元素含量骤升,表明Fe元素易在晶界处发生聚集<sup>[12-14]</sup>。

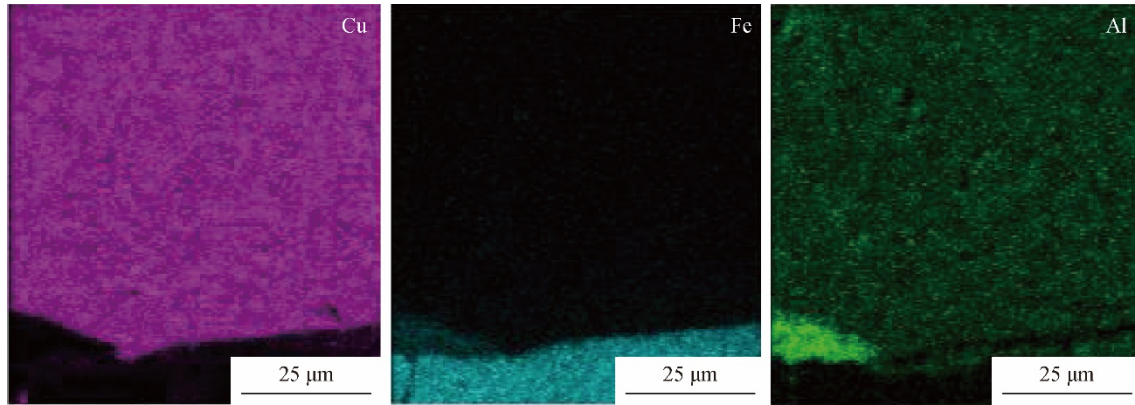


图5 S215在脉冲模式下的面扫元素分布图

Fig.5 Distribution of surface elements in S215 under pulse mode

表4 S215结合界面的EDS分析结果

Table 4 EDS analysis results of S215 bonding interface (% ,mass fraction)

| 区域  | Cu   | Fe   | Al  |
|-----|------|------|-----|
| 图谱1 | 80.8 | 16.2 | 3.0 |
| 图谱2 | 0.7  | 98.6 | 0.7 |

针对S216合金,对焊接后的结合试样进行扫描分析,结果如图6所示,发现在钢-铜结合区域形成了约5 μm的过渡区域。为进一步确认元素组成,对局部区域进行能谱分析,结果如表5所示,发现过渡区域3的元素为Fe 78.4%, Cu 13.0%, Al 6.2%, Mn 1.3%和Ni 1.0%;过渡区域4的元素分布

为Fe 86.5%, Cu 12.6%和Mn 0.9%。与S215不同的是,其过渡区域以Fe元素为主,而S215堆焊后的过渡区域元素以Cu元素为主。这可能是由于在S216合金中,合金元素Ni和Mn固溶于α固溶体,原有的金属键被破坏,内能增大,从而引起合金熔点降低。在同一焊接参数下,焊接时多余的热量被钢基体吸收,从而引起钢基体熔化,在电弧的搅拌作用下,熔化的铁被卷入熔池中,形成过渡区域,从而使过渡区域的元素以Fe元素为主、熔覆铜钎料元素为辅。在铜钎料一侧,谱图6处的元素分布为Fe 6.6%, Cu 80.8%, Al 8.7%, Mn 1.9%和Ni 2.0%,这表明钎料熔点降低,使得更多的焊接

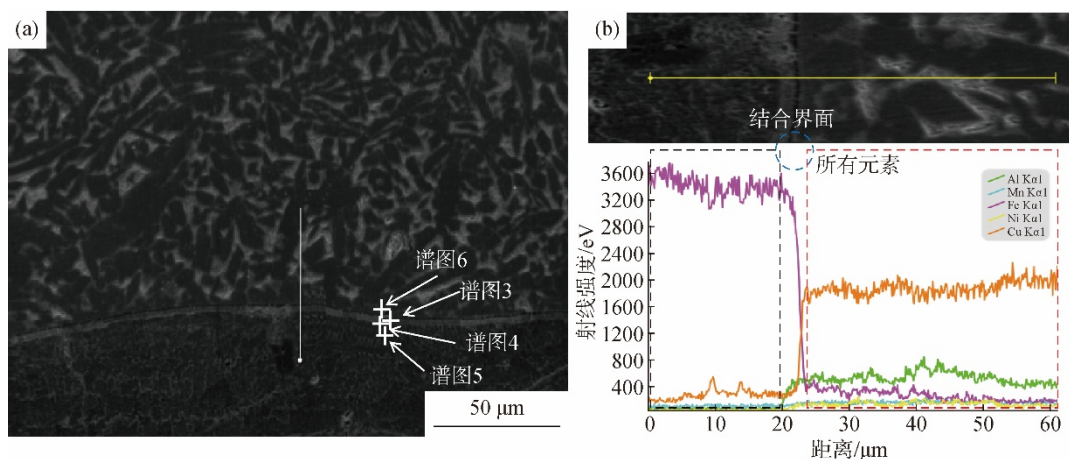


图6 S216在脉冲模式下的(a)SEM图像及(b)线扫描图谱

Fig.6 (a) SEM image and (b) line scan patterns of S216 under pulse mode

热量被钢基体吸收,导致基体Fe元素的扩散加剧。在基体中的Fe元素与钎料中的Fe元素的共同作用下,一方面Fe作为形核质点,大大增加了液态铜钎料中的形核;另一方面,凝固过程中第二相Fe元素的富集阻碍了晶粒长大,从而使晶粒以胞状树枝晶及细小的等轴晶组成,进而使得脉冲焊接模式下的晶粒比CMT模式下的晶粒更细小。

表5 S216结合界面的EDS分析结果

Table 5 EDS analysis results of S216 bonding interface (% , mass fraction)

| 区域  | Fe   | Cu   | Al  | Mn  | Ni  |
|-----|------|------|-----|-----|-----|
| 图谱3 | 78.4 | 13.0 | 6.2 | 1.3 | 1.0 |
| 图谱4 | 86.5 | 12.6 | —   | 0.9 | —   |
| 图谱5 | 87.5 | 11.3 | —   | 1.2 | —   |
| 图谱6 | 6.6  | 80.8 | 8.7 | 1.9 | 2.0 |

由Cu-Al二元相图可知,铝青铜合金微观组织中一般含有 $\alpha$ 相、 $\beta$ 相、 $\gamma_2$ 相、 $\beta'$ 相。 $\alpha$ 相为Al在Cu基体中形成的置换固溶体,它的存在使合金显现出较高的塑性。 $\beta$ 相是 $\text{Cu}_3\text{Al}$ 为基体的固溶体,具有较高的塑性和较高的硬度。当温度在 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 以上,冷却速率 $<6\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 时, $\beta$ 相会发生共析反应,转变成 $\alpha$ 相和 $\gamma_2$ 相, $\gamma_2$ 相是以 $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ 为基体的固溶体。若冷却速度较大, $\beta$ 相会转变为同素异形体 $\beta'$ 相, $\beta'$ 相强度、硬度较高,但塑性较差<sup>[15-17]</sup>。由Cu-Al-Fe三元合金相图可知,S215中Al质量分数为9.5%,Fe质量分数为0.8%,余量为铜,其室温组织为 $\alpha$ 相和 $\gamma_2$ 相<sup>[10-12]</sup>。S216的成分为Al质量分数10%、Fe质量分数0.7%、Ni质量分数2.6%、Mn质量分数2.0%。由Cu-Al-Fe三元相图可知,当Al质量分数为10%、Fe质量分数为0.7%时,室温组织为 $\alpha$ 相+ $\gamma_2$ 相。Mn元素能固溶于 $\alpha$ 固溶体,提高 $\alpha$ 相的合金化程度,显著降低铝青铜的共析转变温度。Ni元素除能提高共析转变温度外,还能改变 $\alpha$ 相的形态。当Ni质量分数较低时, $\alpha$ 相呈针状;当Ni质量分数达3%时转变为片状<sup>[18-22]</sup>。

将S215和S216堆焊至钢基体表面后,对钢-铜界面进行结合强度检测,结果如表6所示。S215在CMT模式下,铜-钢结合面平均结合强度为528 MPa,在脉冲焊接模式下,铜-钢结合面平均结合强度为490 MPa,且两组结合试样断面均发生在

铜侧,说明在过渡层处铜-钢间实现了冶金结合,其结合处的强度大于铜钎料的强度。异质材料间的结合强度与晶粒度、第二相尺寸及分布、异质界面反应生成的化合物属性、异质界面间冶金结合性密切相关。S215在CMT焊接模式下,焊接热量输入减小, $\alpha$ 相更细小,晶界面积增大,第二相弥散分布于晶界处。当外力作用发生形变时,使得应力场和位错产生作用,第二相的钉扎阻碍位错运动,此时需要更多的能量使晶粒发生变形,从而使得结合强度提高。

表6 S215和S216与钢基体堆焊后的结合强度

Table 6 Bonding strength between S215/S216 and steel substrate after welding

| 编号       | 合金牌号 | 焊接模式 | 1-1     | 1-2    | 1-3    | 1-4    | 均值     |
|----------|------|------|---------|--------|--------|--------|--------|
|          |      |      | 试验载荷/kN | 102.77 | 99.99  | 102.70 | 105.01 |
| 结合强度/MPa | S215 | CMT  | 528     | 519    | 528    | 538    | 528    |
|          |      | 脉冲   | 482     | 405    | 490    | 585    | 490    |
| 试验载荷/kN  | S216 | CMT  | 99.87   | 97.02  | 101.2  | 99.90  | 99.49  |
| 结合强度/MPa |      |      | 517     | 505    | 526    | 520    | 517    |
| 试验载荷/kN  | S216 | 脉冲   | 105.12  | 115.68 | 108.52 | 110.02 | 109.83 |
| 结合强度/MPa |      |      | 539     | 580    | 527    | 550    | 549    |

S216在CMT模式下,铜-钢结合面平均结合强度为517 MPa,在脉冲模式下,铜-钢结合面平均结合强度为549 MPa。在S216合金中,Mn和Ni溶质原子均固溶于Cu基体中,当基体快速冷却时,溶质原子在金属中的溶解度降低,但无法快速析出而引起晶格点阵畸变,使得合金的强度提高。S215合金在同一焊接条件下,随着基体中热输入量的增加,基体中出现少量渗透裂纹。这是由于低碳钢晶界存在物理、化学性质不均匀的特性,晶界畸变能高,局部应力集中。当液态铜钎料与低碳钢紧密接触时,液态铜会向低碳钢晶界渗透,导致低碳钢沿晶界产生裂纹。随着液态铜的渗入,进一步降低了晶界原子间的结合力,从而引起裂纹扩展,导致合金的强度降低。两者的综合作用,使得CMT模式下S216结合强度略低于S215。在脉冲模式下,随着热输入量的增加,Fe元素扩散相比焊接裂纹扩展占据主导优势,Fe元素促进异质形核以及在晶界处的聚集钉扎作用,使得合金晶粒

更细小。与此同时, Mn和Ni元素的固溶进一步提升了合金的抗变形能力。在二者的综合作用下, S216在脉冲模式下结合强度大幅提升。综上所述, 利用CMT增材制造技术可将S215和S216合金熔覆于煤机设备液压支架。其中, S215在CMT焊接模式下、S216在脉冲模式下, 碳钢基体与铜合金可实现良好的冶金结合, 且结合强度最高, 使得油缸内壁的碳钢基体兼具铜合金良好的耐磨性与优异的耐腐蚀性能, 不但可以延长油缸的使用寿命, 而且修复的成本相对于整体更换的成本大幅降低。

### 3 结 论

1) S215和S216在CMT、脉冲两种焊接模式下, 铜-钢界面均发生良好的冶金结合, 断面均发生在铜侧, 表明界面结合强度均大于熔覆层铝青铜的强度。

2) S215在CMT模式下, 随着焊接热输入量减小, 焊接后所得到的熔覆层 $\alpha$ 相更细小及第二相弥散, 变形过程中位错的钉扎作用增强, 使其结合强度相较于脉冲模式提升约38 MPa。

3) S216合金中, 随着Ni和Mn元素的加入, 基体 $\alpha$ 相固溶度增加, 合金熔点降低。在同一焊接参数下, 多余的热量被基体吸收, 促进Fe元素的扩散, 使得S216中的 $\alpha$ 相更细小, 第二相更弥散。在脉冲模式下, 随着热输入量的进一步增大, Fe元素的扩散占据主导地位, 其异质形核与晶界处Fe元素聚集钉扎作用增强,  $\alpha$ 相晶粒呈细小的柱状晶与等轴晶, 钉扎位错进一步加剧, 结合强度相较于CMT模式提升约32 MPa。

4) 不同合金牌号应选择不同的堆焊工艺, 以达到理想的堆焊效果。S215在CMT模式下, 热输入量低占据主导地位, 组织细小弥散引起力学性能提升; S216在脉冲模式下, 元素扩散占据主导地位, 元素固溶及组织位错钉扎引起力学性能提升。

#### 参考文献:

- [1] 孙建波, 周建溢, 焦玉凤, 等. Cu/Al复合材料界面组织与性能的研究进展[J]. 铜业工程, 2023(5): 25-35.
- [2] 龙伟民, 张雷, 程亚芳. 铝与铜连接技术的研究[J]. 金属加工(热加工), 2008(12): 47-49.
- [3] 刘胜光, 李应焕, 陈帅峰, 等. 复杂多组元Cu-Cr-Zr-Ni-Si-Co-Zn合金时效析出动力学研究[J]. 铜业工程, 2024(5): 1-10.
- [4] 刘劲松, 汤旭晶, 王松伟, 等. 铜铬系合金研究和展现状[J]. 铜业工程, 2023(4): 39-51.
- [5] 雷振, 秦国梁, 林尚扬, 等. 铝与钢异种金属焊接的研究与发展概况[J]. 焊接, 2006(4): 16-20.
- [6] 付志鸿, 肖人志. 轴上铝青铜的堆焊[J]. 机械工人, 2002(3): 20-21.
- [7] LIN G Y, WANG L, XU X Z, et al. Effect of solution and aging treatment on microstructure and properties of QAl9-4-3 aluminum bronze [J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 679-686.
- [8] SERINO M, MASUMOTO H, ASADA A, et al. Diffusion bonding of aluminum bronze to stainless steel and improvement of the weldability [J]. Transactions of the Japan Welding Society, 1991, 22: 57-65.
- [9] 杨华, 刘凤伟, 陈君, 等. 柳钢轧机托架体Q345钢基体上铝青铜的焊接工艺[J]. 装备制造技术, 2016(12): 85-87.
- [10] 刘广超. 铜合金与低碳钢异种材质焊接研究[J]. 金属加工(热加工), 2024(10): 61-64.
- [11] 王大锋. 高铝青铜熔敷层组织及其界面元素扩散特性研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2013.
- [12] 何艳艳, 李文生, 吴学军, 等. 元素扩散对高铝青铜喷焊层显微组织及摩擦性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 143-149.
- [13] KAPLAN M, YILDIZ A K. The effects of production methods on the microstructures and mechanical properties of an aluminum bronze [J]. Materials Letters, 2003, 57(28): 4402-4411.
- [14] 张鹤. 铁对高铝青铜组织和摩擦磨损性能的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2007.
- [15] 潘明财, 周杰, 郭顺, 等. 铜/钛异种金属焊接微观组织及力学性能研究[J]. 铜业工程, 2023(2): 1-7.
- [16] 姜琪, 孙利星, 张艺豪, 等. QAl10-4-4/TC6双金属连接界面组织与力学性能分析[J]. 铜业工程, 2024(1): 45-53.
- [17] 刘舒婕. 热扩散对高铝青铜涂(熔)敷层组织及摩擦性能的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2016.
- [18] 杨宁, 杨帆. 激光熔覆工艺及熔覆材料进展[J]. 铜业工程, 2010(3): 56-58.
- [19] 徐建林, 喇培清, 陈超, 等. 铸造铝青铜合金Cu-14Al-4Fe-Mn的摩擦磨损性能[J]. 摩擦学学报, 2004, 24(5): 438-442.

- [20] 施睿贇, 丁凯, 吕堂祺, 等. 20钢-铝青铜焊接接头的显微组织和硬度 [J]. 上海金属, 2020, 42(2): 27-32.
- [21] 范雪茹, 凡双玉, 谢磊, 等. Cu元素添加对Fe基非晶合金结构-性能影响的研究进展 [J]. 铜业工程, 2023(2): 15-27.
- [22] 乐顺聪, 黄剑, 郭诚君, 等. 添加Ag对Cu-15Ni-8Sn合金组织及性能的影响 [J]. 铜业工程, 2022(2): 13-17.

## Microstructures and Properties of Aluminum Bronze with Welding Process and Microalloying

NING Shaochen<sup>1</sup>, CHENG Zhan<sup>1</sup>, ZHOU Xiong<sup>2</sup>, ZHOU Jifa<sup>1</sup>, WANG Wenjing<sup>1</sup>, SUN Han<sup>1</sup>

(1. Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd., China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, China; 2. Jiangxi Copper Technology Institute Co., Ltd., Nanchang 330096, China)

**Abstract:** In response to issues such as complex interface reactions, concentrated stress on the bonding surface, and severe impact on the welding performance of heterogeneous materials, the effects of cold metal transfer (CMT) process, pulse process, and microalloying on the microstructures and bonding strength of S215 and S216 aluminum bronze were studied. The results indicated that both welding modes achieved good metallurgical bonding at the interface of aluminum bronze and steel matrix, and fractures occurred on the copper side. In CMT mode, as the welding heat input decreased, the microstructures of S215 were affected. The  $\alpha$  phase was finer and the second phase was more dispersed. Bonding strength increased by about 38 MPa compared with the pulse mode. Under the same welding parameters, the results obtained for S216 were opposite to those obtained for S215. In S216 alloy, with the solid solution addition of Mn and Ni elements, melting point of the alloy decreased, and more welding heat was absorbed by the steel matrix under the same welding parameters. Therefore, in pulse mode, the diffusion of Fe element from the steel matrix to the copper-based brazing filler metals dominated. Heterogeneous nucleation and Fe element enrichment at grain boundaries by Fe element diffusion shaped  $\alpha$  phase grains to be fine columnar and equiaxed. Pinning of dislocations was further intensified, increasing bonding strength by about 32 MPa over CMT mode.

**Key words:** aluminum bronze; cold metal transfer welding; pulse welding; microstructure; bond strength

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2025.05.010

**引文格式:** 宁少晨,程战,周雄,周吉发,王文静,孙瀚. 焊接工艺与微合金化对铝青铜堆焊组织及性能的影响 [J]. 铜业工程, 2025(5): 83-90.

NING Shaochen, CHENG Zhan, ZHOU Xiong, ZHOU Jifa, WANG Wenjing, SUN Han. Microstructures and properties of aluminum bronze with welding process and microalloying [J]. Copper Engineering, 2025(5): 83-90.