

辅助电流对 Cu/Al 大功率超声波焊接的影响

李欢¹, 张长鑫¹, 敖三三², 曾才有³, 周亢⁴

(1. 长江大学 机械工程学院, 湖北 荆州 434023)

(2. 天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300350)

(3. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

(4. 北京理工大学 机电学院, 北京 100081)

摘要: 为获得更高质量的 Cu/Al 异质金属接头, 开展了 Cu/Al 电流辅助大功率超声波焊接工艺试验, 研究了辅助电流对 Cu/Al 超声波焊接的界面温度、材料塑性流动、界面中间相 (IMC) 分布及接头力学性能的影响。结果表明, 复合焊件成型良好, 其接头抗拉剪力为 3030 N, 接头的断裂模式为韧性-脆性复合断裂。在同样的焊接时间 0.2 s 内, 随着电流的增大, Cu/Al 界面温度增加, 金属塑性流动以及界面扩散也随之增强, 这说明辅助电流能明显促进界面冶金; 相比长时间 0.4 s 的超声波焊接, 辅助电流在保证界面温度、材料塑性变形的前提下, 能明显减薄界面 IMC 层的厚度, 这是电流增强 Cu/Al 接头的主要物理机制。研究结果为优化 Cu/Al 复合焊接头强度提供了参考。

关键词: 超声金属焊; 电阻点焊; 铝合金; 塑性流动; 中间相

中图分类号: TG456.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4624-08

当今全球环境污染的持续加剧, 为实现碳达峰、碳中和的“双碳”目标, 纯电动汽车逐渐受到广泛的关注, 有望逐渐取代传统燃油汽车和燃油-电动混合动力汽车^[1]。电动汽车的重要性能指标之一是驱动功率, 大量的动力电池模组通过串联叠加组成电动汽车的动力源; 通常一个锂电池模组中有数十个模组, 数个电池单体组成一个模组^[2]。而铝、铜作为良好的导电金属, 是锂电池极耳的主要材料, 并分别作为锂电池的正极、负极^[3], 即锂电池组装需要焊接大量 Cu/Al 接头。但锂电池长期暴露在恶劣的环境中, 如振动、高温甚至碰撞等, 容易造成局部焊点破坏, 这严重影响锂电池的整体性能, 甚至导致整个锂电池组功率失效^[4], 因此电池的组装必须采用可靠的 Cu/Al 焊接工艺。然而, Al、Cu 较高的导电、导热性以及彼此在物理、热和化学性质上较大的差异使采用传统弧焊和电阻点焊方法 (resistance spot welding, RSW) 连接较为困难^[5], 而采用激光焊接时的界面会生成较厚的脆性中间相^[6]。超声波焊接 (ultrasonic welding, USW) 工艺是一种固相焊接技术, 焊接过程不需要添加焊料, 不产生烟尘, 因此具有绿色节能、环境友好的焊接特点^[7], 更适用焊接异种金属接头^[8], 目前该技术已广泛应用于电动汽车锂电池组装。然而, 在温度和超声共同作用下, 超声波焊接界面会产生较厚的中间相而降

低了接头强度; 而较短的超声焊接时间不足以使界面产生连接所需的塑性应变及金属间扩散^[9]。因此, 在超声波焊接基础上开发更有效的 Cu/Al 连接技术、实现高质量的接头焊接对电动汽车的发展及推广至关重要。

为进一步改善超声波焊接效果, 结合电阻点焊及超声金属焊的特点, 将电阻热用于辅助大功率超声焊接, 有望提升异质接头焊接质量。超声焊与电阻点焊复合思路为: 超声振动与电流同时作用于 Cu/Al 界面, 超声振动清理表面油污, 排除氧化膜, 使得工件之间产生足够的接触面, 有利于电流产热; 电流促进母材塑性变形, 提高界面温度, 促进冶金反应, 增强超声作用。为此, 课题组开展了相关研究。Yang 等^[10]的实验结果表明, 对于电阻热辅助小功率超声焊工艺, 电阻热能促进界面连接, 焊接强度明显提升。然而, 此工艺只能应用在金属薄片焊接。为了提高超声焊的应用场合, 研究电阻热辅助大功率超声焊成为必然。Li 等^[11]建立了复合焊有限元模型来模拟温度场和塑性变形, 计算结果表明辅助的电阻热能明显提升界面温度及促进塑性变形, 这说明电阻热有可能提升超声波焊接质量, 但目前开展电流辅助大功率超声波焊接的试验研究极少。此外, 目前电流与超声增强界面的作用机制认识有限, 仍处于初步研究阶段, 给进一步提升复合焊接质量带来挑战。因此, 为推广

收稿日期: 2022-04-04

基金项目: 国家自然科学基金 (51605103); 湖北省重点研发计划项目 (2020BAB055)

作者简介: 李欢, 男, 1983年生, 博士, 副教授, 长江大学机械工程学院, 湖北 荆州 434023, E-mail: lihuan@yangtzeu.edu.cn

Cu/Al 超声波焊接应用，开展了更短时间、更高接头质量的电流辅助超声波金属焊接 (current assisted ultrasonic metal welding, AUSW) 工艺试验，并研究了辅助电流对 Cu/Al 超声波焊接，包括界面温升、金属的塑性变形、界面微观组织及接头力学性能的影响，以揭示辅助电流对焊接接头的增强行为，最终得到成型良好、无宏观裂纹的高质量 Cu/Al 异质接头。

1 实 验

复合焊接系统由一台大功率超声焊机和一台精密逆变电阻点焊机组成，示意图如图 1a 所示。其中，超声波焊机为 Telsonic M5000 型大功率焊机，其额定功率 4 kW，振动频率为 19.99 kHz。焊头端面尺寸为 7 mm×5 mm，带 9 个齿；为避免上工件出现电流集中，焊头齿形选为梯形，齿高度为 0.3 mm，齿间距为 0.9 mm (图 1b)；底座的齿间距比焊头大 0.1 mm。电阻点焊额定电流为 4000 A，为保证电流有效输出，将电阻焊机与超声焊机

之间用粗铜线相连。

工件材料为 100 mm×25 mm×0.8 mm 的 T2 (Y2 态) 纯铜和 6061-T6 铝合金。6061-T6 铝合金主要的合金元素为 Mg 与 Si，其成分如表 1 所示；紫铜 T2 含铜量 99.9%。工件重叠区域为 25 mm×25 mm。焊前进行工件表面清理，将铝合金在 10% NaOH 溶液里浸泡 2 min，然后用自来水冲洗之后用吹风机吹干；纯铜采用砂纸擦拭表面，用自来水清洗之后用吹风机吹干，并用丙酮超声清洗以去除表面污染物。

焊接参数测量方面，采用超声焊机自带的压力传感器获得具体压力值，并设定复合焊及超声焊接的夹紧力稳定在 1575 N。电流幅值采用型号为 CHB-2000SJ 霍尔电流传感器来测量，研究采用的电流设定为 1300、2600、3900 A；采用基恩士 LK-G5001 激光位移传感器测量了焊头振幅。测量得到的工艺参数如图 2 所示，所测量的焊头振幅为 24 μm，电流辅助超声波焊接时间为 0.2 s，超声波焊接时间为 0.4 s。

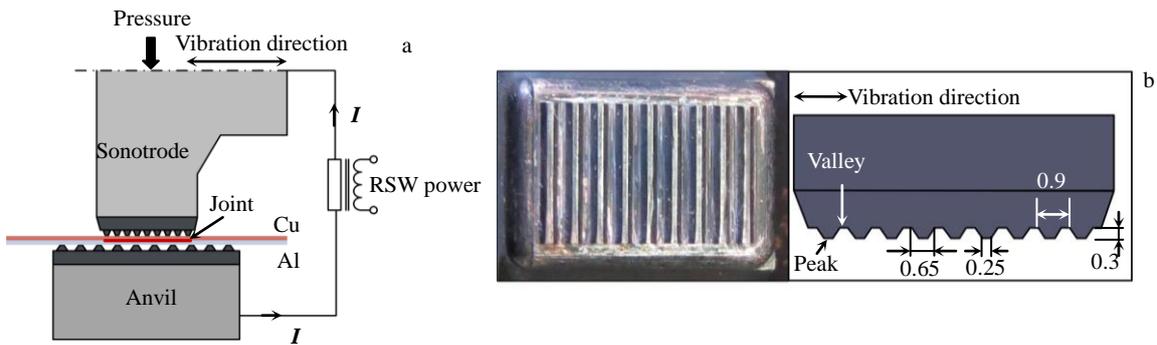


图 1 复合焊系统

Fig.1 Hybrid welding system

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of tested materials (ω/%)

| Al | Cr | Cu | Fe | Mg | Mn | Si | Ti | Zn |
|----|-----------|----------|------|---------|-------|---------|-------|-------|
| 98 | 0.04~0.35 | 0.14~0.4 | ≤0.7 | 0.8~1.2 | ≤0.15 | 0.4~0.8 | ≤0.15 | ≤0.25 |

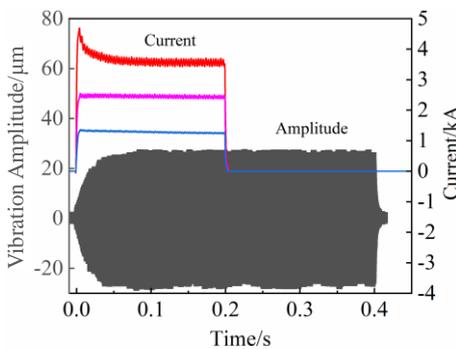


图 2 测量的焊接电流与振幅值

Fig.2 Measured welding current and vibration amplitude

采用带能谱扫描 (energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS) 功能的 JEOL JSM-7001F 场发射扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 观测焊接界面及焊接接口形貌。采用 PANalytical 衍射仪分析 (X-ray diffraction, XRD) 来揭示焊接界面处中间相成分。XRD 设置测试范围从 20°~90°，步长 0.02°，扫描速度 0.2°/s。采用半径 0.1 mm 的 K 型热电偶测量了焊接界面温度，测温时在铝板上表面半径 0.5 mm 的半圆形凹槽插入热电偶，并放置在离界面中心 1.5 mm 处，温度测量示意图如图 3 所示。采用岛津 AGS-X 电子试验机进行拉剪强度试验，以测试得到的抗拉剪力来评价接头

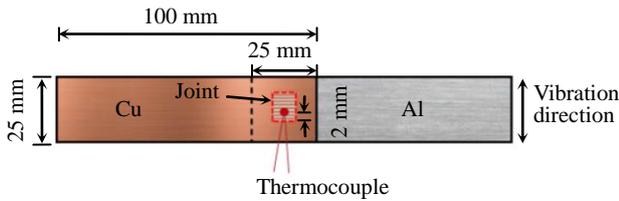


图 3 热电偶测温示意图

Fig.3 Schematic diagram of thermocouple temperature measurement

质量。拉伸速度设置为 1 mm/min，每个参数下测试 3 个焊接试样，取平均值为焊接接头的抗拉剪力。

2 结果与讨论

2.1 复合焊接界面温度

图 4 为不同电流以及不同焊接时间下测量的焊接界面温度。结果表明，测量的复合焊界面最高温度为 381 °C，这温度仅为 6061 铝合金熔点 (650 °C) 的 59%，且未超过 Al-Cu 共晶转变的临界温度 (546 °C) [12]，这说明复合焊为固相焊接。随着电流从 0 A 增加至 3900 A，每增加 1300 A 时对应的峰值温度分别为 276、319 和 381 °C，说明温度增幅逐渐增大，这是因为电阻热与电流的平方正相关。此外，复合焊温度明显高于在相同的焊接时间 0.2 s 时单一超声波焊接中的 246 °C 界面温度。高的界面温度能促进界面扩散，促进了接头连接。此外，复合焊在更短时间内温度分布与单一超声焊温度相似，而界面温度决定了材料塑性变形及界面微观组织结构 [13]，这说明电阻热能加快焊接过程。

图 5 为试验测量的 3900 A 电流下的复合焊以及单独考虑超声能或电阻热随焊接时间变化的界面中心温度曲线。从图 5 中可知，相比测量的焊接起始温度 (25 °C)，测温点的温度提升分别为 357、221 和 113 °C。复合焊对温度的提升明显大于单一超声焊与电阻点焊的总和。这是因为电阻热能促进界面的温升与塑性变形，这增强了各接触面摩擦 [14]，从而促进超声能作用。

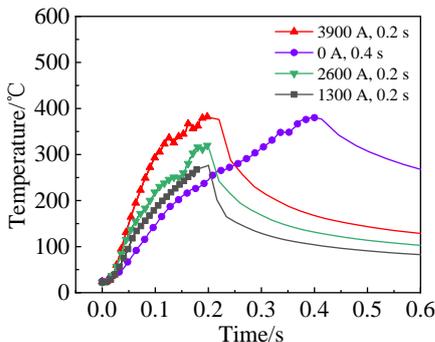


图 4 不同电流和时间下的测量温度

Fig.4 Measured temperatures for various currents and time

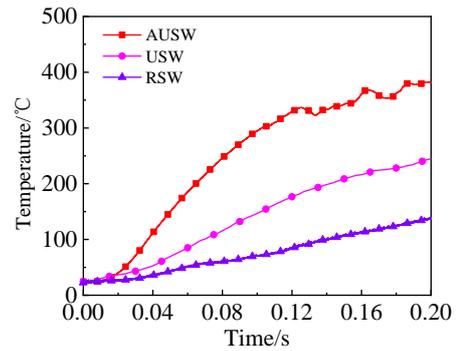


图 5 测量的复合焊、超声焊及电阻点焊的界面温度

Fig.5 Measured interface temperature of AUSW, USW, and RSW

2.2 复合焊接接头塑性变形

超声金属焊接过程中，焊头及底座会嵌入工件，在其表面产生压痕，而超声波焊接过程的材料嵌入深度又决定界面的塑性变形程度，进而影响接头力学性能。图 6 为电流 3900 A 时在 1575 N 焊接压力、时间 0.2 s 时复合焊接接头和单一超声焊接分别在 0.2 和 0.4 s 的焊缝横截面轮廓对比。复合焊接后的接头截面没有明显的孔隙、裂纹等缺陷，成型良好。适当的工件表面压痕能够促使焊头更有效地将焊机产生的能量传递到工件与工件界面，被焊工件与工件界面在充分的摩擦作用下产生塑性

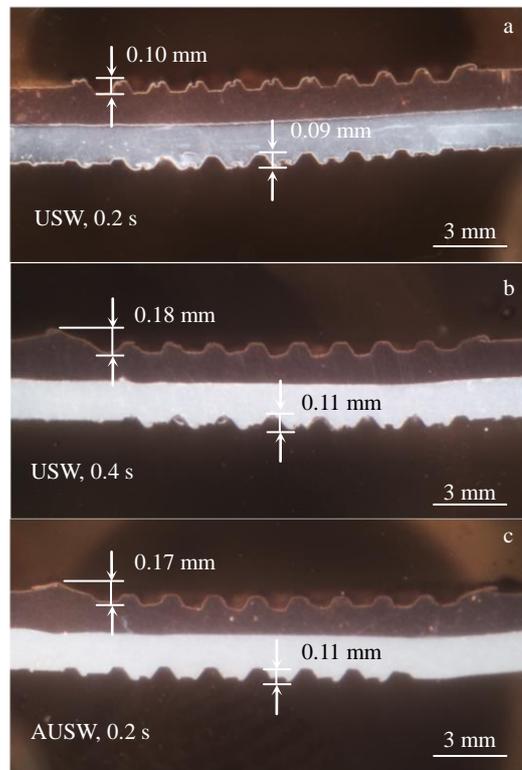


图 6 超声焊和复合焊接的焊缝横截面形貌

Fig.6 Cross section morphologies of Al-Cu weld by USW (a, b) and AUSW (c) for 0.2 s (a, c) and 0.4 s (b)

变形，从而提高焊接接头质量^[15]。相比单一超声焊在焊接时间 0.2 s 时，在超声软化和高温共同作用下，复合焊接上工件铜被焊头挤出并堆积在其边缘下方，导致嵌入深度明显增大，使 Cu/Al 焊件变薄、塑性变形增加。复合焊的嵌入与超声焊 0.4 s 时近似，这也说明辅助电流能有效提升超声焊接进程。

图 7 为测量的复合焊和超声焊过程中的焊头下压位移随时间的变化曲线。从图 7 中可知，在低电流 1300 A 时，在焊接时间 0.16 s 之前，辅助电流对焊头下压位移增加不明显。在焊接结束时，由于辅助电流产生的电阻热对焊接母材的软化作用，焊头下压位移随着辅助电流的增加而明显增加。焊接结束时在电流 0、1300、2600、和 3900 A 时对应的焊头下压位移分别为 0.15、0.19、0.23 和 0.26 mm。根据 Li 等^[11]的研究，焊头下压位移与焊接区域总塑性变形正相关，这说明在相同时间内，复合焊过程中材料的塑性变形要明显高于单一超声波焊接时，较高的塑性变形以及界面温度（图 5）使焊接初期界面产生更多的微连接点，促进了初始金属键界面的形成。此外，焊头下压位移（图 6）要小于上、下工件的嵌入深度之和，这是因为在压力作用下金属的热胀也会促进材料的嵌入。同时，复合焊和单一超声焊 0.4 s 时的焊头下压位移近似，但时间更短，说明复合焊的应变率要高于单一超声焊。较高的应变率使焊缝界面区域产生大量的位错和较高的空位浓度，进而提高超声焊接质量^[16]。

图 8 为 SEM 观测到的在 0.2 s 时复合焊以及单一超

声波焊接界面处的塑性流动形貌。如图 8a 所示，在单一超声焊时，由于不均匀应力导致形成不规则的“漩涡”状的塑性流动，塑性流动区域高度仅为 2.2 μm（图 8a）；随着电流增加，铜和铝之间的塑性流动区域高度增加的幅度也越大，在电流 1300、2600、3900 A 下所对应的塑性流动区域高度分别达到 2.9、5.2 和 10.3 μm（图 8b~8d）。这说明辅助电流能明显促进界面材料的塑性流动。这是因为焦耳热和超声功率的叠加，使界面温度随着辅助电流的增加而增加。更高的界面温度使焊接区域金属变软，促进界面处的塑性流动；另外当电流流过界面金属时，电阻热效应和电-塑效应增强了金属软化，也会促进

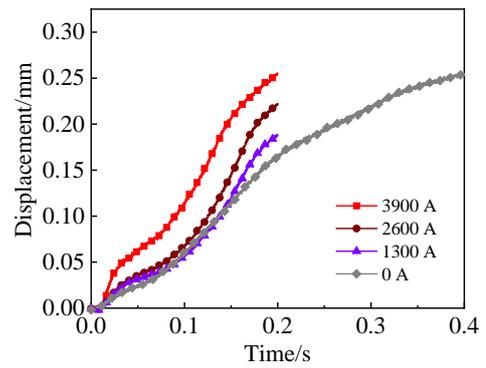


图 7 测量的复合焊和超声焊的焊头下压位移随时间的变化曲线
Fig.7 Variations of measured sonotrode downward displacement with time by AUSW and USW

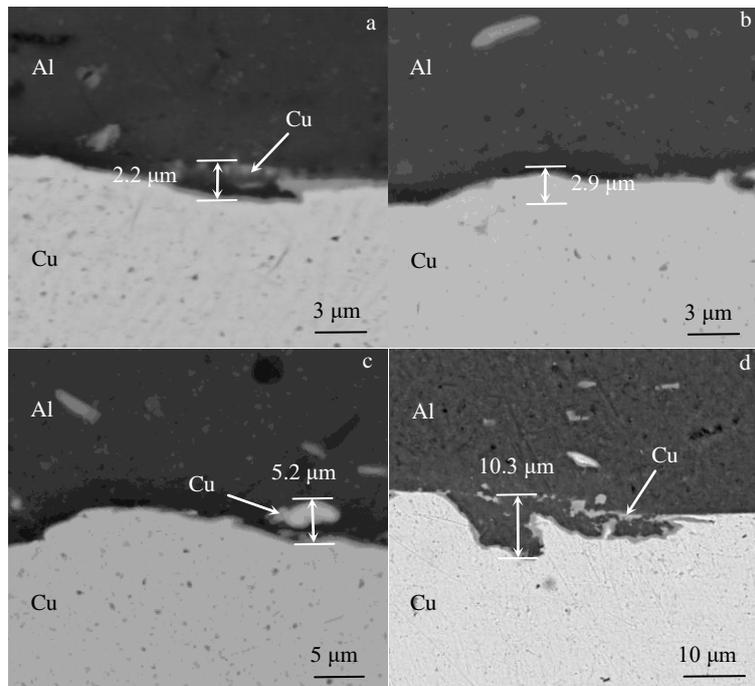


图 8 不同电流条件下的复合焊和超声焊 Cu/Al 接头微观形貌

Fig.8 Cross section morphologies of Al-Cu weld by AUSW and USW under different currents: (a) 0 A, (b) 1300 A, (c) 2600 A, and (d) 3900 A

界面金属的塑性流动^[17]。塑性流动程度越高，在焊接界面处更容易产生机械自锁。界面的机械自锁不仅可以提升接头的抗拉性能，也可以抑制由于脆性 IMC 引起的裂纹扩展^[18]，进而增强 Cu/Al 接头。

2.3 界面微观组织

Cu/Al 界面原子扩散生成中间相是 Cu/Al 超声焊的重要机制，也是决定着异质金属超声焊接质量的最重要的因素。图 9 为复合焊接头在 0.2 s 和单一超声焊接头在 0.2、0.4 s 时的界面中间相形貌。从图 9a 中可以看到，在短时间 0.2 s 时，单一超声波焊接界面中间相呈现不连续分布，并存在未连接区域。中间相厚度较小，不足以形成可靠连接，这是因为此时温度较低且空位浓度偏低，导致界面扩散有限。而在电流 1300 A 时，界面大部分区域出现明显的扩散（图 9b）；随着电流增加至 2600 A 时，扩散产生的中间相的厚度也随之增大（图 9c）；在电流 3900 A 条件下（图 9d），界面分布着连续且呈近似均匀分布的中间相，所生成的 IMC 层厚度为 0.7 μm ，该厚度明显低于单一超声焊在 0.4 s 时的厚度 1.1 μm 。这说明复合焊在保证界面连接所需温度的前提下，能减小中间相厚度。通过辅助电流的施加，增加了对脆性中间相的调控手段。由于母材和 IMC 层之间的物理性能差异很大，过厚的 IMC 层会降低 Cu/Al 接头的抗拉强度。根据 Liu 等^[19]的报道，当 Cu/Al 界面的 IMC 厚度超过 1 μm

时，Cu/Al 超声波焊接接头的抗拉强度会降低。

为了获得界面金属间化合物的物相组成，采用 EDS 对单一超声焊在 0.4 s 和复合焊（电流 3900 A）在 0.2 s 时的焊接界面中间相元素的组成进行了分析，测量位置如图 9 中所示。根据 EDS 线扫描测试结果（图 10a、图 10c），EDS 线扫描谱在 Al 侧的 IMC 层外即出现下降，这是因为有少量弥散 Cu 微粒残留在 IMC 附近（图 8），导致线扫描强度下降区域的宽度大于 IMC 层厚。在 IMC 区域的能谱显示，Cu 和 Al 元素的强度没有出现较大波动，初步推测界面扩散产生的中间相主要由单一相组成。根据点扫描结果（图 10b、10d），点 A 和 B 的元素质量分数分别为 50.96Al-49.04Cu 和 54.82Al-45.12Cu，换算成原子分数分别为 70.99Al-29.01Cu 和 74.24Al-25.76Cu。对照 Cu-Al 二元相图分析^[20]，说明复合焊界面以及单一超声焊的界面中间相均由 Al_2Cu 组成。

进一步明确复合焊接头中间相组成，对在电流 3900 A 条件下获得的断口 Al 侧进行了 XRD 分析，结果如图 11 所示。复合焊形成的 IMC 层主要由单一的 Al_2Cu 组成，这与 EDS 测试结果一致。此外，检测到少数 Cu 残留在 Al 中，这是因为复合焊接头强度明显高于 Cu 受超声软化影响后的剪切强度，导致部分 Cu 被撕裂了残留在 Al 侧。在 Al 侧粘附的 Cu 越多，形成的有效微观接头越多，接头强度也就越大^[21]。

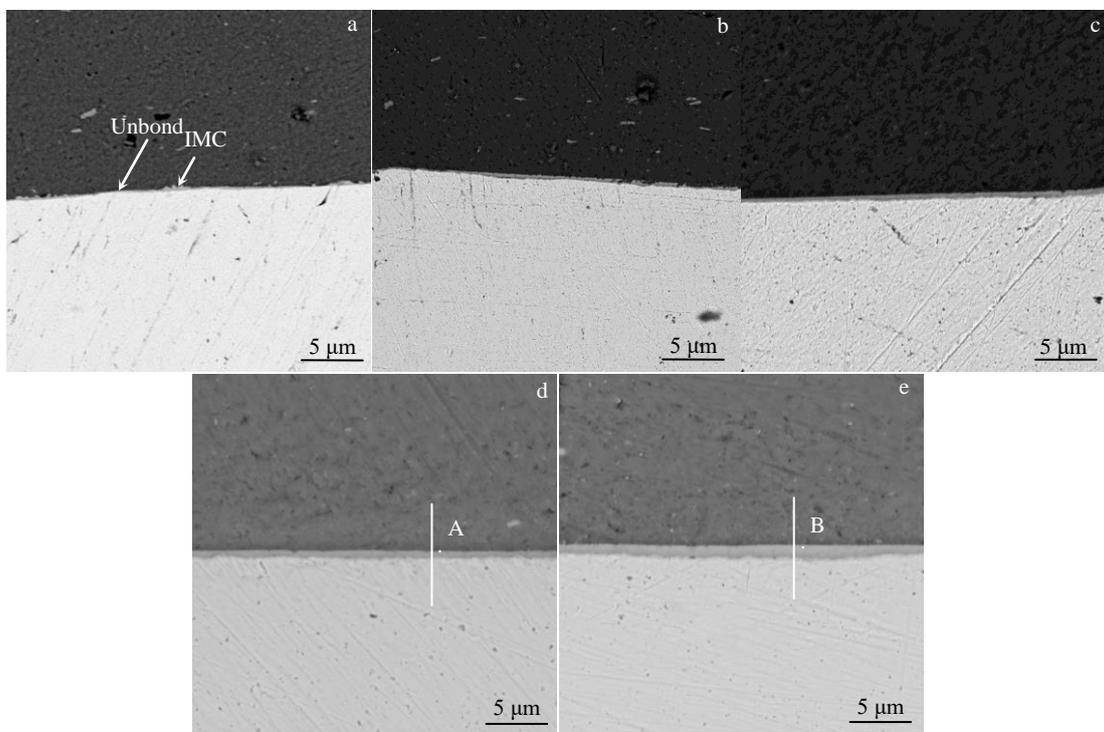


图 9 不同电流条件下复合焊在 0.2 s 和超声焊在 0.4 s 的界面中间相（IMC）形貌

Fig.9 Morphologies of interface IMC phase by AUSW for 0.2 s (a~d) and USW for 0.4 s (e) under different currents: (a) 0 A, (b) 1300 A, (c) 2600 A, and (d) 3900 A

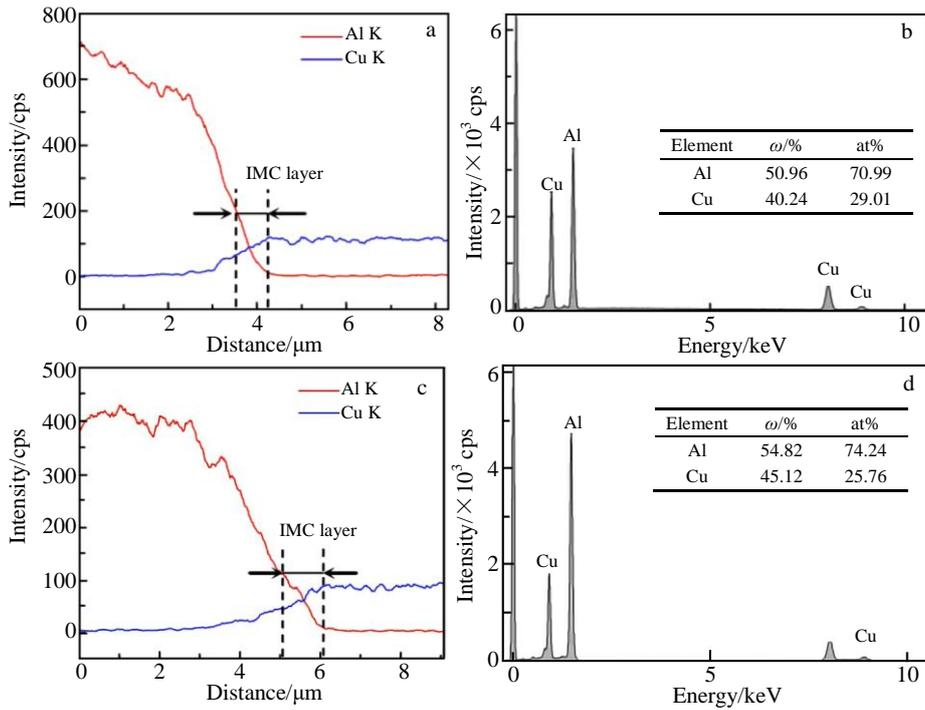


图 10 复合焊和超声焊的焊接界面中间相 (IMC) EDS 测试结果

Fig.10 EDS line scanning and EDS analysis results of interface IMC phase by AUSW for 0.2 s (a, b) and USW for 0.4 s (c, d)

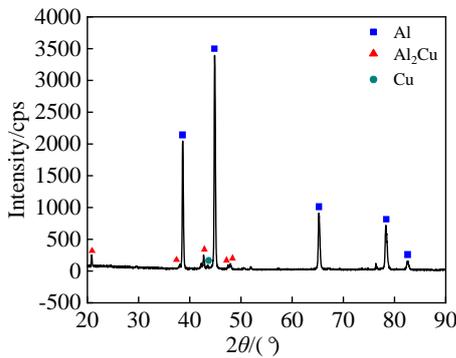


图 11 复合焊 Cu/Al 断口 XRD 图谱

Fig.11 XRD patterns of Cu-Al weld fracture surfaces by AUSW

2.4 复合焊接头力学性能

图 12 是在相同焊接时间 0.2 s、不同电流条件下测试的接头的抗拉剪力随焊接电流的变化。随着电流的增加，接头的力学强度也逐渐增大。单一超声波焊接（电流 0 A）拉剪力仅为 1860 N，这是因为此时界面能量及超声作用不足以形成可靠连接。而在电流 3900 A 条件下，接头平均拉剪力达到 3030 N，比单一超声焊接头强度高出 63%。该接头强度也比 1300、2600 A 电流下分别高出近 40%、19%，说明辅助电流能明显提升 Cu/Al 接头质量。接头抗拉强度受到塑性流动和 IMC 层厚度增加的影响，电流增大了塑性流动所形成了涡流状结构（图 8），漩涡产生的机械互锁有助于提高接头强

度，是导致抗拉强度增加的一个原因^[22]。另一方面，复合焊接界面生成的薄而均匀的 IMC 在促进界面冶金连接的前提下，也提高了 Cu/Al 接头焊接质量。

图 13 为不同电流和焊接时间下的焊接接头拉伸负载-位移曲线。由图中可知，在电流 3900 A 时，复合焊接头的塑性高于单一超声焊在同样 0.2 s 时的 69% 以及在 0.4 s 时的 12%。对比单一超声焊接 0.4 s 时，复合焊接头强度要高 10%。考虑到焊头端面面积为 7 mm×5 mm，复合焊接头强度换算为 87 MPa，该强度也比 Satpathy 等^[23]得到的 Cu/Al 超声焊接头强度（42 MPa）要高。

图 14 是 SEM 观察焊接电流在 3900 A 时复合焊接

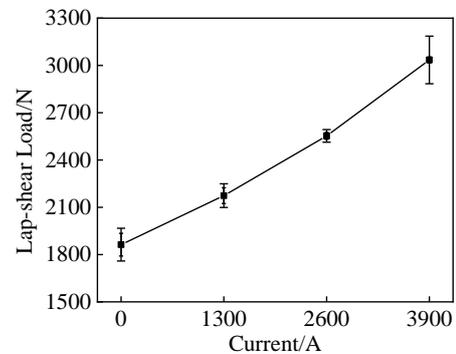


图 12 Cu/Al 接头抗拉剪力随焊接电流的变化

Fig.12 Variation of lap-shear force with current of Cu-Al weld by AUSW for 0.2 s

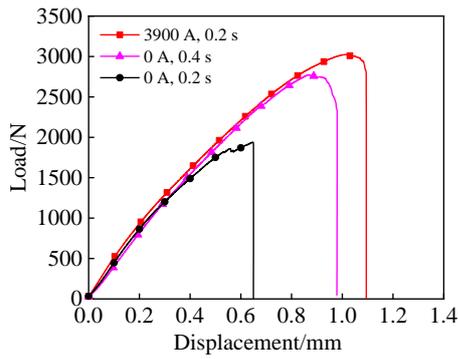


图 13 不同电流和焊接时间下 Cu/Al 焊接接头的负载-位移曲线
Fig.13 Load-displacement curves of Cu/Al weld under different currents and different time

接头在 Al 侧的拉伸断口形貌。宏观断口（图 14a）显示，界面存在明显的摩擦区域以及焊接区域，这说明复合焊接接头的断裂发生在 Cu/Al 界面 IMC 处。高速摩擦促使材料从界面区域流出并堆积在区域边缘，焊接界面区域面积与焊头端面近似。从图 14b 可知，界面附近分布着大量不同韧窝，韧窝所处的高度差距较大，这也说明界面有较大的塑性变形。从图 14c 可知，韧窝直径分布极不均匀，说明有大量二次韧窝存在，说明复合焊接强度较高。从图 14d 中可以明显看出，界面附近处存在明显的“菜叶”状的解理断裂特征，该断裂一般出现在焊接区域边缘；此外，解理断裂面附近也存在明显的沿晶断裂特征（图 14e），而该断裂一般出现在齿谷（Valley）下方^[24]。断口形貌 SEM 分析表明复合焊接接头为韧性-脆性复合断裂。

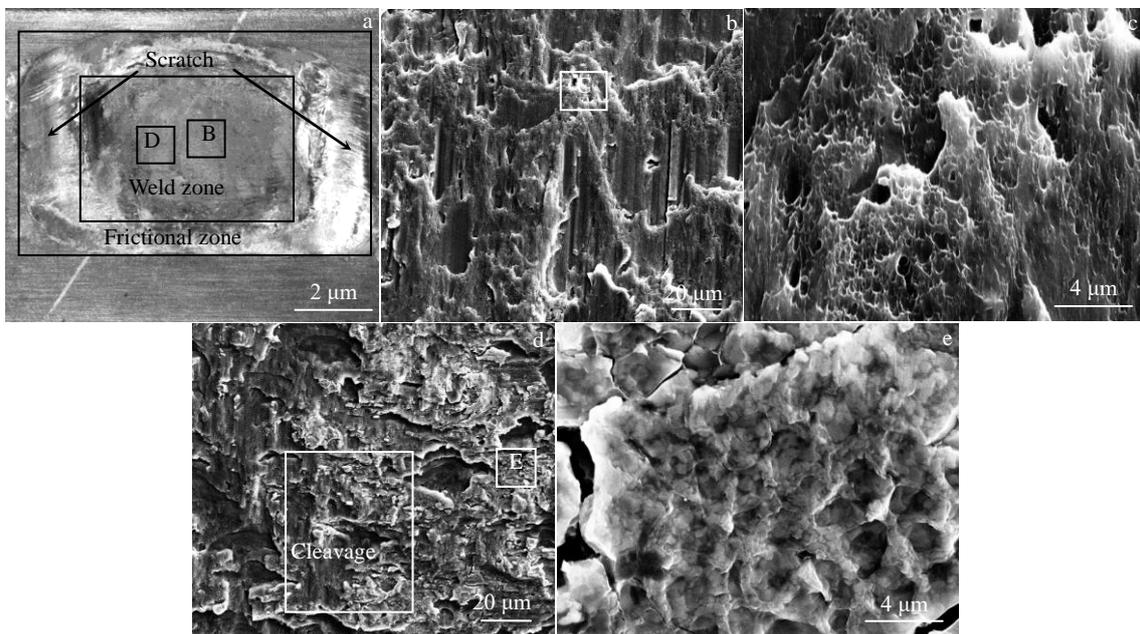


图 14 复合焊 Cu/Al 接头断口形貌

Fig.14 SEM morphology of fractured surface (a); magnified view of marked region B in Fig.14a (b); magnified view of marked region C in Fig.14b (c); magnified view of marked region D in Fig.14a (d); magnified view of marked region E in Fig.14d (e)

3 结 论

1) 在焊接时间 0.2 s、压力 1575 N、电流 3900 A 的焊接参数下，采用电阻热辅助大功率超声波焊接方法获得了无宏观缺陷、成型良好的接头。此时接头抗拉剪力为 3030 N，接头失效形式为韧性-脆性复合断裂。

2) 在相同时间 0.2 s 下，辅助电流显著加快了超声焊的界面升温过程，加速了工具头齿的嵌入，提高了焊接区域塑性变形程度，增强了界面扩散。

3) 复合焊在焊接时间 0.2 s 和电流 3900 A 时达到与单一超声焊接 0.4 s 时相近的界面温度、材料的嵌入及焊头下压位移，辅助的电流能加速了超声焊接过程，但复

合焊时的中间相的厚度明显小于单一超声焊。更高的材料塑性流动以及更薄的中间相提高了 Cu/Al 接头的力学性能。

参考文献 References

[1] Wang Zhenpo(王震坡), Yuan Changgui(袁昌贵), Li Xiaoyu(李晓宇). *Automotive Engineering*(汽车工程)[J], 2020, 317(12): 1606
 [2] Dhara S, Das A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 791(7): 139 795
 [3] Lee D, Cai W. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2017, 28(3): 428
 [4] Ao S, Li C, Zhang W et al. *Journal of Manufacturing*

- Processes*[J], 2019, 41(5): 307
- [5] Long Weimin(龙伟民), Zhao Yue(赵 月), Zhong Sujuan(钟素娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 7
- [6] Mathivanan K, Plappwr P. *Procedia Manufacturing*[J], 2019, 36(4): 154
- [7] Li Huan(李 欢), Zhou Kang(周 亢), Zhang Jinzhou(张锦洲) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2020, 41(4): 20
- [8] Gu Xiaoyan(谷晓燕), Meng Zhengyu(孟政宇), Liu Jing(刘 婧) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(6): 2139
- [9] Gu Xiaoyan(谷晓燕), Liu Dongfeng(刘东锋), Liu Jing(刘 婧) *et al. Journal of Jilin University, Engineering and Technology Edition* (吉林大学学报, 工学版)[J], 2019, 49(5): 1600
- [10] Yang J W, Cao B. *Materials Design*[J], 2015, 74(1): 19
- [11] Li H, Cao B, Yang J W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 256(6): 121
- [12] Khojastehnezhad V M, Pourasl H H. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(3): 415
- [13] Shen N, Samanta A, Ding H *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2016, 23(8): 306
- [14] Li Dong(李 东), Zhao Yangyang(赵杨洋), Zhang Yansong(张延松). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014, 35(2): 47
- [15] Ni Z L, Yang J J, Gao Z T *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 50(2): 57
- [16] Li H, Cao B. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 46(10): 194
- [17] Nguyen H D, Oh H S, Hong S T *et al. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*[J], 2015, 2(4): 365
- [18] Zhang Z J, Wang K F, Li J J *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7(1): 1
- [19] Liu J, Cao B, Yang J W. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 76(4): 34
- [20] Ni Z L, Yang J J, Hao Y X *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 107(1): 585
- [21] Li Huan(李 欢), Zhou Kang(周 亢), Cao Biao(曹 彪) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2021, 57(6): 87
- [22] Zhao Y Y, Li D, Zhang Y S. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2013, 18(4): 354
- [23] Satpathy M P, Mohapatra K D, Sahoo A K *et al. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2018, 338(1): 012 024
- [24] Ma Q C, Song C, Zhou J L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823(8): 141 724

Effect of Assisted Current on High-Power Cu/Al Ultrasonic Welding

Li Huan¹, Zhang Changxin¹, Ao Sansan², Zeng Caiyou³, Zhou Kang⁴

(1. School of Mechanical Engineering, Yangtze University, Jingzhou 434023, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

(3. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

(4. School of Mechatronical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: In order to obtain reliable Cu/Al dissimilar joints, current assisted Cu/Al high-power ultrasonic welding was proposed. The effects of current on the temperature rise, plastic flow, intermetallic compound (IMC) growth, and mechanical properties of the joints in Cu/Al ultrasonic welding were investigated. The results show that the obtained hybrid welded joint is well bonded, the tensile-shear force of the hybrid welding joint is 3030 N, and the fracture mode of the hybrid welding joint is ductile-brittle composite fracture. At the same welding time of 0.2 s, with the increase of the current, the peak temperature of the Cu/Al interface increases, and the metal plastic flow and diffusion at the interface also increase, which indicates that the assisted current can significantly enhance the interfacial metallurgy. Compared with the single ultrasonic welding at welding time of 0.4 s, the assisted current can meet the welding formation requirements of interface temperature and material plastic deformation, but reduce the thickness of the interface IMC layer. This is the primary reason for the enhanced Cu/Al joint by assisted current. The results provide guidance for optimizing the strength of Cu/Al current assisted ultrasonic welded joints.

Key words: ultrasonic metal welding; resistance spot welding; aluminum alloy; plastic flow; intermetallic compounds

Corresponding author: Li Huan, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering, Yangtze University, Jingzhou 434023, P. R. China, E-mail: lihuan@yangtzeu.edu.cn