

DOI: 10. 11973/jxgccl230493

## 焊接速度对铝合金/铜激光熔钎焊接头组织及性能的影响

周海波<sup>1</sup>, 蒋翔<sup>2</sup>, 周宇浩<sup>3</sup>

(1. 江苏航运职业技术学院船舶与海洋工程学院, 南通 226010; 2. 南通中远海运川崎船舶工程有限公司, 南通 226005; 3. 江苏科技大学材料科学与工程学院, 镇江 212003)

**摘要:** 采用激光熔钎焊在不同焊接速度(4, 5, 6, 7, 8 mm·s<sup>-1</sup>)下对5052铝合金和T2铜进行对接焊, 研究了焊接速度对接头宏观形貌、显微组织、显微硬度、抗拉强度及拉伸断裂机理的影响。结果表明: 随着焊接速度增加, 激光熔钎焊接头的焊缝成形先变优后变差, 当焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时焊缝成形最佳; 随着焊接速度增加, 接头中树枝状Al-Cu共晶组织变少, Zn-Al共晶组织变多, 当焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时接头铜侧界面反应区出现Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub>和Al<sub>2</sub>Cu金属间化合物, 熔焊区由α-Al固溶体、η-Zn固溶体、Al-Cu共晶组织和Zn-Al共晶组织组成; 随着焊接速度增加, 铝合金/铜激光熔钎焊接头熔焊区硬度变化不大, 铜侧界面反应区硬度下降, 接头抗拉强度先增大后减小, 拉伸断裂模式按照解理断裂、准解理断裂、韧性断裂、准解理断裂顺序依次变化, 当焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时抗拉强度(212 MPa)最大, 接头发发生韧性断裂。

**关键词:** 铝/铜异种金属接头; 激光熔钎焊; 焊接速度; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG456.7

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3738(2024)10-0085-07

## 0 引言

铜因具有优良的导电性以及良好的导热性和耐腐蚀性, 广泛应用于变压器、开关设备、断路器的电气布线和元件<sup>[1]</sup>、船舶中管道和供暖系统、电机、发电机、动力传输系统和汽车的刹车片线等<sup>[2-4]</sup>。但我国的铜资源比较匮乏, 价格昂贵, 而铝土矿资源储量丰富, 并且铝合金的导电性仅次于铜, 同时具有密度小、导热性好、耐腐蚀性强等优点, 因此以铝代铜或者铝/铜复合以降低成本, 符合国家生产战略。

铝/铜复合结构的连接方式主要包括机械连接和焊接连接。机械连接需使用额外连接件, 会增加结构质量, 降低结构精度, 相比之下, 焊接无需额外连接件, 且能够提供更紧密的连接, 减小间隙和误差, 从而提高结构的精度, 因此成为异种金属复合结构连接的关键技术之一。然而, 铝合金和铜的物理、化学等性能差异较大, 采用传统的熔化焊时二者的熔化和凝固不同步, 焊接难度较大, 不能实现高质量连接<sup>[5-7]</sup>。此外, 铝合金和铜都极易氧化而在焊接时形成夹杂物, 破坏接头连续性; 铝合金和铜的导热性较好, 焊缝凝固速率较快, 反应气体来不及逸出,

易形成气孔; 铝合金和铜异种金属焊接时还易形成Al-Cu脆性金属间化合物, 恶化焊接接头性能。目前, 可以实现铝合金和铜高质量连接的方法主要包括钎焊、扩散焊、超声波焊、搅拌摩擦焊和熔钎焊。其中, 熔钎焊因热量集中、易于控制、可以有效调控异种金属界面处脆性金属间化合物的生成, 在异种金属连接方面具有优越性<sup>[8]</sup>。彭迟等<sup>[9]</sup>采用Zn-Al钎料对T2铜和LF6防锈铝进行等离子弧熔钎焊, 获得了焊缝表面无裂纹、气孔等缺陷, 抗剪强度可达175.5 MPa的铝合金/铜熔钎焊接头。石珂等<sup>[10]</sup>研究表明, 焊接电流为60 A下制备的5052铝合金/T2铜脉冲旁路耦合电弧熔化极惰性气体保护熔钎焊接头的抗拉强度达到最大, 为167.7 MPa。

目前, 关于铝/铜激光熔钎焊的研究主要集中在焊缝成形评价<sup>[11-14]</sup>、接头力学性能及接头腐蚀试验<sup>[15-17]</sup>等方面, 而有关焊接速度对接头影响的研究较少。焊接速度是激光熔钎焊的重要工艺参数之一, 对焊接接头质量有着重要影响。为此, 作者采用XR-FC22S药芯焊丝, 对5052铝合金和T2铜进行异种金属对接激光熔钎焊, 研究了焊接速度对熔钎焊接头的宏观形貌、显微组织、显微硬度、抗拉强度及拉伸断裂机理的影响, 旨在为铝合金/铜复合结构件的应用提供理论依据。

收稿日期: 2023-10-17; 修订日期: 2024-09-26

基金项目: 南通市科技项目(JC12022094)

作者简介: 周海波(1984—), 女, 江苏海安人, 讲师, 硕士

## 1 试样制备与试验方法

焊接母材为5052铝合金和T2铜,市售,尺寸均为100 mm×60 mm×2 mm,力学性能见表1;焊丝为XR-FC22S药芯焊丝(Zn85Al15),药芯钎剂成分为Cs-Al-F,焊丝直径为1.6 mm。母材与焊丝的化学成分(质量分数/%)见表2。

表1 母材的力学性能

Table 1 Mechanical properties of base metals			
材料	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	显微硬度/HV
5052 铝合金	210~230	12~20	53
T2 铜	270	35	94

采用IPG YLS-6000-S2-TR型光纤激光器进行激光熔钎焊,采用MIG型焊机辅助送丝,焊接过程如图1所示。5052铝合金和T2铜均不开坡口,根部间隙在0.1~0.3 mm,背面加装固定夹具,强制背面焊缝成形;激光束方向与母材成75°,送丝方向与母材成45°自动送入,保护气为纯度99.99%的氩气,

气体流量为15 L·min<sup>-1</sup>,激光功率为2 400 W,离焦量为4 mm,送丝速度为2 m·min<sup>-1</sup>,焊接速度分别为4,5,6,7,8 mm·s<sup>-1</sup>。

在焊接接头上垂直于焊接方向制取金相试样。采用ZEISS Axioskop 2 MAT型光学显微镜(OM)观察截面宏观形貌以及未经上述处理的焊缝表面及背面宏观形貌。采用ZEISS Merlin Compact型场发射扫描电镜(SEM)观察显微组织,并用配套的能谱仪(EDS)分析微区成分。沿5052铝合金和T2铜界面将接头切开,采用XRD-6000型X射线衍射仪(XRD)对铝合金侧和铜侧界面进行物相分析,铜靶,K<sub>α</sub>射线,工作电压为40 kV,电流为30 mA,步长为0.5°。采用KB30S型全自动维氏硬度计测试硬度,测试点间距为0.3 mm,载荷为2 N,保载时间为30 s。根据GB/T 2651—2008,在接头上以焊缝为中心制备尺寸120 mm×12 mm×2 mm的拉伸试样,采用YJ-8619型万能试验机进行拉伸试验,拉伸速度为3 mm·min<sup>-1</sup>,采用ZEISS EVO18型扫描电镜观察拉伸断口形貌。

表2 母材和焊丝的化学成分

Table 2 Chemical composition of base metals and welding materials							
材料	质量分数/%						
5052 铝合金	余	2.48	0.17				≤0.5
T2 铜				≥99.90	0.005	0.005	0.04
XR-FC22S 药芯焊丝	14.85	0.10		0.25		余	0.5

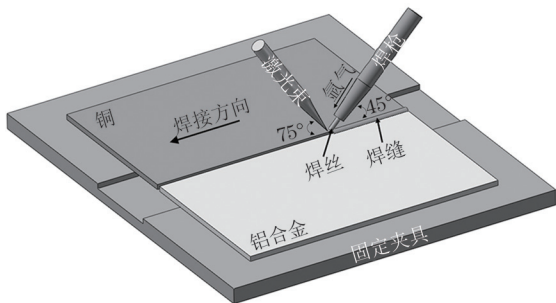


图1 5052 铝合金/T2 铜激光熔钎焊示意  
Fig. 1 Schematic of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 宏观形貌

在铝合金/铜熔钎焊过程中,熔点较低的铝合金母材和焊丝在热源作用下熔化形成液态金属,填充间隙并在铜表面进行润湿铺展,最终使铝合金和铜之间形成冶金结合。由图2可见:当焊接速度为4 mm·s<sup>-1</sup>时,接头正面焊缝断续不平滑,出现塌陷

现象,背面焊缝断续不均匀,有较大的焊瘤,这是因为此条件下焊接热输入较大,5052铝合金母材和焊丝的熔化量较大,在正面出现塌陷,并在背面形成焊瘤;当焊接速度增加至5 mm·s<sup>-1</sup>时,焊接热输入略有减小,正面焊缝成形变好,但背面出现焊穿现象且余高较高;当焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时,正面焊缝平滑、饱满、连续,背面焊缝也较连续且没有明显缺陷;当焊接速度增加至7~8 mm·s<sup>-1</sup>时,正面焊缝不够饱满,铺展情况较差,出现咬边等缺陷,这是因为焊接速度过快导致热输入过低,使得5052铝合金母材和焊丝熔化量较小。综上,当焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时,5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头的焊缝成形最佳。

### 2.2 显微组织

由图3可见:焊接速度6 mm·s<sup>-1</sup>下激光熔钎焊接头的焊缝中心主要由树枝状晶构成。由表3和图4推测:铜侧界面反应区均存在Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub>相(B点)和Al<sub>2</sub>Cu相(C点),这类脆性金属间化合物会恶化接头

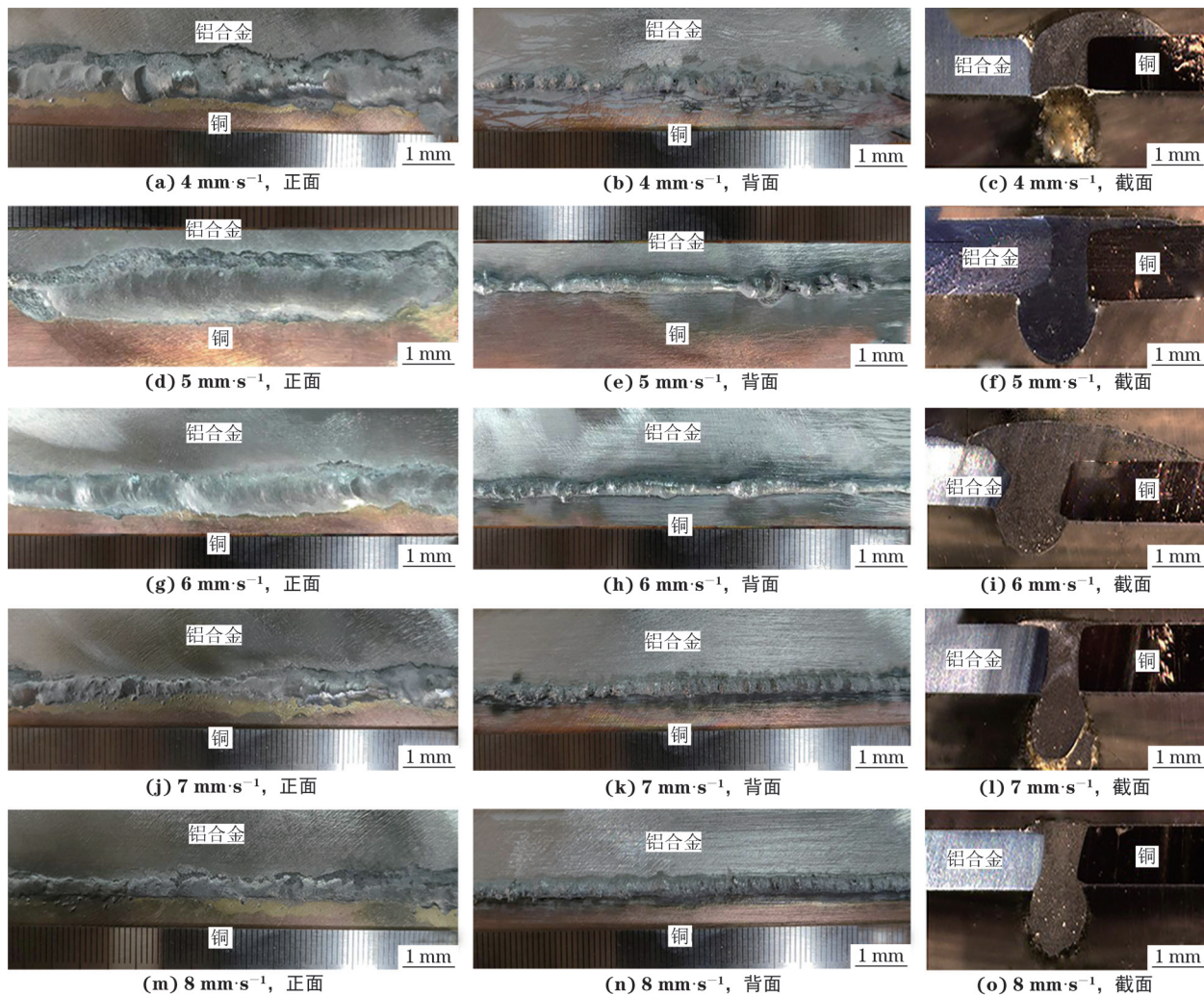
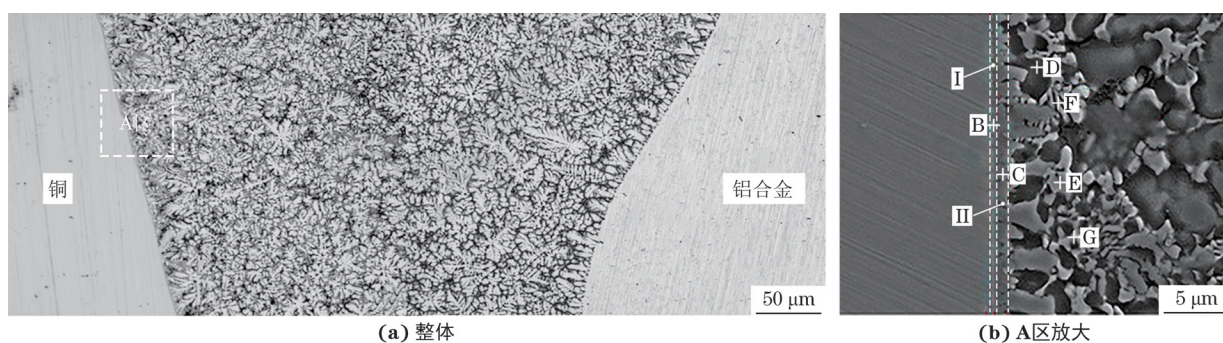


图2 不同焊接速度下 5052 铝/T2 铜激光熔钎焊接头的宏观形貌

Fig. 2 Macromorphology of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joints under different welding speeds:

(a, d, g, j, m) front face; (b, e, h, k, n) back face and (c, f, i, l, o) cross section

图3 焊接速度为  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时 5052 铝合金/T2 铜激光熔钎焊接头的截面微观形貌Fig. 3 Cross-section micromorphology of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at welding speed of  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ :

(a) overall and (b) enlarged area A

的力学性能; 熔焊区深灰色区域(D点)、浅灰色颗粒状区域(E点)、灰白色枝晶区域(F点)、浅灰色枝晶区域(G点)分别为 $\alpha$ -Al固溶体、 $\eta$ -Zn固溶体、Al-Cu共晶组织和Zn-Al共晶组织。

由图5可见: 当焊接速度为  $4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 铝

合金/铜接头熔焊区组织主要由粗大的树枝状晶体和深灰色的共晶组织组成, 共晶组织主要由 $\alpha$ -Al固溶体和Al-Cu化合物组成; 随着焊接速度增加至  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 激光熔钎焊热输入降低, 熔焊区中的树枝晶变成雪花状, 并且形成大量颗粒状 $\eta$ -Zn固溶体,

表3 图3(b)中不同位置的EDS分析结果  
Table 3 EDS scanning results at different positions in Fig. 3(b)

区域	测点	原子分数/%		
		Al	Cu	Zn
铜侧界面反应区	B	25.62	66.51	7.87
	C	66.52	21.83	11.65
熔焊区	D	96.89	1.96	1.15
	E	1.91	1.78	96.31
	F	66.35	23.24	10.41
	G	36.92	1.76	61.32

同时产生Zn-Al共晶组织;不同焊接速度下接头的铜侧界面反应区均由靠近铜侧较为平直的I层和靠近熔焊区颗粒状物质构成的II层构成,随着焊接速

度增加,I层的厚度变化不大,约为1 μm,II层的厚度逐渐减小。

2.3 显微硬度

由图6可见:不同焊接速度下,接头的截面显微硬度分布变化规律相似,熔焊区和界面反应区的硬度远高于两侧母材,在160~210 HV,最大值均出现在铜侧界面反应区,这是因为铜侧界面反应区主要由硬度高的Al-Cu脆性金属间化合物构成。随着焊接速度增加,熔焊区硬度变化不大,铜侧界面反应区硬度逐渐下降,当焊接速度为4 mm·s<sup>-1</sup>时最大,为210 HV。

2.4 拉伸性能

当焊接速度分别为4, 5, 6, 7, 8 mm·s<sup>-1</sup>时,5032铝合金/T2铜激光熔钎焊接头抗拉强度分别为

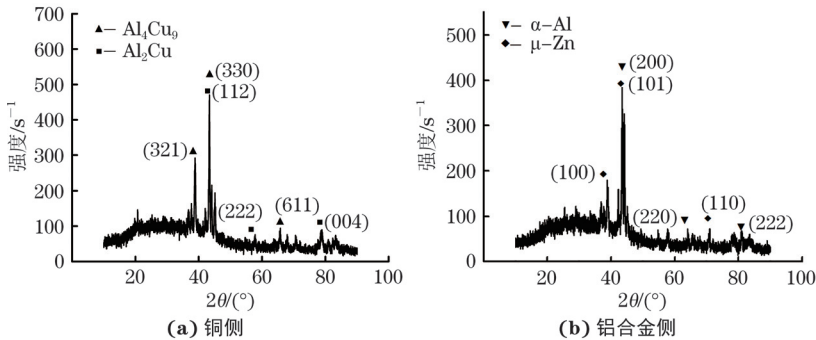


图4 焊接速度为6 mm·s<sup>-1</sup>时5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头铜侧和铝合金侧界面的XRD谱  
Fig. 4 XRD patterns of interfaces on copper (a) and aluminum alloy (b) sides of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at welding speed of 6 mm·s<sup>-1</sup>

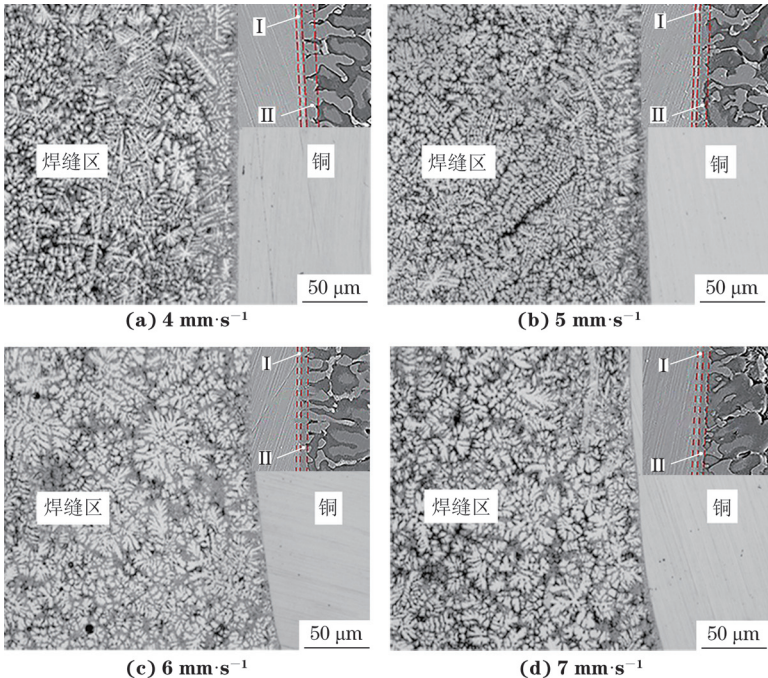


图5 不同焊接速度下5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头的微观形貌  
Fig. 5 Microstructure of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at different welding speeds

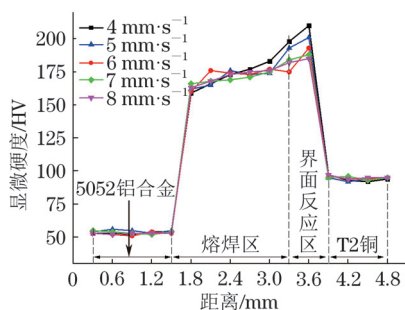


图6 不同焊接速度下5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头横截面的显微硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution on cross section of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at different welding speeds

121, 176, 212, 151, 108 MPa, 随着焊接速度增加, 抗拉强度先增大后减小。这是因为当焊接速度过小时焊缝正面出现塌陷, 背面出现焊瘤, 成形不佳; 而当焊接速度过大时焊缝正面出现咬边, 焊接熔池在铜侧铺展不充分, 所以焊接速度较小或较大时的力学性能均较差。由图7可见, 当焊接速度为4, 5, 7, 8  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 接头在铜侧界面反应区断裂, 当焊接速度为6  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 接头在铝合金侧断裂。

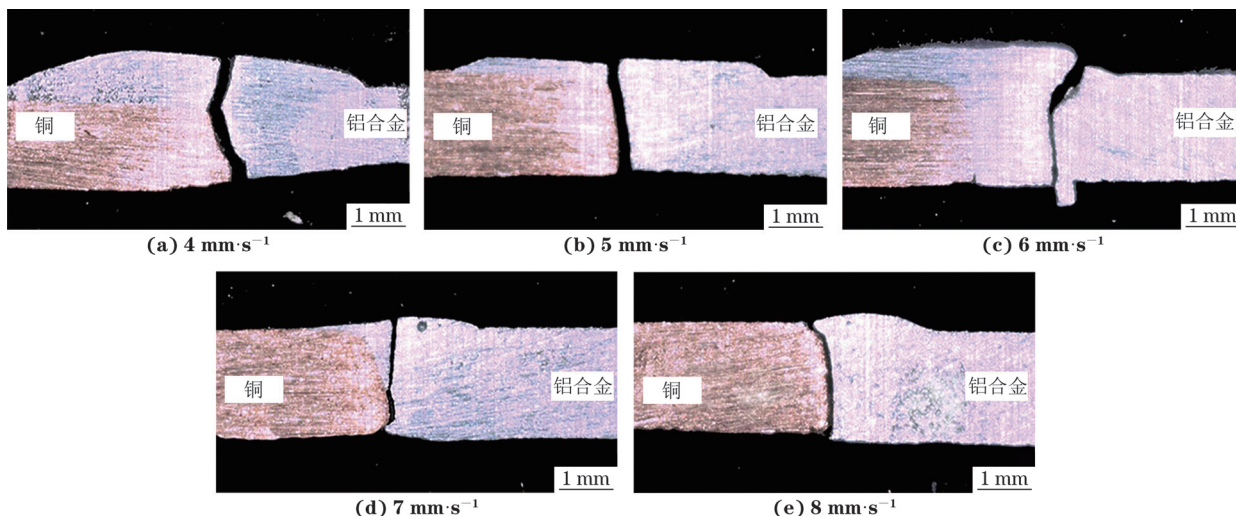


图7 不同焊接速度下5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头拉伸断裂位置

Fig. 7 Tensile fracture location of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at different welding speeds

(3) 随着焊接速度增加, 铝合金/铜激光熔钎焊接头熔焊区硬度变化不大, 铜侧界面反应区硬度逐渐下降, 接头抗拉强度先增大后减小, 拉伸断裂模式按照解理断裂、准解理断裂、韧性断裂、准解理断裂依次变化。当焊接速度为6  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 接头抗拉强度(212 MPa)最大, 发生韧性断裂。

#### 参考文献:

[1] SODA H, MCLEAN A, WANG Z, et al. Pilot-scale

由图8可见: 当焊接速度为4  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 接头拉伸断口处出现大量的平行解理台阶, 呈“河流花样”, 断裂方式为解理断裂; 当焊接速度为5  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 断口处出现部分脆性断裂特征, 出现撕裂棱和韧窝, 断裂方式为准解理断裂; 焊接速度为6  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 断口处出现较多大小不一的韧窝, 断裂方式为韧性断裂; 当焊接速度为7, 8  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 断口处出现少量小型韧窝和大量撕裂棱, 断裂方式为准解理断裂。

### 3 结论

(1) 随着焊接速度增加, 5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头的焊缝成形先变好后变差, 当焊接速度为6  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时接头的焊缝成形最佳, 正面焊缝平滑、饱满、连续, 背面焊缝也较连续且没有明显缺陷。

(2) 随着焊接速度增加, 接头熔焊区树枝状Al-Cu共晶组织变少, Zn-Al共晶组织变多。当焊接速度为6  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 铝合金/铜激光熔钎焊接头铜侧界面反应区出现 $\text{Al}_4\text{Cu}_9$ 和 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 金属间化合物, 熔焊区由 $\alpha$ -Al固溶体、 $\eta$ -Zn固溶体、Al-Cu共晶组织和Zn-Al共晶组织组成。

casting of single-crystal copper wires by the Ohno continuous casting process[J]. Journal of Materials Science, 1995, 30(21): 5438-5448.

[2] WANG Y H, XIAO L R, ZHAO X J, et al. Microstructure and mechanical properties of columnar-grained copper produced by the Ohno continuous casting technique[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 639: 122-130.

[3] ZOERAM A S, MOUSAVI ANIJAN S H, JAFARIAN H R, et al. Welding parameters analysis

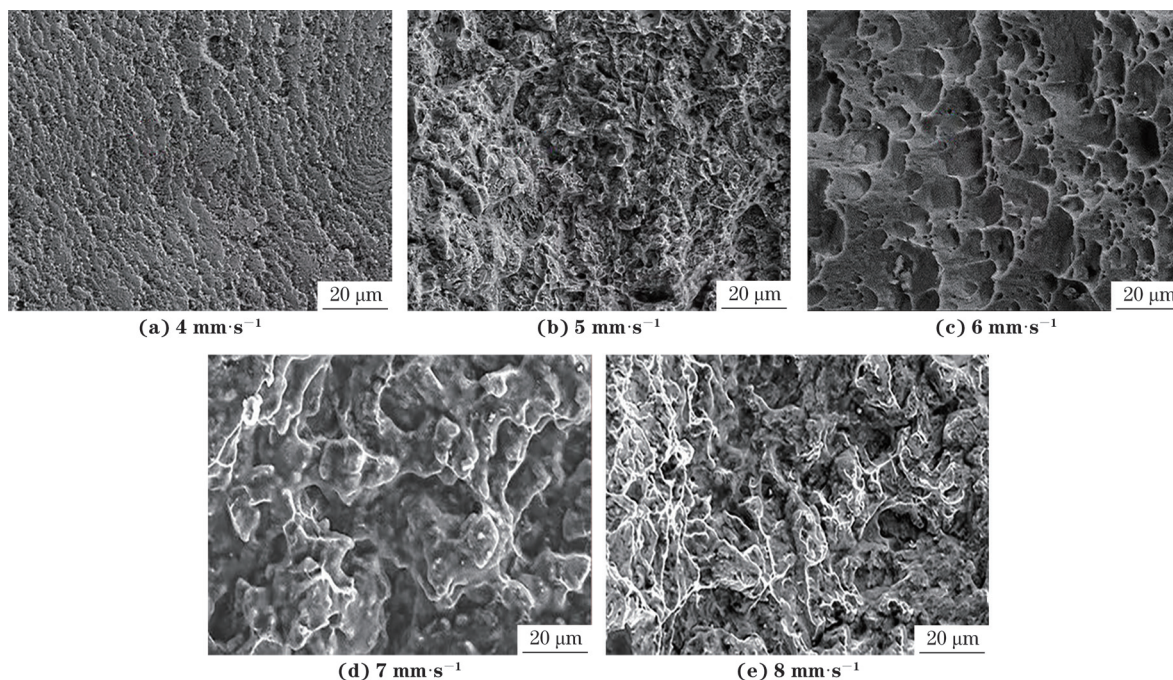


图8 不同焊接速度下5052铝合金/T2铜激光熔钎焊接头的拉伸断口微观形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphology of 5052 aluminum alloy/T2 copper laser welding-brazing joint at different welding speeds

and microstructural evolution of dissimilar joints in Al/bronze processed by friction stir welding and their effect on engineering tensile behavior[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 687: 288-297.

- [4] YAN S H, SHI Y. Influence of Ni interlayer on microstructure and mechanical properties of laser welded joint of Al/Cu bimetal[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 59: 343-354.
- [5] MARTINSEN K, HU S J, CARLSON B E. Joining of dissimilar materials[J]. CIRP Annals, 2015, 64(2): 679-699.
- [6] ZHOU X L, ZHANG G, SHI Y, et al. Microstructures and mechanical behavior of aluminum-copper lap joints[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 705: 105-113.
- [7] EISAZADEH H, AIDUN D K. Investigation of transient/residual strain and stress in dissimilar weld[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 26: 372-381.
- [8] MA B, GAO X D, HUANG Y J, et al. A review of laser welding for aluminium and copper dissimilar metals[J]. Optics and Laser Technology, 2023, 167: 109721.
- [9] 彭迟, 程东海, 陈益平, 等. 铝/铜异种材料等离子弧熔钎焊接接头工艺分析[J]. 焊接学报, 2016, 37(4): 65-68.
- PENG C, CHENG D H, CHEN Y P, et al. Analysis process of plasma arc melting brazing lap joint of

dissimilar materials of aluminum and copper[J]. Transactions of The China Welding Institution, 2016, 37(4): 65-68.

- [10] 石玓, 周相龙, 朱明, 等. 铝/铜异种金属脉冲旁路耦合电弧MIG熔钎焊接头的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(9): 1816-1822.
- SHI Y, ZHOU X L, ZHU M, et al. Microstructure and mechanical properties of Al/Cu dissimilar metals pulsed DE-MIG welding-brazing joint [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(9): 1816-1822.
- [11] 周利, 李志勇, 赵洪运, 等. 铝/黄铜异种金属TIG熔钎焊接头显微组织与力学性能 [J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(9): 2389-2395.
- ZHOU L, LI Z Y, ZHAO H Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Al/brass dissimilar metals TIG welding-brazing joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(9): 2389-2395.
- [12] MASOUDI NEJAD R, HOSEINI SHOJAATI Z S, WHEATLEY G, et al. On the bending angle of aluminum-copper two-layer sheets in laser forming process[J]. Optics and Laser Technology, 2021, 142: 107233.
- [13] YAN S, LI Z Y, SONG L L, et al. Research and development status of laser micro-welding of aluminum-copper dissimilar metals: A review[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2023, 161: 107312.
- [14] 李岩, 樊丁, 黄健康, 等. 铝/铜异种金属熔钎焊工艺

- 及界面调控方式的研究现状[J]. 焊接, 2022(4): 1-8.
- LI Y, FAN D, HUANG J K, et al. Research status on fusion brazing process and interface control mode of Al/Cu dissimilar metal[J]. Welding and Joining, 2022(4): 1-8.
- [15] DIMATTEO V, ASCARI A, FORTUNATO A. Continuous laser welding with spatial beam oscillation of dissimilar thin sheet materials (Al-Cu and Cu-Al): Process optimization and characterization[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 44: 158-165.
- [16] YAN S H, SHI Y. Influence of laser power on microstructure and mechanical property of laser-welded Al/Cu dissimilar lap joints[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 45: 312-321.
- [17] MA H, QIN G L, GENG P H, et al. Effect of intermetallic compounds on the mechanical property and corrosion behaviour of aluminium alloy/steel hybrid fusion-brazed welded structure[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 75: 170-180.

## Effect of Welding Speed on Microstructure and Properties of Aluminum Alloy/Copper Laser Welding-Brazing Joints

ZHOU Haibo<sup>1</sup>, JIANG Xiang<sup>2</sup>, ZHOU Yuhao<sup>3</sup>

(1. School of Ship and Ocean Engineering, Jiangsu Shipping College, Nantong 226010, China; 2. Nantong COSCO KHI Ship Engineering Co., Ltd., Nantong 226005, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

**Abstract:** The 5052 aluminum alloy and T2 copper were butt welded by laser welding-brazing at different welding speeds (4, 5, 6, 7, 8 mm · s<sup>-1</sup>). The effect of welding speed on the macromorphology, microstructure, microhardness, tensile strength and tensile fracture mechanism of the joint was studied. The results show that with the increase of welding speed, the weld forming quality of laser welding-brazing joint first became better and then worse, and the weld forming quality was the best when the welding speed was 6 mm · s<sup>-1</sup>. With the increase of welding speed, the dendritic Al-Cu eutectic structure decreased and the Zn-Al eutectic structure increased. When the welding speed was 6 mm · s<sup>-1</sup>, Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub> and Al<sub>2</sub>Cu intermetallic compounds were formed in the copper side interface reaction zone of the joint, and the fusion welding zone consisted of α-Al solid solution, η-Zn solid solution, Al-Cu eutectic structure and Zn-Al eutectic structure. With the increase of welding speed, the hardness of fusion welding zone of the aluminum alloy/copper laser welding-brazing joint had little change, the hardness of copper side interface reaction zone gradually decreased, the tensile strength of the joint increased first and then decreased, and the tensile fracture mode changed from the cleavage fracture, quasi-cleavage fracture, ductile fracture to quasi-cleavage fracture in sequence. When the welding speed was 6 mm · s<sup>-1</sup>, the tensile strength of the joint was the largest (212 MPa) and the fracture mode was ductile fracture.

**Key words:** aluminum/copper dissimilar metal joint; laser welding-brazing; welding speed; microstructure; mechanical property