

引用格式: 崔敏, 张顺猛, 熊凯, 等. Cu/Al 异质接头的钎焊: 一种新型低银 Al-Ge-Ag 中温钎料[J]. 中国材料进展, 2026, 45(4): 316-323.

CUI M, ZHANG S M, XIONG K, *et al.* Brazing of Cu/Al Heterogeneous Joints; A Novel Medium-Temperature Low-Silver Al-Ge-Ag Filler Metal[J]. Materials China, 2026, 45(4): 316-323.

Cu/Al 异质接头的钎焊: 一种新型低银 Al-Ge-Ag 中温钎料

崔敏¹, 张顺猛¹, 熊凯^{1,2}, 何俊杰¹, 叶运炆¹,
张硕¹, 杨瑞霞³, 闻明², 毛勇¹

(1. 云南大学材料与能源学院 材料基因研究中心, 云南昆明 650500)

(2. 云南贵金属新材料控股集团有限公司 国家重点贵金属功能材料实验室, 云南昆明 650106)

(3. 云南国土资源职业学院商务信息学院, 云南昆明 652501)

摘要: Cu/Al 异质接头在新能源领域应用潜力巨大, 但二者物化性质差异导致界面易形成脆性金属间化合物, 恶化接头性能。开发新型钎料并优化工艺是实现接头高性能连接的关键。基于 Thermo-Calc 热力学计算, 设计并制备了一种低银 Al-Ge-Ag 三元共晶钎料 ($\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$, 下标为原子数分数)。DSC 测量显示该钎料固相线与液相线温度分别为 417.26 和 436 °C, 熔程较窄, 满足 Cu/Al 异质接头钎焊需求。XRD、SEM 和 EDS 分析表明该铸态钎料合金由 Al 相、Ge 相及 Ag_2Al 相组成, 与预测一致。采用该钎料在真空中成功实现 Cu/Al 钎焊, 系统研究钎焊温度 (500, 520 和 540 °C) 对接头剪切强度的影响。结果表明, 520 °C 时钎焊接头界面结合良好, 无缺陷, 主要生成 Cu_3Al_2 与 Al_2Cu 化合物, 接头剪强度最高 (38.2 MPa)。为 Cu/Al 异质连接提供了一种新型中温低银钎料, 并为钎焊工艺优化提供了数据支撑。

关键词: Cu/Al 异质接头; 钎焊; Al-Ge-Ag 钎料; 微观组织; 剪切强度

中图分类号: TG454 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2026)04-0316-08

Brazing of Cu/Al Heterogeneous Joints: A Novel Medium-Temperature Low-Silver Al-Ge-Ag Filler Metal

CUI Min¹, ZHANG Shunmeng¹, XIONG Kai^{1,2}, HE Junjie¹, YE Yunyang¹,
ZHANG Shuo¹, YANG Ruixia³, WEN Ming², MAO Yong¹

(1. Materials Genome Institute, School of Materials and Energy, Yunnan University, Kunming 650500, China)

(2. State Key Laboratory of Precious Metal Functional Materials, Yunnan Precious Metal New Materials Holding Group Co., Ltd., Kunming 650106, China)

(3. School of Business and Information, Yunnan Land and Resource Vocational College, Kunming 652501, China)

Abstract: Cu/Al heterogeneous joints show significant application potential in new energy applications, but their prominent

收稿日期: 2025-11-10 修回日期: 2026-01-19

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52561008); 云南省大学生创新创业训练项目 (S202310673165); 云南贵金属实验室项目 (YPML-20240502096)

第一作者: 崔敏, 男, 2002 年生, 硕士研究生

通讯作者: 张顺猛, 男, 1990 年生, 助理研究员,

Email: mszhang@ynu.edu.cn

杨瑞霞, 女, 1991 年生, 讲师,

Email: 1433877504@qq.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202511004

substantial physicochemical properties differences lead to the formation of brittle intermetallic compounds at the interface, compromising joint performance. Developing novel brazing filler metals and optimizing the process are key to achieving high-performance joints. Based on Thermo-Calc thermodynamic calculations, this study designs and prepares a low-silver Al-Ge-Ag filler metal ($\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$, at%). DSC results of the filler metal indicate solidus and liquidus temperatures of 417.26 and 436 °C, respectively, with a narrow melting range, suitable for Cu/Al heterogeneous brazing. XRD, SEM and EDS analysis confirm that the as-cast alloy consists of Al, Ge and Ag_2Al phases, consist-

ent with predictions. Using this filler metal, successful vacuum brazing of Cu/Al is achieved, and the effect of brazing temperature (500, 520 and 540 °C) is systematically investigated. Results show that joints brazed at 520 °C exhibit excellent interfacial integrity without defects, primarily forming Cu_3Al_2 and Al_2Cu compounds and achieve the highest shear strength of 38.2 MPa. This study provides a novel medium-temperature low-silver filler metal for Cu/Al heterogeneous joining and offers data support for brazing process optimization.

Key words: Cu/Al heterogeneous joints; brazing; Al-Ge-Ag filler metal; microstructure; shear strength

1 前言

在现代工业领域中, 针对异种材料的钎焊技术至关重要, 特别是在航空航天、汽车、微电子、化工、制冷和电力传输等领域, 需要在提高性能、减轻重量的同时实现成本效益^[1-3]。Cu 具有良好的导电、导热和加工性能, 在电气、汽车和新能源领域得到广泛应用^[1]。Al 作为导电性能优异、密度较小且价格较低的材料, 已成为 Cu 的良好替代品^[4, 5]。因此, Cu/Al 异种有色金属接头具有广泛的实际应用价值^[2]。但如何实现高质量、高性能的 Cu/Al 异种接头仍然是一项重大挑战。这是因为 Al 和 Cu 性能差异显著, 会导致在传统熔焊过程中产生裂纹、气孔和有害相等缺陷^[6]。

目前, 实现 Cu/Al 连接的主要方式包括机械连接、熔焊、压焊与钎焊等。在机械连接过程中, 铝表面易形成致密氧化膜, 降低连接界面的结合强度, 导致接头早期失效。在熔焊时, Al 的熔点较 Cu 低约 423 °C, 且其热容量与熔化潜热较大, 焊接过程难以控制; 此外, Al 与 Cu 互熔易形成多种高电阻、高脆性的金属间化合物(如 CuAl 、 Al_2Cu 、 Cu_3Al_2 、 Cu_4Al_3 、 Cu_9Al_4), 严重影响接头的力学与电学性能^[7-9]。尽管通过压焊可获得性能较优的 Cu/Al 接头, 但设备成本高、工艺复杂、对构件适应性差及生产周期长等问题限制了其规模化应用^[10]。

钎焊作为一种通过液态钎料填充基材间隙形成冶金结合的连接工艺, 是实现高性能 Cu/Al 异种材料接头的有效途径。研究表明, 界面处形成的金属间化合物是影响接头性能的关键因素。Feng 等^[7]采用 Al-Si-Mg-Bi 钎料进行 Cu/Al 钎焊时, 发现界面处生成 Cu_3Al_2 与 Al_2Cu 等脆性相, 导致接头强度下降; Xia 等^[11]使用 Al-12Si 共晶钎料在真空条件下钎焊也观察到类似现象, 且化合物层硬度显著高于母材。为改善界面质量, 采用 Zn-Al 钎料并通过优化工艺参数, 成功获得了结合致密的 Cu/Al 接头。利用 Zn-Al 钎料钎焊 Cu/Al 时, 因 Cu 和 Al 的物理和化学性质差异较大, 结合处易形成脆性化合物, 导致冶金结合达不到理想效果, 造成焊点失效, 甚至会影响整个系统^[12-14]。由此来看, 目前 Cu/Al 异种材料钎焊技术还不太成熟, 钎料和钎剂均有待改善^[15]。因此, 探索新型合金体系以获得更优异的接头, 具有较高的工业使用价值。

本文基于 Thermo-Calc 热力学计算, 预测 Al-Ag-Ge 三元合金中的一种新型共晶成分 ($\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$, 下标为原子数分数) 及其相组成演变规律, 并通过差示扫描量热法 (differential scanning calorimetry, DSC) 验证共晶反应温度与熔程。采用真空钎焊成功实现 Cu/AlGe_{25.5}Ag₅/Al 异质接头的制备, 优化了钎焊工艺窗口。结合 X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD)、扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 与能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 等手段, 系统表征了合金及其钎焊接头的物相组成和钎焊机制, 并评价了接头的剪切性能。本研究为 Al/Cu 异质结构钎焊提供了新的钎料选择与工艺依据, 也为以 Al 代 Cu 的轻量化设计与应用提供了技术支持。

2 实验

2.1 合金成分设计

采用 Thermo-Calc 热力学模拟软件及其集成 TCHEA5 数据库, 对 Al-Ge-Ag 三元合金体系的相平衡行为进行了系统计算。通过调节各组元的原子百分比, 系统分析了不同成分条件下合金中平衡相的类别、组成及其稳定存在的温度区间。基于吉布斯自由能最小化原理, 经多轮成分迭代与相图分析, 最终确定了一个具有共晶反应特征的新型合金成分, $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 。

2.2 样品制备

实验选用高纯金属原料(铝板、锆块、银粒, 纯度均 >99.99%), 按 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 的目标成分进行精确称量。采用高频感应熔炼工艺在氩气保护下制备合金, 经 2~3 次反复熔炼确保成分均匀, 最终通过线切割、打磨及清洗获得厚度约 200 μm 的洁净钎焊片样品。选用工业纯铜板与铝板 (50 mm×10 mm×2 mm) 作为母材, 依次采用粒径为 15 和 5 μm 的砂纸对搭接面及钎料进行打磨, 再经粒径为 3.75 μm 的金刚石抛光膏抛光至相近表面状态。随后使用丙酮对试样进行 10 min 超声清洗, 以去除表面污染物。按图 1 所示装配方式将钎料置于铜铝母材间, 控制搭接长度为 2 mm, 置于真空管式炉中 (真空度 $\leq 5 \times 10^{-3}$ Pa) 进行钎焊。焊接过程以 10 °C/min 升温速率加热至设定温度 (500, 520 和 540 °C), 保温 15 min 后随炉冷却, 即可获得钎焊接头。

2.3 测试和表征

采用 DSC 对样品进行热分析, 分析测试在氩气保护

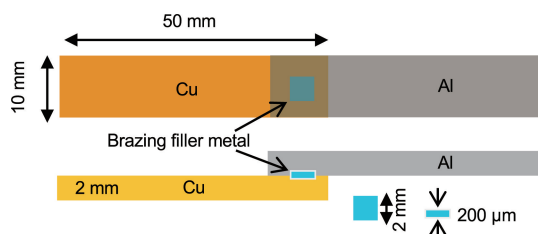


图 1 接头搭接焊接示意图

Fig. 1 Schematic diagram of lap welding for joint connection

下以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速率从 $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 加热至 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。使用 XRD 进行物相分析, 采用 $\text{Cu-K}\alpha$ 辐射源 ($\lambda = 0.15406\text{ nm}$), 以 $2\text{ }^{\circ}/\text{min}$ 的步进速率在 $10^{\circ} \sim 90^{\circ}$ 的 2θ 范围内进行扫描。采用配备能谱系统的 SEM 对材料的微观形貌、元素分布及相组成进行表征。使用电子万能试验机在室温条件下对接头剪切试样进行拉伸测试, 应变速率为 0.001 s^{-1} 。

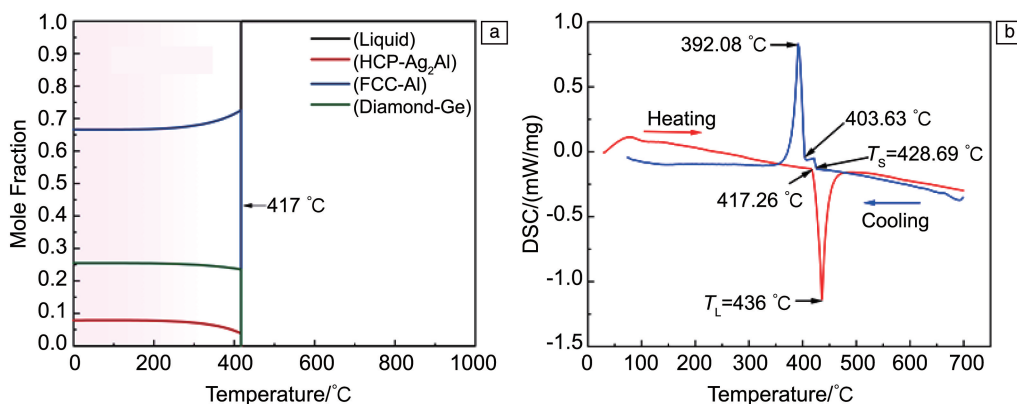
3 结果与讨论

3.1 铸态合金热力学相图和差示扫描量热曲线

为探索 Al-Ge-Ag 三元合金的共晶成分, 采用 Thermo-Calc 软件包及 TCHEA5 热力学数据库, 对 Al-Ge-Ag 三元合金体系进行 CALPHAD 模拟。通过预测不同合金成分的平衡凝固路径及各平衡相的体积分数, 明确合金体系中各平衡相的组成及其稳定存在的温度区间, 进而确定了一个新型低银中温钎料成分 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 。图 2a 为计算的 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 合金的平衡凝固曲线, 结果显示, 该合金在 $417\text{ }^{\circ}\text{C}$ 发生三元共晶反应, 液相同时析出六方结构的 Ag_2Al 相、面心立方结构的 Al 相以及金刚石立方结

构的 Ge 相, 呈现出典型的三相共晶转变特征。在随后的冷却过程中, Al 相的物质的量分数略有降低, 而 Ge 相与 Ag_2Al 相的物质的量分数则逐渐上升, 反映了固相之间溶质分配的动态变化。

为进一步验证合金热力学计算结果的准确性, 利用 DSC 测试了 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 合金的升温 and 降温曲线, 如图 2b 所示。由图可知, $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 合金在升温过程中仅有一个吸热峰, 符合共晶合金熔化的特征。合金开始熔化的温度为 $417.26\text{ }^{\circ}\text{C}$, 这与热力学计算得到的 $417\text{ }^{\circ}\text{C}$ 吻合。在 $436\text{ }^{\circ}\text{C}$ 处为吸热峰的最大值, 一般认为该温度为液相线温度 (T_L)^[16]。在降温过程中, 在 $428.69\text{ }^{\circ}\text{C}$ 处出现一个小的放热峰, 这是由于在实际的凝固过程中合金熔体存在一定的过冷度 ($7.31\text{ }^{\circ}\text{C}$)。Li 等^[17] 的研究表明, 在较低的冷却速率下, Ag_2Al 相与 Al 相几乎同时形成, Ag_2Al 相作为初生相的生长优势并不凸显。因此, Ag_2Al 相和 Al 相率先同时析出 ($L \rightarrow \text{Ag}_2\text{Al} + \text{Al} + L_1$), 释放出热量^[17]。随着熔体温度进一步降低至 $403.63\text{ }^{\circ}\text{C}$, 合金的剩余液相发生 Al 和 Ge 的共晶反应 ($L_1 \rightarrow \text{Al} + \text{Ge}$), 释放大量的结晶潜热形成更大的放热峰^[18]。当温度达到 $392.08\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时放热峰值最大, 一般认为在该温度合金完全凝固, 该温度为固相线温度 (T_S)。需要指出的是, 上述 Thermo-Calc 计算是基于理想热力学平衡条件, 即假设冷却速率趋近于无限缓慢。然而, 实际实验过程中的凝固通常处于非平衡状态, 冷却速率较快, 这可能导致实际凝固温度、相组成及相分数与平衡预测结果之间存在一定偏差。

图 2 铸态 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 合金热力学计算相图(a)和 DSC 曲线(b)Fig. 2 Thermodynamic calculated phase diagram (a) and DSC curves (b) of as-cast $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ alloy

3.2 铸态合金相组成

图 3 为铸态 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 合金的 XRD 图谱。物相鉴定结果表明, 该合金主要由 Al 相、Ge 相和 Ag_2Al 相组成, 与热力学模拟预测的相组成一致。其中, Al 相为面心立

方结构 (FCC, 空间群为 $Fm\bar{3}m$), Ge 相为金刚石立方结构 (空间群为 $Fd\bar{3}m$), Ag_2Al 相为密排六方结构 (HCP, 空间群为 $P6_3/mmc$)。根据布拉格方程 ($n\lambda = 2d\sin\theta$), 衍射角 2θ 的减小通常反映晶面间距 d 值增大 (晶格膨胀),

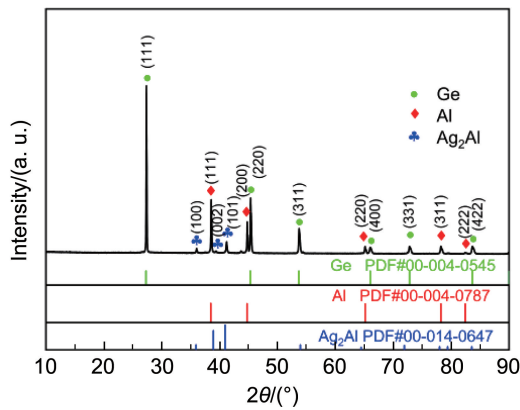


图 3 铸态 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD pattern of AlGe_{25.5}Ag₅ as-cast alloy

表 1 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金的相结构参数

Table 1 Structure parameters of Phases in AlGe_{25.5}Ag₅ alloy

Phase	Structure type	Space group	a/nm	b/nm	c/nm	α/(°)	β/(°)	γ/(°)
Al	Cubic	$Fm\bar{3}m$	0.404 94	0.404 94	0.404 94	90	90	90
Ag ₂ Al	Hexagonal	$P6_3/mmc$	0.288 5	0.288 5	0.462 4	90	90	120
Ge	Cubic	$Fd\bar{3}m$	0.565 76	0.565 76	0.565 76	90	90	90

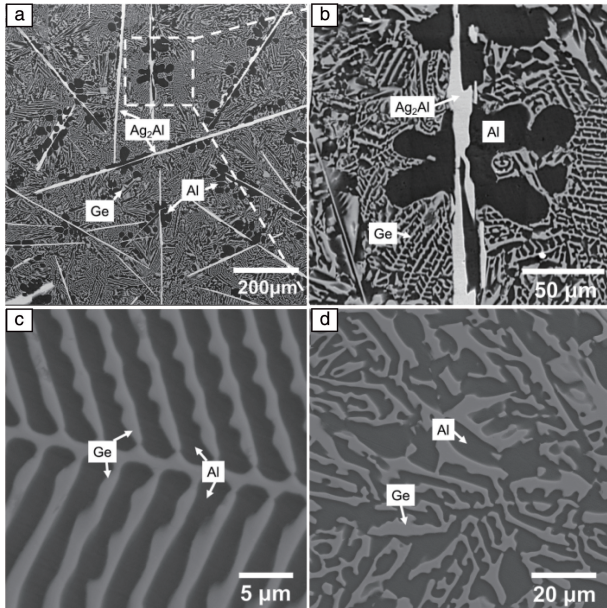


图 4 铸态 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金组织形貌: (a) 低倍整体组织形貌, (b) 初生 Ag₂Al、Al 及共晶组织形貌, (c) Al-Ge 共晶片层结构, (d) 共晶组织与初生 Al 界面

Fig. 4 Microstructure morphology of as-cast AlGe_{25.5}Ag₅ alloy: (a) overall microstructure at low magnification, (b) morphology of primary Ag₂Al, Al and eutectic structure, (c) lamellar structure of Al-Ge eutectic, (d) interface between eutectic and primary Al

而 2θ 增大则对应 d 值减小(晶格收缩)^[19]。本实验中各相衍射峰与标准 PDF 卡片基本一致,表明在铸态条件下,各元素之间的固溶度较低,未引起明显的晶格常数变化。3 个相的详细晶体学参数汇总于表 1 中。

3.3 铸态合金组织形貌

图 4 为铸态 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金的 SEM 二次电子照片。从图 4a 中可以观察到,合金微观组织由 3 种典型形貌的相组成:笔直针状结构的白色相、树枝晶形貌的黑色相以及黑色相和灰色相共同形成的共晶组织。图 5a 为 Ag, Al 和 Ge 3 个元素分布的叠加图。图 5b、5c 和 5d 分别为 Ag, Al 和 Ge 元素的分布图。由此可对物相组成进行初步判断:白色相富含 Ag 与 Al 元素,黑色相为富 Al 区域,灰色相则为富 Ge 区域。

进一步结合 XRD 物相分析(图 3)可识别出各相结构:白色针状相为初生 Ag₂Al 金属间化合物,黑色树枝晶相为 Al 固溶体,灰色共晶区域中的相为 Ge 固溶体。上述显微组织特征与 DSC 所揭示的合金凝固路径高度吻合,进一步证实了该合金在冷却过程中依次发生初生 Ag₂Al+Al 相析出(L→Ag₂Al+Al+L₁),剩余液相发生共晶转变(L₁→Al+Ge)的凝固路径。从图 4c 和 4d 还观察到 Al 相和 Ge 相形成的不规则的共晶组织和羽毛状(或鱼骨状)共晶组织^[20, 21]。

3.4 Cu/AlGe_{25.5}Ag₅/Al 接头组织和相组成

为了进一步探明 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金钎焊 Cu/Al 的工艺和接头性能,选用纯铜板与纯铝板进行钎焊,钎焊温度分别设置为 500, 520 和 540 °C,保温时间为 15 min。图 6 为用 AlGe_{25.5}Ag₅ 钎料在不同温度下真空钎焊 Cu/Al 接头的横截面 SEM 二次电子照片。可以观察到,在 3 种不同钎焊温度下进行焊接,Cu/Al 接头填充均较为良好。Al 侧接头均无明显裂纹,但焊接界面崎岖不平,且 Al 基体出现熔蚀,表明焊料在 Al 上具有出色的润湿性^[22]。在 Cu 侧焊接区域,在 500 °C 钎焊的接头中观察到微小的气孔(图 6a);在 540 °C 钎焊时,Cu 侧焊接界面出现明显的裂纹(图 6c 和 6d),这是由于钎焊温度过高,随炉冷却时冷却速率快,产生极大的收缩应力,导致在金属间化合物层形成热裂纹;520 °C 钎焊的接缝处没有微裂纹和

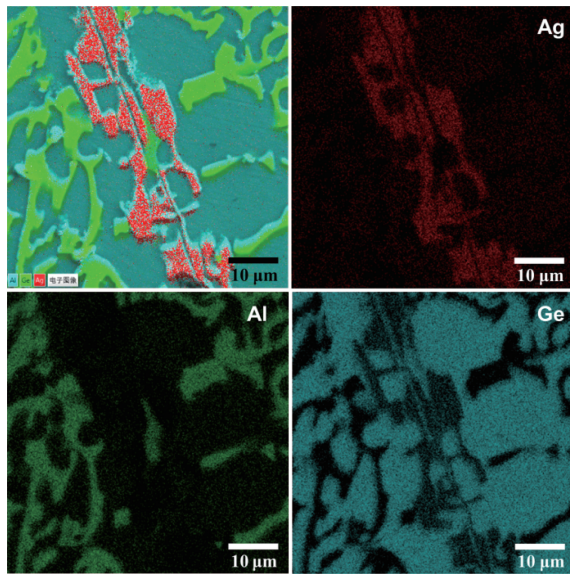


图 5 AlGe_{25.5}Ag₅ 合金 EDS 面扫结果
Fig. 5 EDS mapping of the AlGe_{25.5}Ag₅ alloy

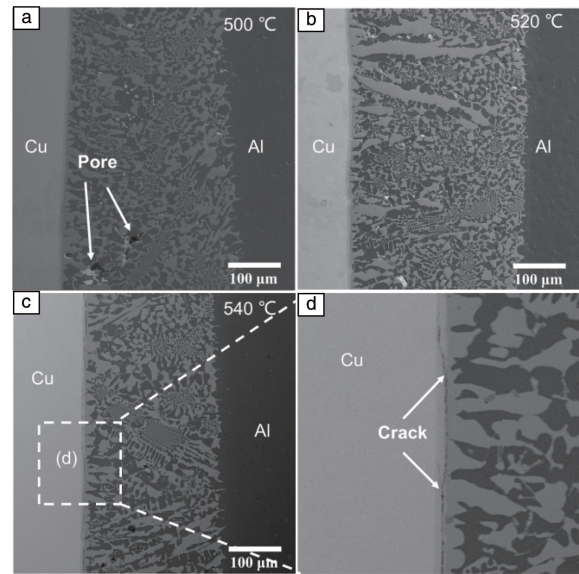


图 6 不同钎焊温度下 Al/AlGe_{25.5}Ag₅/Cu 合金焊接接头显微组织
Fig. 6 Microstructure of Al/AlGe_{25.5}Ag₅/Cu alloy welded joints at different brazing temperatures

气孔等结构缺陷(图 6b), 说明该钎料在 520 °C 时具有较好的钎焊性能。

3.5 Cu/AlGe_{25.5}Ag₅/Al 接头钎焊机制

为深入解析钎焊接头的微观组织特征和相结构, 选

取在 520 °C 钎焊的接头进行深入分析。如图 7 所示, 将接头的微观组织划分为 5 个典型区域(标记为 I~V 区)。其中, I 区与 V 区分别为 Cu, Al 母材基体。II 区与 IV 区为元素互扩散形成的过渡区, AlGe_{25.5}Ag₅ 钎料与 Cu 基体

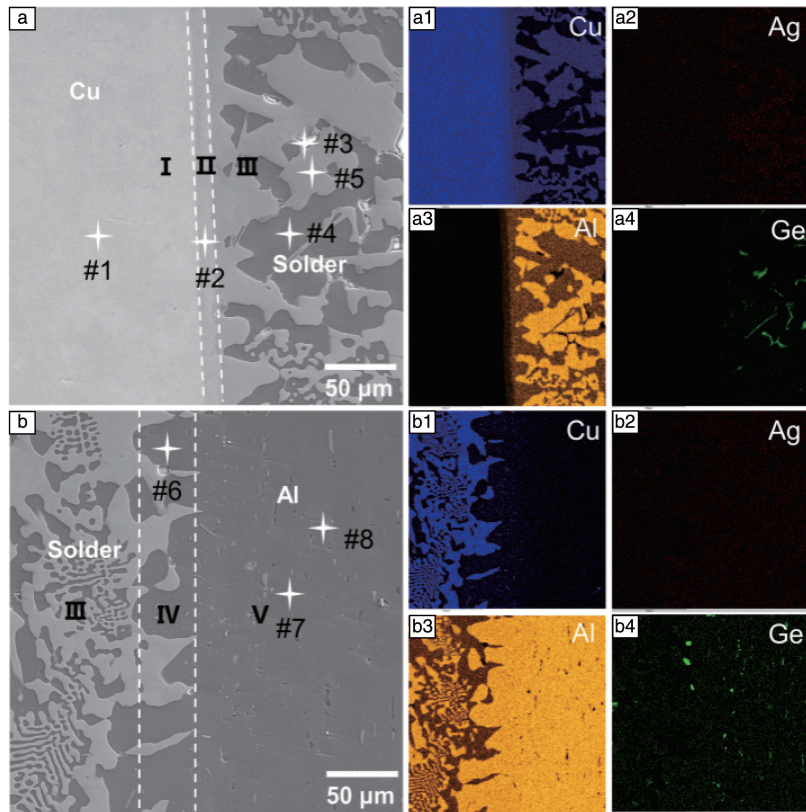


图 7 520 °C 钎焊 Cu/Al 接头界面组织和 EDS 元素面扫结果: (a) Cu 侧界面, (b) Al 侧界面
Fig. 7 Microstructure and EDS mapping of Cu/Al joint interface brazed at 520 °C: (a) Cu side interface, (b) Al side interface

界面(II区)较为平直, 而 IV 区的钎料和 Al 基体间呈锯齿状界面形貌。III 区为焊缝中心区域, 其微观组织由白色相、黑色相、灰色相及网格状共晶组织组成。结合 EDS 面扫描元素分布来看, 在 Cu 基体一侧(图 7a₁ ~ 7a₄), II 区域形成 Cu(Al)组成的相, III 区中白色相为富 Ge 相, 黑色相为富 Al 相, 灰色相为 Al(Cu)组成的相。在 Al 基体一侧(图 7b₁ ~ 7b₄), 黑色相为富 Al 相, 灰色相为 Al(Cu)相, 基体中(V 区)存在富 Ge 相。

为了进一步分析接头相组成, 选取了不同衬度的 8 个点进行 EDS 点扫描元素分析, 各元素的含量列在表 2 中。由表中的元素占比可推断, 白色相为富 Ge 相, 黑色相为

富 Al 相, 灰色相为 Al₂Cu 相, II 区域形成的 Al(Cu)相为 Cu₃Al₂(金属间化合物层)。由此可分析, 在钎焊前, 钎料的组成相为 Al、Ag₂Al 和 Ge 3 个相; 钎焊后, 钎料中的部分 Ge 相扩散到 Al 基体中, 形成细小颗粒状组织, 也有部分 Ge 留在钎料层中。钎料中的 Ag 元素在钎焊过程中向 Cu 基体和 Al 基体扩散形成固溶体, 钎料层中的 Ag₂Al 相因 Ag 元素向基体扩散, 不再形成化合物相。钎料中的 Al 元素在 Cu 基体侧与 Cu 形成 Cu₃Al₂ 化合物层^[9], 在钎料层则形成 Al₂Cu 相。在 Al 基体侧(V 区)检测到微量的 Cu 元素, 这表明在钎焊过程中, Cu 扩散至 Al 基体, 以固溶体的形式存在。

表 2 图 7 各测量点的 EDS 元素点扫结果

Table 2 EDS elemental point scanning results of each measurement point in figure 7

Point	Elements and content/at%				Putative phases
	Cu	Al	Ag	Ge	
#1	99.46	0.14	0.1	0.3	Cu-rich
#2	60.65	39.05	0.025	0.275	Cu ₃ Al ₂
#3	0.03	0.02	0.03	99.92	Ge-rich
#4	1.36	98.42	0.133	0.06	Al-rich
#5	32.78	66.96	0.04	0.22	Al ₂ Cu
#6	1.575	97.85	0.35	0.225	Al-rich
#7	0.13	99.25	0.27	0.35	Al-rich
#8	0.04	0.04	0.03	99.89	Ge-rich

图 8 为 520 °C 下钎焊获得的 Cu/Al 接头界面区域的 EDS 线扫描元素分布结果。在 Cu 基体一侧(图 8a), Cu 元素浓度在扩散层边界处出现显著下降, 并在穿过该层后进一步降低。与之对应, Al 元素从无到有逐步上升, 并在跨越金属间化合物层进入钎料区后继续升高。该分布特征与前述分析中判定金属间化合物层为 Cu₃Al₂ 相、

钎料层中形成 Al₂Cu 相的结论一致, 同时也进一步证实 Cu 元素由基体向钎料层发生了明显扩散。Ag 元素在进入钎料层后才略有显现, 且其分布曲线较为平缓, 说明 Ag 元素向 Cu 基体中的扩散程度较低。值得注意的是, Ge 元素在钎料层中一些位置出现明显的浓度尖峰, 表明该位置发生了 Ge 元素的局部偏聚。

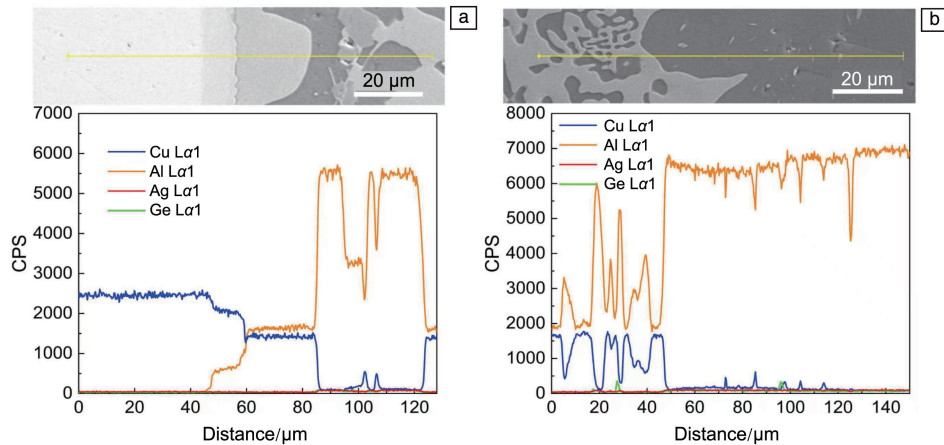


图 8 520 °C 钎焊所得 Cu/Al 接头界面 EDS 元素线扫结果: (a) Cu 基体侧, (b) Al 基体侧

Fig. 8 EDS elemental line scanning results at the Cu/Al joint interface brazed at 520 °C: (a) Cu substrate side, (b) Al substrate side

在 Al 基体一侧(图 8b), 钎料层中的 Cu 与 Al 元素呈现明显的浓度互补分布特征, 此现象与界面处形成的共晶网格结构密切相关。当 Cu 元素含量降至接近零时, 对应区域为富 Al 相; 而在 2 种元素共存区域, 则对应 Al_2Cu 金属间化合物的形成, 该结果与前述物相分析结论一致。Ge 元素在钎料层及 Al 基体内部均出现明显的浓度峰, 表明该元素在这 2 个区域发生了局部偏聚。Ag 元素在钎料层中的分布趋势与在 Cu 基体一侧相似, 但在进入 Al 基体后其浓度显著上升, 证实在钎焊过程中 Ag 元素向 Al 基体发生了显著扩散, 该现象与前期分析结果相互印证。

为进一步揭示钎焊过程中的元素扩散和相形成机制, 绘制了接头处钎焊前后元素扩散和相转变示意图(图 9)。钎焊前, 接头处由 Cu, Al 基体和钎料组成, 其中钎料由 Al 相、Ge 相和 Ag_2Al 相组成。钎焊后, 接头处在 Cu 基体一侧形成了金属间化合物(Cu_3Al_2)层, 在 Al 基体一侧则形成钎料和基体溶蚀层, 中间层由 Ge 相、富 Al 相和 Al_2Cu 相组成。由热力学理论可知, 物质总是从化学势高的区域自发地向化学势低的区域扩散, 以达到更稳定的状态。在钎焊温度下, Cu 原子在液态(钎料层)或固态(Al 基体)中的化学势远低于其在纯 Cu 母材中的化学势, 因此极易向钎料和 Al 基体扩散, 在 Cu 基体一侧形成 Cu_3Al_2 , 在钎料中形成 Al_2Cu 。Ag 元素向 Al 基体扩散, 形成固溶体相, 有利于提升接头的强度。Ge 元素也向 Al 基体扩散, 形成富集的 Ge 相, 对接头形成第二相强化。

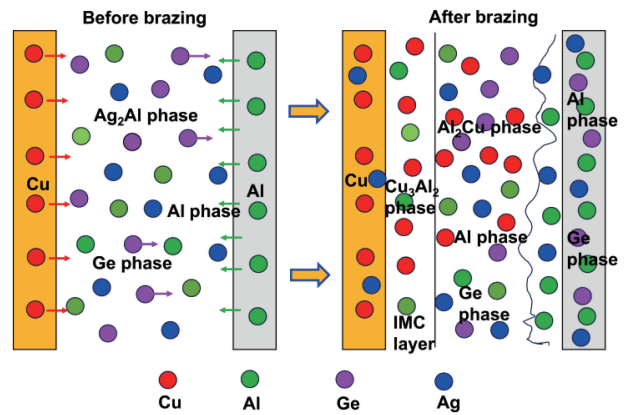


图 9 Cu/Al 接头钎焊前后元素扩散和相转变示意图

Fig. 9 Schematic diagram of element diffusion and phase transformation at the Cu/Al joint before and after brazing

3.6 Cu/AlGe_{25.5}Ag₅/Al 接头的剪切性能

对采用 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 钎料制备的 Cu/Al 异质接头进行剪切性能测试, 结果如图 10 所示。实验结果表明, 随着钎焊温度升高, 接头剪切强度呈现先升后降的变化趋势。在 520 °C 保温 15 min 的工艺条件下, 接头达到最高剪切强度, 为 38.2 MPa。而当温度进一步升高至 540 °C 时, 强度则下降至 30.2 MPa。上述现象说明在一定范围内提高钎焊温度有助于促进界面结合与元素扩散, 从而提升接头强度; 但温度过高可能会导致界面反应过度、脆性金属间化合物层增厚或微观缺陷增多, 致使力学性能劣化。

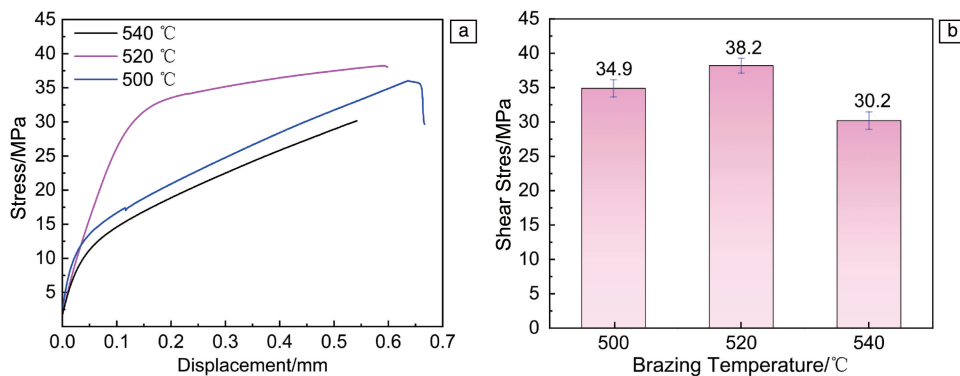


图 10 不同钎焊温度下 Cu/Al 接头的工程应力-应变曲线(a)和剪切强度(b)

Fig. 10 Engineering stress-strain curves (a) and shear strength (b) of Cu/Al joints brazed at different temperatures

4 结 论

(1) 基于 Thermo-Calc 热力学模拟与实验验证, 成功设计并制备出满足 Al/Cu 异质钎焊的钎料 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ (下标为原子数分数) 合金, 其理论共晶温度为 417 °C, 与实际差示扫描量热法测试结果高度吻合。该合金主要由 Al 相、Ge 相和 Ag_2Al 相组成, 具备良好的熔化特性与组织

稳定性。

(2) 采用 $\text{AlGe}_{25.5}\text{Ag}_5$ 钎料在真空条件下成功实现了 Cu/Al 异质接头的可靠连接。在 520 °C 保温 15 min 条件下, 接头界面结合良好, 无明显缺陷, 剪切强度达到最高值 38.2 MPa。

(3) 微观结构分析表明, 钎焊过程中 Cu 元素向钎料层扩散形成 Cu_3Al_2 与 Al_2Cu 等金属间化合物层, 钎料中

Ag 元素则扩散并固溶于 Cu 基体和 Al 基体中, Ge 元素在 Al 侧发生偏聚。

(4) 本研究提出的 Al-Ge-Ag 三元钎料体系为中温 Cu/Al 异质钎焊提供了一种新型低 Ag 材料选择, 具有良好的工程应用前景, 并为以 Al 代 Cu 的轻量化结构设计与制造提供了理论与工艺支撑。

参考文献 References

- [1] MEHTA K P. *Materials & Manufacturing Processes*[J], 2016, 31(3): 233-254.
- [2] XUE P, NI D R, WANG D, *et al.* *Materials Science & Engineering: A*[J], 2011, 528(13/14): 4683-4689.
- [3] TINA B, HURSANAY F, LISE S, *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2023, 54: 2689-2702.
- [4] LI W, DONG H, ZHANG B, *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 332: 118537.
- [5] TOKITA S, LIU C Y, SATO Y S. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 7619-7633.
- [6] ZUO L, HAN Y, SHAO W, *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 9276-9288.
- [7] FENG J, XUE S B, WEI D. *Materials & Design*[J], 2012, 42: 156-163.
- [8] LEE K, RINKER T J, POUR M M, *et al.* *Manufacturing Letters*[J], 2023, 35: 221-231.
- [9] MAO Y, QIN D, XIAO X, *et al.* *Materials Science & Engineering: A*[J], 2023, 865: 144164.
- [10] SHINOZAKI K, KOYAMA K. *Materials Science Forum*[J], 2007, 539: 4075-4080.
- [11] XIA C Z, LI Y J, PUCHKOV U A, *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2009, 25(3): 383-387.
- [12] 刘勇, 韩晓辉, 叶结和, 等. *电焊机*[J], 2018, 48(3): 5.
LIU Y, HAN X H, YE J H, *et al.* *Electric Welding Machine*[J], 2018, 48(3): 5.
- [13] ZHAO D, LI D, XIAO Y, *et al.* *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2024, 109: 107001.
- [14] DONG H, HU W, DUAN Y, *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(2): 458-464.
- [15] 陈晨, 张亮, 王曦, 等. *材料导报*[J], 2023, 37(22): 138-150.
CHEN C, ZHANG L, WANG X, *et al.* *Materials Reports*[J], 2023, 37(22): 138-150.
- [16] YANG X, HE J, XU S, *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 1515-1527.
- [17] LI H R, RUAN Y, WEI B B. *SCIENTIA SINICA Technologica*[J], 2022, 52(6): 941-956.
- [18] ZHANG S, XIONG K, YANG R, *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2024, 39: 108999.
- [19] ZHANG S, XIONG K, YANG R, *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 1584-1595.
- [20] DERKACHENKO L I, KORCHUNOV B N, NIKANOROV S P, *et al.* *Physics of the Solid State*[J], 2014, 56(3): 527-530.
- [21] LIU X, CAO C, WEI B. *Progress in Natural Science*[J], 2003, 13(2): 157-160.
- [22] 孟永成, 刘强, 袁东立, 等. *焊接学报*[J/OL], 2026. (2026-03-21)[2026-03-23]. https://kns.cnki.net/kcms2/article/abstract?v=ZBmzy5eCHcZBe9fSDLXMv1QfPcAovAY_RBZ-xmWnk4yY8WHXRPUIbCjsRNRQmG4RYEgyN1DAdx_pntuNKDnasFEHxDW2voWy6q_gRsbO1SE9KovIUITzJmcSH3_oT2absS0bCnXRr4NvrcHHDyPKY_t3D-PYwxi7pCTAUi5BN_Dy4gLXVlex_g=&uniplatform=NZKPT&language=CHS.
MENG Y C, LIU Q, YUAN D L, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*[J/OL], 2026. (2026-03-21)[2026-03-23]. https://kns.cnki.net/kcms2/article/abstract?v=ZBmzy5eCHcZBe9fSDLXMv1QfPcAovAY_RBZ-xmWnk4yY8WHXRPUIbCjsRNRQmG4RYEgyN1DAdx_pntuNKDnasFEHxDW2voWy6q_gRsbO1SE9KovIUITzJmcSH3_oT2absS0bCnXRr4NvrcHHDyPKY_t3D-PYwxi7pCTAUi5BN_Dy4gLXVlex_g=&uniplatform=NZKPT&language=CHS.