

蓝-红复合激光焊接速度对铝/铜接头组织及性能影响

郝晓虎^{1,2,3**}, 徐耿¹, 崔泽琴^{1,2*}, 丁正祥³, 史颖杰¹, 王文先^{1,2}, 李卫国⁴¹太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024;²山西浙大新材料与化工研究院, 山西 太原 030024;³中船黄埔文冲船舶有限公司广东省舰船先进焊接技术企业重点实验室, 广东 广州 510715;⁴太原理工大学工程训练中心, 山西 太原 030024

摘要 动力电池中铝/铜高质量焊接是保证电池模块高效工作的关键, 针对 1050 Al/T2 Cu, 采用铝上铜下的装配方式实现了蓝-红复合激光搭接焊。研究了焊接速度对试样焊接质量、金属间化合物形成、机械性能及导电性能的影响规律。结果表明: 焊接速度过低, 则会在焊缝中形成飞溅、熔穿孔洞等缺陷; 焊接速度过高, 则无法实现铝/铜之间的有效连接。通过实验发现: 合适的焊接速度能使铝/铜实现良好的冶金结合, 焊缝组织由 α -Al、Al-Cu 共晶相、 θ -Al₂Cu 组成; 随着焊接速度的增大, 焊缝组织的不均匀性加剧, 化合物大量聚集在焊缝界面处。当焊接速度为 60 mm/s 时, 抗拉强度最高达到 571.5 N, 接触电阻最低达到 89 $\mu\Omega$, 裂纹源开始于两板交界处的 Al₂Cu 区域, 扩展到底部 Al 固溶体和 Al-Cu 共晶区交界处, 断裂形式为解理断裂。

关键词 激光技术; 复合激光焊接; 铝/铜异质材料; 微观组织; 力学性能; 导电性

中图分类号 TG442

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230921

1 引言

近年来, 能源短缺问题频发, 导致很多行业缺乏原材料和动力, 造成的经济损失难以计算。由于化石燃料的燃烧, 运输部门二氧化碳的排放量已占全球总排放量的 24%, 迫使各国纷纷转向新能源开发, 对汽车行业进行现代化改造并开发电动汽车(EV)以降低不可再生能源的依赖性并减少碳排放^[1]。但电动汽车存在空间、成本、重量的制约, 电池不能解决续航和充电基础设施不足等问题^[2]。EV 电池模块对电阻率、连接强度、疲劳性能和腐蚀性能都提出了严苛的要求^[3]。T2 铜因具有良好的导电性能而被大量应用于到电池极耳、集电板和导线中。1050 铝合金具有轻质、廉价及导热性、导电性优良的特点, 应用在 EV 中可有效减重^[4-5]。铝与铜在固态时具有有限的固溶度, 焊缝冷却后会形成脆性金属间化合物, 导致焊点电阻率增加、裂纹敏感性提高、机械性能下降^[6]。铝/铜焊缝中金属间化合物(IMC)的厚度大于 5 μm , 会显著降低接头的抗拉性能^[7]。因此, 减少接头中脆性 IMC 的生成是新能源电池铝/铜异质金属高质高效可靠连接的关键。

铜、铝等有色金属具有很高的激光反射率^[8], 在室温下铜对 1 μm 波长激光具有 95% 的反射率^[9]。焊接过程中采用大功率焊接, 容易造成飞溅和裂纹等缺陷。

其次, 激光焊接属于熔焊的一种, 熔化的金属互相扩散, 生成多种 IMC, 损害接头的性能。许多学者对此进行了大量研究^[10]。Zuo 等^[11]采用铜上铝下的装配方式进行激光焊接铝/铜研究, 发现铝/铜焊缝界面存在四个区域, 即 Al₄Cu₉ 柱状晶区、网状共晶相(α -Al 和 θ -CuAl₂) 和 θ -CuAl₂ 相的混合物、层间距小于 1 μm 的细晶共晶相、在外延生长和竞争生长作用下生成的枝晶组织, 并指出 γ_2 -Cu₉Al₄ 相有利于提高材料的剪切强度, 而脆性 θ -CuAl₂ 相对焊缝强度有不利影响。Fetzer 等^[12]研究了正弦摆动的作用, 在较大振幅下铜的熔化量减少, 元素分布更均匀, 焊缝内也未发现裂纹。Dimatteo 等^[13]利用圆形摆动激光焊接铝/铜, 并在焊接前预热样品, 获得了较好的机械性能和较低的电阻。

蓝光激光可有效提高有色高反金属对激光的吸收率, 降低激光功率阈值, 减少焊接飞溅和焊接缺陷, 显著提高焊接熔深和焊接速度, 实现有色金属的高质高效稳定焊接。Zediker 等^[14]利用大功率蓝光激光器成功实现了电池内极耳、母线的连接, 焊接质量良好, 无飞溅气孔等缺陷。Kraetzsch 等^[15]研究了激光焊接铝/铜对接接头, 采用激光偏移改变铝/铜混合比, 结果显示, 随着铜含量的增加, 焊缝气孔率增加, 激光向铝侧偏移 0.1 mm, 接头强度最高可达到铝母材的 80%。李继红等^[16]也研究了光束偏移量对焊接接头组织及性

收稿日期: 2023-06-14; 修回日期: 2023-07-13; 录用日期: 2023-08-21; 网络首发日期: 2023-08-31

基金项目: 国家自然科学基金青年项目(52105389)、山西省基础研究计划青年科学研究项目(20210302124113)

通信作者: *cuizeqin@tyut.edu.cn; **haoxiaohu@tyut.edu.cn

能的影响。结果表明:光束偏向钢侧时焊缝组织为奥氏体和富铜相,焊接接头的强度较高,抗拉强度最高可达 240 MPa,与铜母材相当;当光束偏移量为-0.4 mm 时,可得到综合性能最优的焊接接头。姜仁杰等^[17]利用基于焊丝深熔模式的熔钎焊方法,进行了 1060 铝合金和 T2 紫铜异种金属的激光填丝焊工艺研究,发现激光束在坡口中的作用位置偏向铜侧时有利于焊缝成形,熔钎焊接头成形良好,无咬边缺陷,接头拉伸强度可达铝母材的 80%。Lee 等^[18]通过装配方式调控铝/铜激光搭接焊中液态金属的流动和 IMC 的生成,当铝作为上板时,液态铝浮在铜上方,冷却后熔合线附近组织为 5 μm 厚的 Al₂Cu 相,反之液态铜由于重力和激光搅拌作用,进入液态铝中发生反应,冷却后 Al₂Cu 和 Al₄Cu₉ 相广泛分布在焊缝内部。

铜和铝等有色高反金属对短波长激光的吸收率是近红外激光的几倍乃至十几倍^[19]。Hess 等^[20-21]使用低功率绿色激光(532 nm)复合红外激光(1064 nm),利用绿色激光的预热效应实现了铝/铜的低功率焊接,有效控制了熔铜量,获得了良好的焊缝。蓝光激光技术受限于激光器较低的功率和高昂的造价,难以应用于厚板焊接。因此,本文采用蓝-红复合激光对铝/铜异质材料进行焊接,研究了焊接速度对接头组织和性能的影响规律。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

实验材料为 1050 铝板(尺寸为 150.0 mm × 50.0 mm × 0.5 mm)和 T2 铜板(尺寸为 150 mm × 50 mm × 1 mm),待焊母材的化学成分如表 1 所示。焊前对待焊试件表面进行粗化处理和乙醇清洗以去除表面氧

表 1 母材的化学成分

Table 1 Chemical compositions of base material

Material	Chemical composition	Mass fraction / %
AA1050 aluminum	Cu	0.05
	Zn	0.07
	Fe	0.20
	Si	0.17
	Ti	0.05
	Al	Bal.
T2 copper	S	0.005
	Bi	0.001
	Pb	0.002
	As	0.002
	Fe	0.005
	Cu	Bal.

化膜和油污,提高母材对激光的吸收率。

2.2 工艺参数

实验采用蓝-红复合激光器完成。其中,蓝光激光器的功率范围为 10~1000 W,红光激光器的功率范围为 10~3000 W。蓝-红复合激光由两束光斑直径不同的圆形均匀激光束叠加而成,其中蓝光的理论光斑直径为 1.2 mm,红光的理论光斑直径为 0.1 mm。光斑形貌如图 1 所示,离焦量为 +2 mm。焊接在纯度(体积分分数)为 99.99% 的高纯氩气中完成,氩气流量为 15 L/min。接头装配采用铝上铜下的搭接形式,搭接宽度为 20 mm。激光焊接实验参数如表 2 所示。

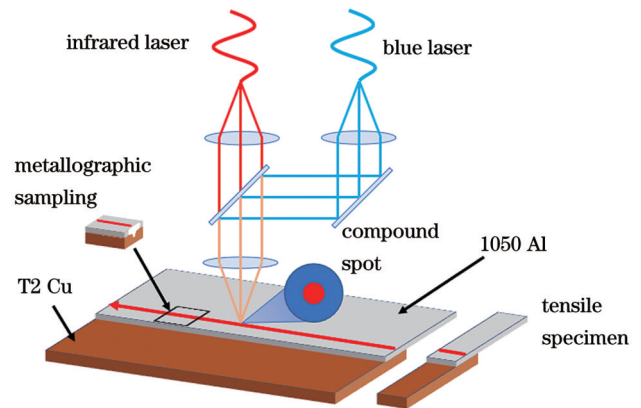


图 1 试样装配示意图及拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematics of sample assembly and tensile sample

表 2 实验工艺参数

Table 2 Experimental process parameters

No.	Infrared laser power P_R / W	Blue laser power P_B / W	Speed V / (mm/s)	Defocus f / mm
1			20	
2			40	
3			60	
4	800	300	80	+2
5			100	
6			120	

通过电火花切割将焊接试样制成金相试样和拉伸试样。用环氧树脂镶嵌金相试样,使用砂纸打磨至平整,抛光后进行金相观察,使用扫描电镜(SEM)进行显微形貌观察,利用能量色散 X 射线谱(EDS)分析物相组成。在每个焊接速度下切取 3 个试样进行拉伸实验,结果取平均值,并对断口形貌及显微组织进行分析。试样的接触电阻采用直流电源和数字万用表测量。

3 分析与讨论

3.1 焊缝形貌分析

当 $P_R=800$ W、 $P_B=300$ W 时,不同 V 值下铝/铜

搭接接头焊缝横截面及焊缝表面形貌如图 2 所示。由试样表面形貌可知:当 $V \geq 60$ mm/s 时,焊缝表面光洁平整,无飞溅、气孔和裂纹等缺陷;当 $V = 40$ mm/s 时,焊缝表面平整度下降,并可观察到飞溅缺陷;当 $V = 20$ mm/s 时,焊缝表面出现尺寸不等、断续分布的焊穿孔洞。

从焊缝横截面可以看出,Al 板被完全穿透,Al 侧熔宽远大于 Cu 侧熔宽,因此焊缝内主要为 Al 元素。

搭接面以下 Cu 板熔宽略大于红光光斑直径,且熔池中心激光功率密度大于 10^7 W/cm²,因此铜板熔化主要依靠蓝光激光,属于激光深熔焊模式。如图 3 所示,随着焊接速度的增加,1050 铝和 T2 铜的熔宽逐渐减小,且 1050 铝熔宽大于 T2 铜熔宽,而 T2 铜熔深仅轻微降低。当 $V = 100$ mm/s 时,铜侧金属仅发生微熔,熔深为 52 μ m。当 $V = 60$ mm/s 时,焊缝成形质量良好;当 V 为 20、40、80、100 mm/s 时,试件颈部出现未熔合的缺陷。

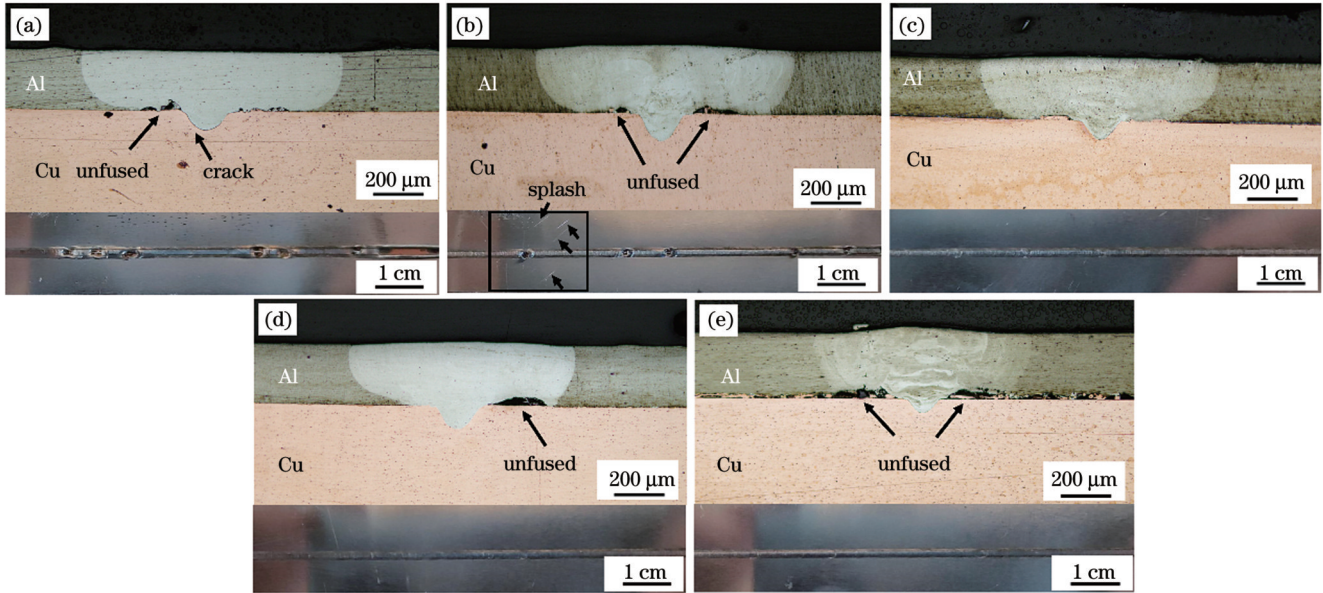


图 2 不同 V 值下铝/铜复合激光焊接接头的横截面和焊缝宏观形貌。(a) $V = 20$ mm/s; (b) $V = 40$ mm/s; (c) $V = 60$ mm/s; (d) $V = 80$ mm/s; (e) $V = 100$ mm/s

Fig. 2 Macroscopic morphologies of cross section and weld of Al/Cu composite laser welded joint under different V values.

(a) $V = 20$ mm/s; (b) $V = 40$ mm/s; (c) $V = 60$ mm/s; (d) $V = 80$ mm/s; (e) $V = 100$ mm/s

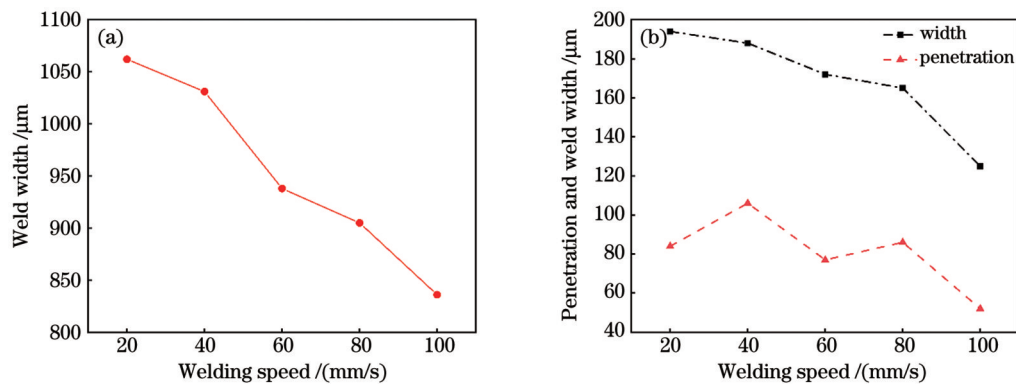


图 3 Al 和 Cu 侧的熔深熔宽变化曲线。(a) Al 侧熔宽; (b) Cu 侧熔深熔宽

Fig. 3 Variation curves of penetration and weld width at Al and Cu sides. (a) Weld width at Al side; (b) penetration and weld width at Cu side

当焊接速度较小时,搭接面温度较高,铜板表面快速形成氧化膜;而当焊接速度过高时,搭接面温度降低,固液界面张力增大。铜板表面的氧化膜和固液界面张力的增大均会阻碍铝液在铜板表面的铺展润湿,进而导致未熔合缺陷。当焊接速度 $V = 20$ mm/s 时,焊缝底部存在裂纹,其与大量生成的脆性化合物和焊接应力有关。

3.2 焊缝的微观组织分析

图 4 是 $V = 60$ mm/s 时铝/铜异种金属激光焊接接头的微观组织。由图 4(b)、(c) 可知,铝侧焊缝边缘和中心主要为 α -Al 固溶体,未形成明显的连续分布的脆性相。焊缝底部的微观组织如图 4(d) 所示,焊缝底部界面处分为三层,结合 Al-Cu 二元相图^[22]和表 3 结果分析可知:d1 区域的 Al/Cu 原子数分数比接近 2:1,组

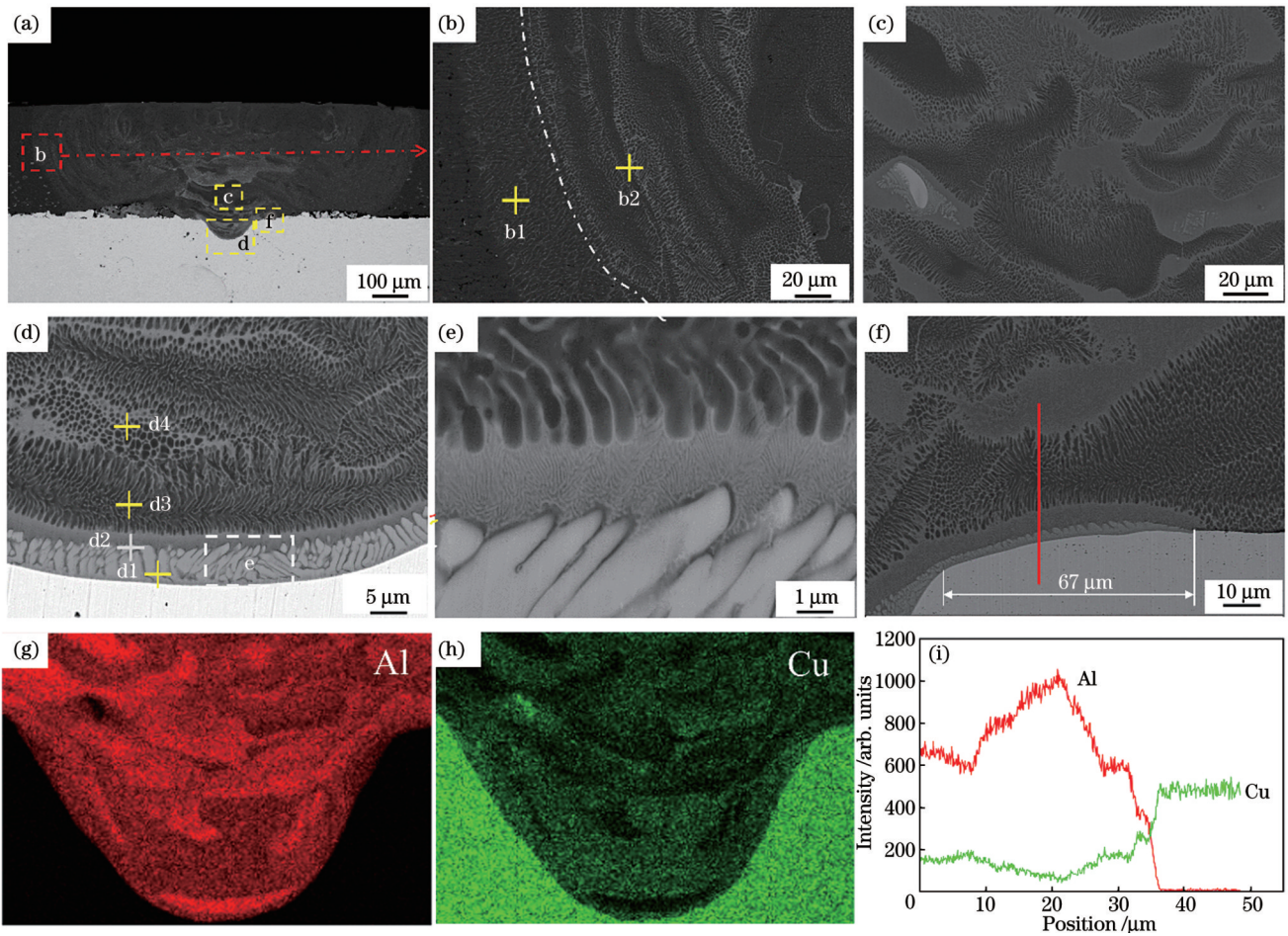


图 4 $V=60$ mm/s 时铝/铜激光焊接接头的显微组织。(a)焊缝整体形貌;(b)Cu 侧焊缝形貌;(c)图 4(a)中 c 区域的放大图;(d)图 4(a)中 d 区域的放大图;(e)图 4(d)中 e 区域的放大图;(f)图 4(a)中 f 区域的放大图;(g)(h)图 4(a)中 d 区域的元素分布;(i)图 4(a)中 f 区域的元素线分布

Fig. 4 Microstructures of Al/Cu laser welded joint when $V=60$ mm/s. (a) Overall appearance of weld; (b) Cu side weld morphology; (c) enlarged view of area c in Fig. 4(a); (d) enlarged view of area d in Fig. 4(a); (e) enlarged view of area e in Fig. 4(d); (f) enlarged view of area f in Fig. 4(a); (g)(h) distributions of elements in area d in Fig. 4(a); (i) element line distribution in area f in Fig. 4(a)

表 3 图 4 标记区域的化学元素及相组成

Table 3 Chemical elements and phase compositions of labeled area in Fig. 4

Position	Atomic fraction /%		Possible phase
	Al	Cu	
b1	96.82	3.18	Al solid solution
b2	98.77	1.23	Al solid solution
d1	67.22	22.78	Al_2Cu
d2	78.58	21.42	Al-Cu eutectic
d3	93.54	6.46	Al+Al-Cu eutectic
d4	87.54	12.46	Al+Al-Cu eutectic

织为柱状 Al_2Cu 金属间化合物, Al_2Cu 相垂直于熔合线向焊缝中心方向生长, 厚度为 $5 \mu m$; d2 区域为 Al-Cu 共晶相, 厚度为 $2 \mu m$, Cu 元素的原子数分数为 21%, 呈蠕虫状分布 [图 4(e)]^[22]; 而 d3、d4 区域是 α -Al (黑色组织) 和亚共晶反应生成的 Al-Cu 共晶相 (灰色网状组

织, α -Al 和 θ - Al_2Cu 相的混合物), 其中 α -Al 作为初生相直接从液相中析出, 当液相中 Al 元素含量接近 Al-Cu 共晶反应成分点浓度时, 发生 Al-Cu 共晶反应, 共晶相在 α -Al 晶界处形核, 生长过程中相互连接成网状结构。由于铜密度大于铝, 且液态熔池的冷却速度极快, 故铜元素主要集中在熔池底部; 同时, 越靠近熔池边缘, 液态金属的流动速率越低, 因此大量铜原子集中在熔池底部并与铝原子发生反应, 形成 $AlCu$ 、 Al_2Cu 等金属间化合物。搭接界面与铜板熔池边缘交叉位置的微观组织如图 4(f) 所示。在靠近熔池的铜板未下塌区域形成冶金界面连接, 其界面长度约为 $67 \mu m$ 。结合元素线扫描及定量能谱分析可知, 该界面由 Al_2Cu (靠近铜板一侧) 及 Al-Cu 共晶组织构成。远离熔池的未下塌区域则未形成明显的冶金结合。

图 5 是当 $P_R=800$ W、 $P_B=300$ W 时不同 V 值下界面的微观组织。图 5(a)~(d) 是焊缝截面全貌, 对比图 4 中 $V=60$ mm/s 时的微观组织, 可知在不同焊接

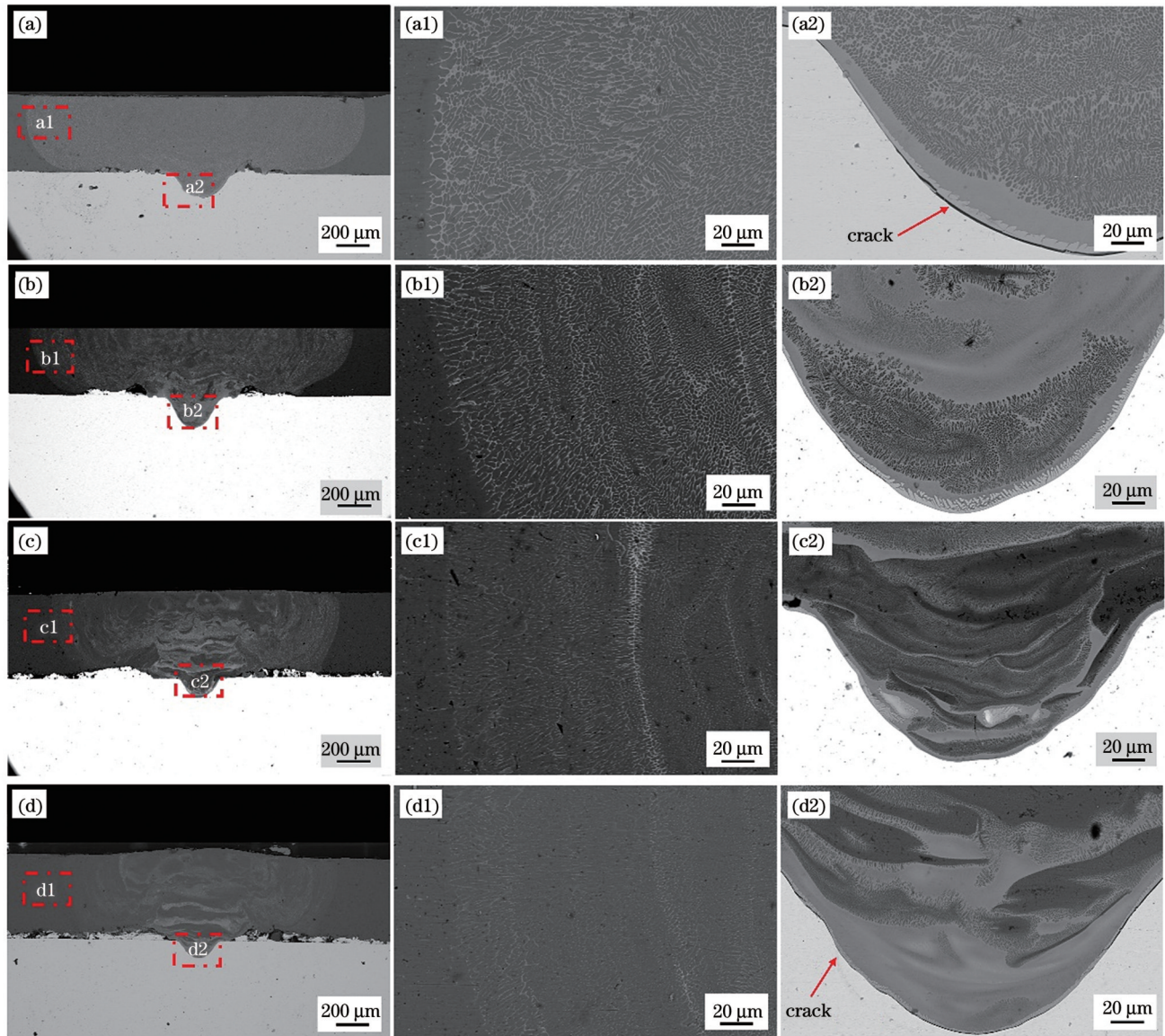


图 5 不同 V 值下铝/铜激光焊接接头的显微组织。(a) $V=20$ mm/s; (b) $V=40$ mm/s; (c) $V=80$ mm/s; (d) $V=100$ mm/s
Fig. 5 Microstructures of aluminum/copper laser welded joints under different V values. (a) $V=20$ mm/s; (b) $V=40$ mm/s; (c) $V=80$ mm/s; (d) $V=100$ mm/s

速度下,焊缝的整体形貌相似,Al侧焊缝主要为Al固溶体相,夹杂部分Al-Cu亚共晶相网状结构。由图5(a1)~(d1)可知,随着焊接速度的增加,亚共晶相逐渐减少。在 $V=100$ mm/s的试样中,Al侧几乎全部为固溶体相,而在Cu侧焊缝和界面处,焊缝组织由Al-Cu亚共晶相、共晶相和 Al_2Cu 相构成。在 $V=20$ mm/s的试样中,可以看出 $20\ \mu\text{m}$ 厚的共晶相层均匀分布在 Al_2Cu 相内侧。当焊接速度较低时,熔池存在的时间较长,Cu元素均匀地向焊缝扩散,形成了均匀的亚共晶相与固溶体混合相。综上可知,随着焊接速度的增加,熔池冷却速度加快,Cu向上扩散困难,因此在焊缝与Cu母材界面处,共晶化合物含量增大,在界面处聚集,如图5(a2)~(d2)所示。过快和过慢的焊接速度都会使焊缝产生微裂纹。

3.3 焊缝的力学性能分析

图6显示了不同焊接速度下铝/铜异种接头的断裂载荷。焊缝断裂载荷随焊接速度的增大呈现先增大后平稳减小的趋势,在 $V=60$ mm/s条件下试样断裂载荷最大达到571.5 N。在低焊接速度下,热输入较大而冷却速度较慢,工件内部承受较大热应力,致使试样变形,出现未连接的现象。在焊接速度超过60 mm/s后,铜板熔宽减小,搭接界面处出现未熔合缺陷,导致有效承载面积减小,接头断裂载荷减小。此外,铜板焊缝底部界面处产生微裂纹缺陷,界面脆性金属间化合物的分布紊乱,这也是焊缝强度下降的原因之一。

在不同焊接速度下,铝/铜复合激光焊接接头断裂位置均位于Al/Cu界面处。图7是 $V=60$ mm/s时的断裂形貌。在图7(a)中,铝/铜焊缝接头可分为三个

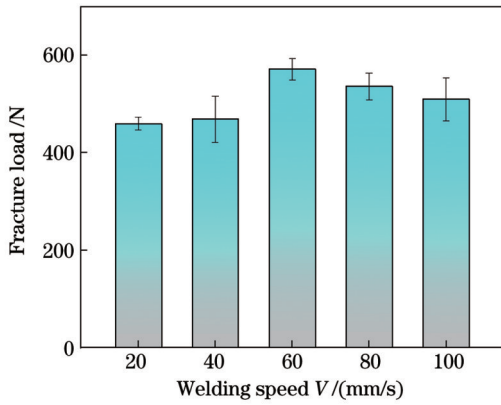


图 6 铝/铜蓝-红复合激光焊接接头的断裂载荷随焊接速度的变化

Fig. 6 Fracture load of Al/Cu blue-red composite laser welded joint versus welding speed

区域:位于焊缝两侧相对光滑平坦的 I 区域和位于

焊缝中心的形貌起伏剧烈的 II 区域。I 区域为焊缝颈部熔钎焊区域。II 区域断面处表现为台阶状形貌 [图 7(b)]。在图 7(c)、(d)中可以观察到台阶状的断裂面和微小的网状结构(亚共晶相),判断断裂特征为脆性断裂。表 4 为图 7 标识位置的 EDS 元素分析结果。接头在拉力作用下,裂纹主要沿着两侧 Al₂Cu 化合物相萌生。Al₂Cu 金属间化合物在室温下呈现硬脆特性,受载下试样在上下板交界处萌生裂纹,裂纹沿着边缘 Al₂Cu 向下扩展,经过 Al-Cu 共晶区域,最终在焊缝底部的亚共晶相处断裂。综上所述,该工艺下的主要断裂形式为解理断裂。

由于铝、铜对蓝光激光的高吸收率,在焊接过程中,Cu 基体被快速预热,从而其对近红外激光的吸收率增大。此外,通过控制焊接速度,可以有效调控铝/铜接头中脆性金属间化合物的生成,实现良好的连接。

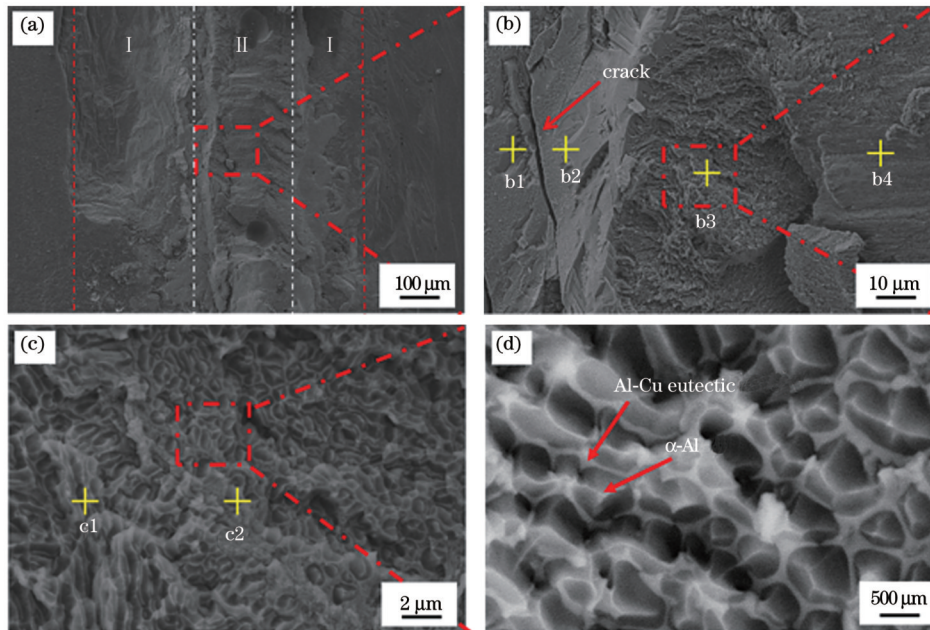


图 7 V=60 mm/s 时铝/铜接头铝侧的断面形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of Al/Cu joint at Al side when V=60 mm/s

表 4 图 7 标记区域的化学元素及相组成

Table 4 Chemical elements and phase composition of labeled area in Fig. 7

Position	Atomic fraction / %		Possible phase
	Al	Cu	
b1	70.66	29.34	Al ₂ Cu
b2	68.01	31.99	Al ₂ Cu
b3	86.34	13.66	Al+Al-Cu eutectic
b4	79.34	20.66	Al-Cu eutectic
c1	88.75	11.25	Al+Al-Cu eutectic
c2	90.49	9.51	Al+Al-Cu eutectic

3.4 导电性能

试样接触电阻值随 V 的变化如图 8 所示。可以看到,随着电流的增大,接触电阻增大。原因是当电流通过焊接试样时,电阻热使接头温度升高,引起电阻率增大^[23]。其中 V=60 mm/s 时电阻值最小可达 89 μΩ。在低焊接速度条件下,热输入量大,在热应力的作用下,界面处容易产生裂纹,导致接头导电性劣化。而在较高的焊接速度下,熔池存在时间短,Cu 元素聚集在底部,生成大量高阻的 Al-Cu 过共晶相,同时熔宽减小,连接面积减小,根据 $\rho = RS/L$ ^[24](ρ 为电阻率, L 为材料的长度, S 为面积, R 为电阻值)可知,电阻值增大。结合接头力学性能分析可知,在 V=60 mm/s 的工艺下,可获得最大拉剪强度与最小接触电阻。

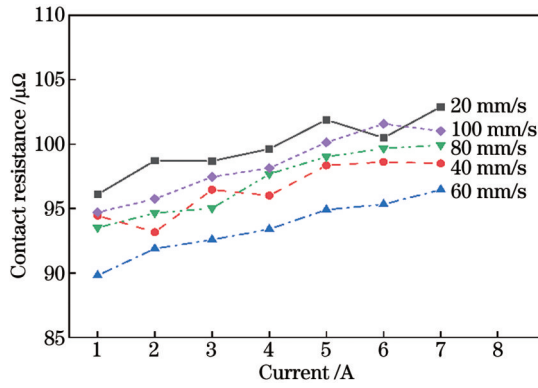


图 8 不同焊接速度下试样的接触电阻

Fig. 8 Contact resistance of samples under different welding speeds

4 结 论

采用蓝-红复合激光实现了 1050 Al 和 T2 Cu 的激光搭接焊。当 V 在 60~100 mm/s 区间时,可获得表面平整、连接质量良好的铝/铜接头;当 V 小于 40 mm/s 时,焊缝表面出现飞溅和熔穿孔洞,焊接质量恶化。焊缝组织从上至下为 Al 固溶体、Al 固溶体 + Al-Cu 共晶、 Al_2Cu 相。因为焊接速度的增加,熔池存在时间缩短,Cu 元素的扩散受限,Al-Cu 共晶化合物大量聚集在 Al/Cu 界面处。当 $P_R=800$ W, $P_B=300$ W,焊接速度为 60 mm/s 时,铝/铜接头最大载荷为 571.5 N,接头断裂过程中裂纹自焊缝颈部 Al_2Cu 相处萌生,沿 Al-Cu 共晶相向底部扩展,最终延伸到底部 Al 固溶体区域,断裂形式为解理断裂。此时,铝/铜接触电阻最小达到 89 $\mu\Omega$ 。过高或过低的焊接速度都易导致裂纹敏感和化合物聚集,进而导电性下降。

参 考 文 献

- [1] Biresselioglu M E, Demirbag Kaplan M, Yilmaz B K. Electric mobility in Europe: a comprehensive review of motivators and barriers in decision making processes[J]. Transportation Research Part A: Policy and Practice, 2018, 109: 1-13.
- [2] Thorgeirsson A T, Vaillant M, Scheubner S, et al. Evaluating system architectures for driving range estimation and charge planning for electric vehicles[J]. Software: Practice and Experience, 2021, 51(1): 72-90.
- [3] Lee S S, Kim T H, Hu S J, et al. Characterization of joint quality in ultrasonic welding of battery tabs[C]//Proceedings of ASME 2012 International Manufacturing Science and Engineering Conference, June 4-8, 2012, Notre Dame, Indiana, USA. New York: ASME Press, 2013: 249-261.
- [4] Kah P, Vimalraj C, Martikainen J, et al. Factors influencing Al-Cu weld properties by intermetallic compound formation[J]. International Journal of Mechanical and Materials Engineering, 2015, 10(1): 1-13.
- [5] 董丰波, 张春杰, 易宏强, 等. 铝/铜搅拌摩擦焊接头力学性能与断口形貌分析[J]. 热加工工艺, 2011, 40(23): 137-139.
Dong F B, Zhang C J, Yi H Q, et al. Analysis on mechanical properties and fracture appearance of Al/Cu FSW joint[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(23): 137-139.
- [6] 张满. 铝/铜异种材料焊接的研究现状[J]. 热加工工艺, 2009, 38(9): 116-119, 122.

- Zhang M. Present status of research on welding technique for Al/Cu dissimilar materials[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(9): 116-119, 122.
- [7] Milenko B. Reliability of power connections[J]. Journal of Zhejiang University, 2007, 8(3): 343-356.
- [8] 徐爱民, 汤超, 李周选, 等. 两种光束偏角下的铜-钢激光焊接工艺[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(11): 1114004.
Xu A M, Tang C, Li Z X, et al. Copper-steel laser welding process under two laser deflection angles[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(11): 1114004.
- [9] Saarihuoma H, Piironen A, Unt A, et al. Overview of optical digital measuring challenges and technologies in laser welded components in EV battery module design and manufacturing[J]. Batteries, 2020, 6(3): 47-62.
- [10] Sadeghian A, Iqbal N. A review on dissimilar laser welding of steel-copper, steel-aluminum, aluminum-copper, and steel-nickel for electric vehicle battery manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 146: 107595.
- [11] Zuo D, Hu S S, Shen J Q, et al. Intermediate layer characterization and fracture behavior of laser-welded copper/aluminum metal joints[J]. Materials & Design, 2014, 58: 357-362.
- [12] Fetzer F, Jarwitz M, Stritt P, et al. Fine-tuned remote laser welding of aluminum to copper with local beam oscillation[J]. Physics Procedia, 2016, 83: 455-462.
- [13] 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.
- [14] Zediker M S, Fritz R D, Finuf M J, et al. Laser welding components for electric vehicles with a high-power blue laser system[J]. Journal of Laser Applications, 2020, 32(2): 022038.
- [15] Kraetzsch M, Standfuss J, Klotzbach A, et al. Laser beam welding with high-frequency beam oscillation: welding of dissimilar materials with brilliant fiber lasers[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 142-149.
- [16] 李继红, 雷龙宇, 杜明科, 等. T2 铜/304 不锈钢激光焊接接头组织及性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(13): 1316001.
Li J H, Lei L Y, Du M K, et al. Structure and properties of T2 copper/304 stainless steel laser welded joint[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(13): 1316001.
- [17] 姜仁杰, 程智伟, 武强, 等. 基于焊丝深熔模式的铝/铜激光熔钎焊工艺研究[J]. 中国激光, 2021, 48(22): 2202013.
Jiang R J, Cheng Z W, Wu Q, et al. Research on Al/Cu laser brazing-fusion process based on wire deep penetration mode[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(22): 2202013.
- [18] Lee S J, Nakamura H, Kawahito Y, et al. Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of laser lap weld joints in dissimilar Al and Cu sheets[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2014, 19(2): 111-118.
- [19] Haubold M, Ganser A, Eder T, et al. Laser welding of copper using a high power disc laser at green wavelength[J]. Procedia CIRP, 2018, 74: 446-449.
- [20] Hess A, Schuster R, Heider A, et al. Continuous wave laser welding of copper with combined beams at wavelengths of 1030 nm and of 515 nm[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 88-94.
- [21] Das A, Fritz R, Finuf M, et al. Blue laser welding of multi-layered AISI 316L stainless steel micro-foils[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 132: 106498.
- [22] 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.
- [23] Das A, Ashwin T R, Barai A. Modelling and characterisation of ultrasonic joints for Li-ion batteries to evaluate the impact on electrical resistance and temperature raise[J]. Journal of Energy Storage, 2019, 22: 239-248.

[24] Kumar N, Masters I, Das A. In-depth evaluation of laser-welded similar and dissimilar material tab-to-busbar electrical interconnects

for electric vehicle battery pack[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 70: 78-96.

Effects of Blue/Red Composite Laser Welding Speed on Microstructure and Properties of Aluminum/Copper Joints

Hao Xiaohu^{1,2,3**}, Xu Geng¹, Cui Zeqin^{1,2*}, Ding Zhengxiang³, Shi Yingjie¹, Wang Wenxian^{1,2},
Li Weiguo⁴

¹College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China;

²Shanxi-Zheda Institute of Advanced Materials and Chemical Engineering, Taiyuan 030024, Shanxi, China;

³Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology for Ships, CSSC Huangpu Wenchong Shipbuilding Company Limited, Guangzhou 510715, Guangdong, China;

⁴Engineering Training Center, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China

Abstract

Objective The limited solid solubility between aluminum (Al) and copper (Cu) leads to the formation of massive brittle intermetallic compounds in the resultant Al/Cu dissimilar joints, increasing crack sensitivity and decreasing mechanical properties. High-quality aluminum/copper joining in power batteries is a key process to ensure the battery module works efficiently. However, owing to the high reflectivity of a regular laser on a nonferrous metal surface, the laser power threshold is high, and it is difficult to control the formation of brittle intermetallic compounds. In this study, a blue-red composite laser is used to produce an aluminum/copper hybrid structure, and the effects of the welding speed on the microstructural, tensile, and electrical properties of the joint are studied.

Methods A 1050 aluminum plate with 0.5 mm thickness and a T2 copper plate with 1 mm thickness are used in this experiment. The surfaces of the test pieces are roughened and cleaned with ethanol before welding. The blue-red composite laser is modulated by the superposition of two circular uniform laser beams with different spot diameters. Welding is conducted using high-purity argon gas at a flow rate of 15 L/min. The aluminum plate is lapped on the copper, and the lap width is maintained constant at 20 mm. An electrical discharge wire-cutting machine is used to manufacture metallurgical and tensile specimens. The metallographic specimens are inlaid with an epoxy resin, sandpapered to smooth surfaces, and polished for metallographic observation.

The microstructural morphology and chemical composition of the feature phases are examined by scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). Tensile tests are performed under different welding speeds (V) using a universal testing machine. Three specimens are tested, and the average fracture loads are calculated. The fracture paths and surface morphologies are examined. The contact electric resistance is measured using a direct current power supply and a digital multimeter.

Results and Discussions With increasing welding speed, the melting widths of 1050 aluminum and T2 copper decrease gradually. The melting width of 1050 aluminum is larger than that of T2 copper. At $V=100$ mm/s, the metal at the copper side is only fused slightly with a depth of 52 μm . At $V=60$ mm/s, the weld is in good shape, and the edges and center of the aluminum side are mainly composed of α -Al solid solution, and no obvious continuously distributed brittle phases are formed. The overall morphologies of the weld are similar under different welding speeds. The Al-side weld seam mainly consists of Al solid solution interspersed with a portion of the Al-Cu subeutectic phase mesh structure (Fig. 4). The weld fracture load increases first and then decreases steadily with an increase in the welding speed, and the maximum fracture load of the specimen reaches 571.5 N under the condition of $V=60$ mm/s. At different welding speeds, the Al/Cu composite laser-welded joints fracture at the Al/Cu interface, and the primary fracture is cleavage fracture. At $V=60$ mm/s, resistance values can be as small as 89 $\mu\Omega$. At a low welding speed, the interface is prone to cracking, leading to deterioration of the joint conductivity. However, at higher welding speeds, the melt pool exists for a short period, and the melt width and joining area decrease, resulting in an increase in the electrical resistance.

Conclusions In this study, the lap welding of 1050 Al and T2 Cu is achieved using a blue-red composite laser. A welding speed in the range of 60–100 mm/s can yield aluminum/copper joints with flat surfaces and good connection quality. When the welding speed is less than 40 mm/s, the spatter and melt-through holes are formed on the weld surface, which deteriorates the welding quality. From top to bottom, the weld microstructures consists of the Al solid solution, Al solid solution + Al-Cu eutectic, and Al_2Cu phases. Owing to the increase in the welding speed, the existence time of the molten pool is shortened, the diffusion of Cu is limited, and many Al-Cu eutectic compounds accumulate at the Al/Cu interface. The maximum fracture load of the Al/Cu joint is 571.5 N at the welding speed of 60 mm/s, and the fracture is cleavage fracture. The aluminum/copper contact resistance reaches a minimum of 89 $\mu\Omega$ at the welding speed of 60 mm/s. Welding speeds that are too high or too low tend to aggregate compounds and reduce conductivity.

Key words laser technique; hybrid laser welding; Al/Cu heterogeneous material; microstructure; mechanical properties; electroconductibility