

Sn/Cu/Sn 夹层钎料超声钎焊 6061Al 工艺及接头耐蚀性研究[★]

王硕¹, 姜小涵¹, 陈伟², 毕正龙¹, 李游¹, 菅晓君¹, 刘润轩¹, 闫久春²

(1. 首都航天机械有限公司, 北京 100076;

2. 哈尔滨工业大学 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150006)

摘要: 6061Al 兼具优异的塑韧性与导热性能, 广泛应用于电子散热构件, 超声钎焊能够在低温条件下实现 6061Al 钎焊, 但钎焊接头耐腐蚀性能较差。为改善 6061Al 超声钎焊接头的耐腐蚀性能, 本文制备 Sn/Cu/Sn 夹层钎料, 重点探究超声钎焊时间对钎料内 Al-Cu 金属间化合物物相种类及弥散分布特性的影响规律, 并通过盐雾试验与力学测试表征接头性能, 分析其耐蚀机理。试验结果表明, 较短超声作用时间下, Al-Cu 化合物弥散均匀性差, 接头耐蚀性能薄弱, 盐雾试验 3 天后发生失效; 延长超声时间可优化化合物分布, 显著提升接头耐蚀性, 盐雾试验 4 天后接头剪切强度仍维持在 50 MPa 以上。机理分析表明, 弥散分布的 Al-Cu 化合物可通过 Al 的选择性腐蚀弱化界面宏观腐蚀, 同时促进钎料表面生成致密腐蚀产物膜, 阻隔离子传输、减慢阴阳极反应, 有效降低接头腐蚀速率。

关键词: 6061Al; 夹层钎料; 超声; 低温钎焊; 耐腐蚀性能

中图分类号: **文献标志码:** A

文章编号: 1672-5468 (XXXX) XX-0001-11 doi:10.3969/j.issn.1672-5468.XXXX.XX.001

Research on Ultrasonic Soldering Process of Sn/Cu/Sn Clad Filler Metal for 6061Al and Corrosion Resistance of Joints

WANG Shuo¹, JIANG Xiaohan¹, Chen Wei², BI Zhenglong¹, LI You¹, JIAN Xiaojun¹, LIU Runxuan¹, YAN Jiuchun²

(1. Capital Aerospace Machinery Corporation Limited, Beijing 100076, China;

2. State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin Institute of Technology, Harbin 150006, China)

Abstract: 6061Al possesses excellent ductility and thermal conductivity, making it widely used in electronic heat dissipation components. Ultrasonic soldering enables joining of 6061Al at low temperatures; however, the corrosion resistance of the resulting joints remains poor. To improve

★基金项目: 国家自然科学基金项目 (52575372) 资助。

收稿日期: 2026-05-19 修回日期: 2026-08-22

作者简介: 王硕 (2000—), 男, 北京人, 首都航天机械有限公司工程师, 硕士, 从事运载火箭发动机工艺研发及生产工作。

通信作者: 陈伟 (1993—), 男, 黑龙江哈尔滨人, 哈尔滨工业大学博士研究生, 研究方向为铝合金低温钎焊及接头可靠性。

the corrosion resistance of ultrasonically brazed 6061Al joints, a Sn/Cu/Sn layered filler metal was developed in this study. The focus was on investigating how ultrasonic soldering time affects the types and dispersed distribution characteristics of Al-Cu intermetallic compounds within the filler metal. Joint performance was evaluated through salt spray tests and mechanical testing, and the corrosion resistance mechanism was analyzed. Results show that with shorter ultrasonic exposure times, the dispersion uniformity of Al-Cu compounds is poor, leading to weak corrosion resistance—joints failed after just three days in the salt spray test. Extending the ultrasonic duration optimizes compound distribution and significantly enhances joint corrosion resistance, maintaining shear strength above 50 MPa even after four days in the salt spray test. Mechanistic analysis reveals that the dispersed Al-Cu compounds can weaken macroscopic interface corrosion through selective dissolution of Al, while simultaneously promoting the formation of a dense corrosion product film on the filler surface. This film effectively blocks ion transport and slows down anodic and cathodic reactions, thereby substantially reducing the corrosion rate of the joint.

Keywords: 6061Al; sandwich solder; ultrasound; low temperature soldering; corrosion resistance

0 引言

6061Al具有优异的塑性与韧性,可满足平板缝隙天线、散热器及热交换器等薄壁中空结构的制备需求,是电子领域应用最为广泛的轻质结构合金之一^[1-3]。6061Al为热处理强化型合金,高温钎焊易造成其基体发生过时效软化,大幅降低合金本身的强度与力学性能。常规钎焊方法(如Nocolok钎剂炉中钎焊和真空钎焊)的钎焊温度较高,易导致散热构件热变形,对工装夹具设计要求严苛,焊后往往还需额外校形,过高的温度还会对周边电子元器件造成热损伤。6061Al在电子散热结构的焊接中,存在迫切的低温钎焊应用需求。目前铝用有机钎剂无法保证获得致密焊缝,并且铝用无机钎剂残渣具有腐蚀性^[4]。现有超声钎焊技术能克服上述问题并提高6061Al钎焊接头的结合强度,但其耐腐蚀性能较差^[5-13];铝合金表面镀铜后间接钎焊是当前常用的低温连接方法^[14-15],但镀铜工艺易造成环境污染。

若能解决超声钎焊接头的电偶腐蚀问题,6061Al有望在电子散热领域得到更广泛的应用。针对电偶腐蚀问题,很多研究者从微观腐蚀出发开展大量研究^[16-23]。Sn基钎料钎焊6061Al时,Al与Sn的电极电位差大,形成强电偶腐蚀对,在电解质环境(如盐雾)中会发生快速的界面宏观电

偶腐蚀,且腐蚀产物零散分布无法形成保护,接头短时间内失效。焊缝中若能形成弥散分布的致密微小颗粒,便可将腐蚀从铝合金—钎料的界面宏观区域转移至钎料内部的微观区域,从根源上减缓接头核心结合界面的腐蚀进程。

本文研究了Sn/Cu/Sn夹层钎料钎焊6061Al的工艺重点探究超声时间对6061Al钎接头微观组织的影响。通过改变超声时间调控接头微观组织演化,分析其对接头耐腐蚀性能的作用规律,建立超声时间—焊缝组织—钎接头耐腐蚀性能的对对应关系,并通过观察腐蚀过程揭示Cu箔夹层钎料钎焊接头的腐蚀机制。

1 试验方法

试验所用母材为6061Al,购自东莞市辉昂金属材料有限公司,加工为50 mm×20 mm×3 mm和15 mm×15 mm×3 mm两种规格。试验前使用400 #和800 #砂纸打磨,去除表面的氧化膜并且保证表面平整。打磨后用清水冲洗,置于无水乙醇中超声波清洗10 min,经吹风机吹干备用。

试验采用Sn/Cu/Sn夹层钎料,由Sn箔与Cu箔复合而成,均购于清河县盛航金属材料有限公司,其成分、规格及熔点参数如表1所示。钎料预处理工艺与母材一致:将剪裁后的Sn箔、Cu箔置于无水乙醇中超声波清洗10 min,吹干备用。

表1 试验用金属箔的主要参数

金属箔	成分 wt	规格	熔点/ $^{\circ}\text{C}$
Sn	99.99%	10 mm×10 mm×0.15 mm	232
Cu		10 mm×10 mm×0.03 mm	1 083

本试验采用超声辅助低温钎焊工艺,如图1所示。钎焊前将 6061Al 母材、Sn 箔与 Cu 箔按 Sn/Cu/Sn 结构在夹具上完成装配,随后将卡具置于加热台升温至 300 $^{\circ}\text{C}$ 。保温后施加超声振动,超声频率 20 kHz,振幅 3 μm ,分别设置 10、120 和 300 s 超声时间;钎焊完成后空冷至室温。为便于区分,将不同超声时间的夹层钎料钎焊接头统一命名,如表2所示。

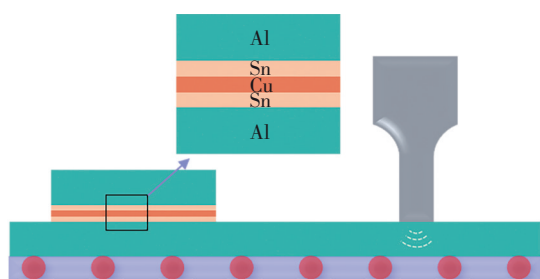


图1 Sn/Cu/Sn“三明治”结构钎料超声钎焊工艺示意图

表2 不同超声时间夹层钎料的命名

夹层钎料	Cu 箔厚度/ μm	Sn 箔厚度/ μm	装配
S30CS10	30	150/150	Sn/Cu/Sn
S30CS120			
S30CS300			

钎焊试样用电火花切割机切割,依次采用 400 #、800 #、1 000 #和 2 000 #的砂纸打磨,再用 3.5 μm 和 1.5 μm 的抛光剂依次抛光。

盐雾腐蚀试验参照相关标准进行,试验介质为 wt 5% 的 NaCl 溶液,试验箱温度 35 $^{\circ}\text{C}$,分别对试样进行 0、24、48、72、96 h 的盐雾腐蚀处理。采用德国卡尔蔡司 Merlin Compac 场发射扫描电子显微镜(配备 X 射线能谱仪),观察钎焊接头横截面的微观形貌,并对界面组织进行微区成分分析。

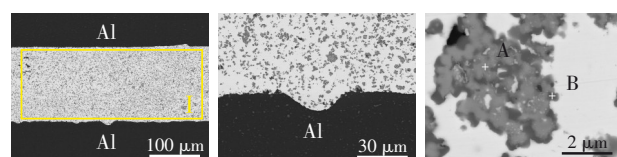
采用 5 kN 电子万能试验机进行接头剪切强度测试,加载速率 0.2 mm/min。为保证试验数据的可靠性,每种工艺参数下制备 3 个平行试样,取测试结果的平均值作为最终剪切强度值,分别测试腐蚀前后接头的剪切强度,分析腐蚀对力学性能的影响。

2 结果与讨论

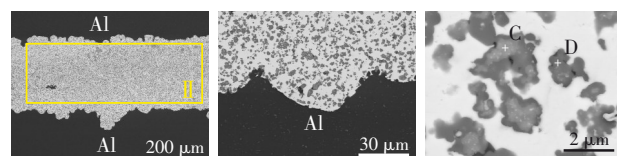
2.1 接头成型及焊缝组织

2.1.1 不同超声时间钎焊接头微观组织分析

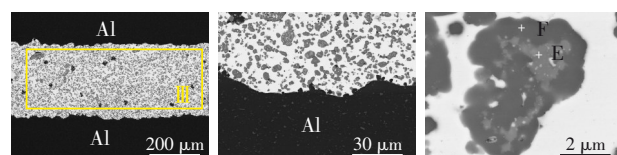
不同超声工艺参数下,Sn/Cu/Sn 夹层钎料与 6061Al 母材均实现界面冶金结合,钎焊接头质量优异,接头界面微观组织形貌如图2所示。图2a为 S30CS10 工艺参数下钎焊接头的界面微观组织,可见 6061Al 母材界面存在超声空蚀坑,且钎料基体中分布有块状 Al 颗粒。该颗粒源于超声振动作用下 6061Al 母材的 Al 原子向液态 Sn 钎料中溶解,经超声空化与超声搅拌作用迁移至钎料内部^[24]。同时 Al 原子与钎料中的 Cu 原子发生反应,在钎料中形成弥散分布的 Al-Cu 金属间化合物。



a 超声时间为 10 s



b 超声时间为 120 s



c 超声时间为 300 s

图2 不同超声时间钎焊接头微观组织

对图2a中 A、B 点进行能谱仪(EDS: Energy Dispersive Spectrometer)分析,结果如表3所示。钎料体系中生成的 Al-Cu 金属间化合物以 AlCu 相为主,仅在 AlCu 相边缘生成微量 Al₂Cu 相。超声辅助钎焊过程中,超声振动可有效破除母材与钎料表面氧化膜,促进 Cu 箔中的 Cu 原子与 6061Al 中的 Al 原子溶解扩散至液态 Sn 钎料中,二者发生冶金反应生成 AlCu 相;随着反应持续进行,液态 Sn 中 Al、Cu 原子不断消耗,进一步促进 Cu、Al 元素的

持续溶解与扩散，最终 Cu 箔几乎全部溶解到液态 Sn 钎料中。

随超声时间继续增加，液态 Sn 钎料中 Al 元素含量进一步提升，Al 与 AlCu 相边缘发生二次反应，进而生成 Al₂Cu 相；但超声作用时间较短时，钎料中 Al 元素含量处于较低水平，难以进行二次反应，Al-Cu 金属间化合物以 AlCu 相为主要存在形式。

图 2b 为 S30CS120 工艺参数下 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊 6061Al 接头的界面微观组织形貌。相较于 S30CS10 接头，该工艺参数下铝合金母材界面发生剧烈超声空化作用，界面形貌呈现明显凹凸不平的蚀坑特征。同时，钎料基体内 Al-Cu 金属间化合物显著增多，且在钎料基体中呈现更均匀弥散分布特征。表 3 为图 2b 中 C、D 点的 EDS 结果，S30CS120 钎焊接头内存在 AlCu 与 Al₂Cu 双相 Al-Cu 金属间化合物，两相呈典型核壳结构。其核芯由初生 AlCu 相构成，外层包覆次生 Al₂Cu 相。

表 3 各点的 EDS 结果

点位	at			可能生成的相
	Al	Cu	Sn	
A	47.94%	44.66%	7.40%	AlCu
B	57.34%	29.66%	13.00%	Al ₂ Cu
C	44.91%	53.09%	2.01%	AlCu
D	63.00%	29.55%	7.45%	Al ₂ Cu
E	47.72%	47.78%	4.50%	AlCu
F	62.98%	29.75%	7.27%	Al ₂ Cu

图 2c 为长时间超声作用下 S30CS300 夹层钎料钎焊 6061Al 接头的界面微观组织。长时间超声空化作用使 6061Al 母材界面形成密集空蚀坑，同时钎料基体生成大量弥散分布的 Al-Cu 金属间化合物。随超声作用时间增加，铝合金母材向液态 Sn 钎料中的溶解程度显著加剧，钎料内 Al 元素含量大幅提升，满足高铝金属间化合物的生成条件，使钎料组织以富铝 Al₂Cu 相为主要析出相；同时，大块 Al₂Cu 相颗粒内部仍残留少量未完全相变的初生 AlCu 相。

综上所述，钎料体系内 Al-Cu 金属间化合物的相组成与组织演化规律，主要取决于钎料中 Al、Cu 元素的相对含量。在超声辅助夹层钎料钎焊过程中，随超声时间的增加，铝合金母材的溶解扩

散持续进行，钎料中 Al/Cu 元素相对含量逐步提升，促使钎料内部金属间化合物由低铝 AlCu 相逐步向富铝 Al₂Cu 相转变，最终实现以高铝组分的 Al₂Cu 金属间化合物为主要化合相的组织形态。

2.1.2 不同超声时间钎缝元素成分分析

对图 2 中不同超声作用时间对应的钎焊接头钎料特征区域（Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ区）进行 EDS 分析，各区域元素含量测试结果如表 4 所示。在中间 Cu 箔厚度一定的试验条件下，超声辅助钎焊过程中，随着超声作用时间的增加，夹层结构中的 Cu 中间层可完全溶解于液态 Sn 钎料中，同时钎料内 Al 元素的相对含量呈现持续升高的演变规律。图 3 为 300℃钎焊温度条件下纯 Sn 钎料钎焊 6061Al 的接头微观组织形貌，对图 3 中Ⅳ特征区域开展 EDS 分析，测试结果如表 4 所示。结果表明，纯 Sn 钎料钎焊接头中 Al 元素含量仅为 1.22%，显著低于 Sn/Cu/Sn 夹层钎料体系中的 Al 元素含量。

表 4 不同超声时间钎焊接头微观组织点的 EDS 结果

区域	wt		
	Al	Cu	Sn
Ⅰ	8.17%	9.11 (局部存在 Cu 箔未溶解)	82.72%
Ⅱ	12.68%	13.52%	73.80%
Ⅲ	13.59%	13.54%	72.87%
Ⅳ	1.22%	0.00%	98.78%

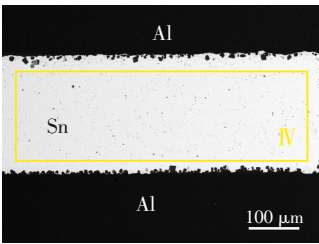


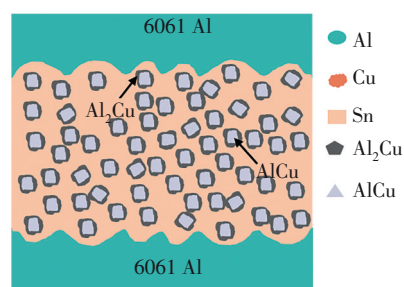
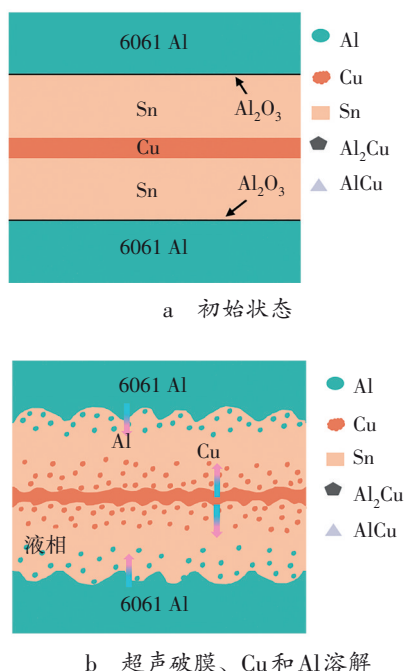
图 3 纯 Sn 钎焊接头微观组织点能谱分析

上述现象的原因为溶质消耗诱导的动态溶解效应：Sn/Cu/Sn 夹层钎料体系中，溶解于液态 Sn 的 Al 原子可与钎料中的 Cu 原子持续发生冶金反应并生成 Al-Cu 金属间化合物，该过程不断消耗钎料中的 Al 原子，打破了固液界面的 Al 原子溶解平衡。根据溶解扩散动力学原理，Al 元素的持续消耗可有效驱动 6061Al 母材中的 Al 原子不断向液态钎料中溶解、扩散，持续补充钎料中的 Al 组分，形成“溶解—反应—再溶解”的动态循环过程。因此，

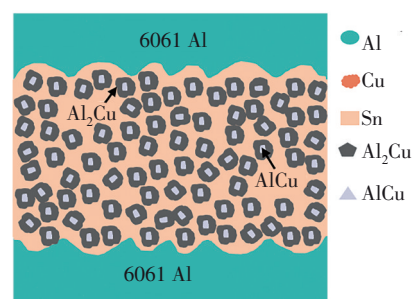
钎料中 Cu 元素的引入可有效促进 Al 元素的界面溶解与扩散行为,大幅提升钎料的 Al 元素固溶量,最终使 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊接头 Al 元素含量远高于纯 Sn 钎料钎焊体系。

2.1.3 不同超声时间微观组织演变机理

不同超声时间下 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊 6061Al 的微观组织演变机理如图 4 所示。当体系升温至钎焊温度后,超声场引发的空化效应可有效破除 6061Al 母材与 Cu 中间层表面的致密氧化膜,使基体 Al 原子与 Cu 原子持续溶入液态 Sn 钎料中,该初始反应过程如图 4b 所示。溶解于钎料中的 Al、Cu 原子发生冶金反应,生成具有核壳结构的 Al-Cu 金属间化合物,其中初生 AlCu 相构成颗粒核芯,次生 Al_2Cu 相包覆于颗粒外围。Al、Cu 元素的持续消耗打破了固液界面的溶解平衡,进一步驱动 Al 母材中 Al 原子与中间层 Cu 原子向液态 Sn 钎料中持续溶解与扩散,形成动态溶解—析出的耦合反应机制。当钎料中 Al/Cu 相对含量较低时,体系成分更适配 AlCu 相的生成条件,以核芯 AlCu 相为主要生成产物,AlCu 相占比较高,对应微观组织如图 4c 所示;随着超声时间延长,Al 原子持续溶入使钎料中 Al/Cu 相对含量显著升高,高铝组分的热力学条件促进外围 Al_2Cu 相大量生成,最终以 Al_2Cu 相为主要存在形式,对应微观组织如图 4d 所示。



c AlCu 相生成

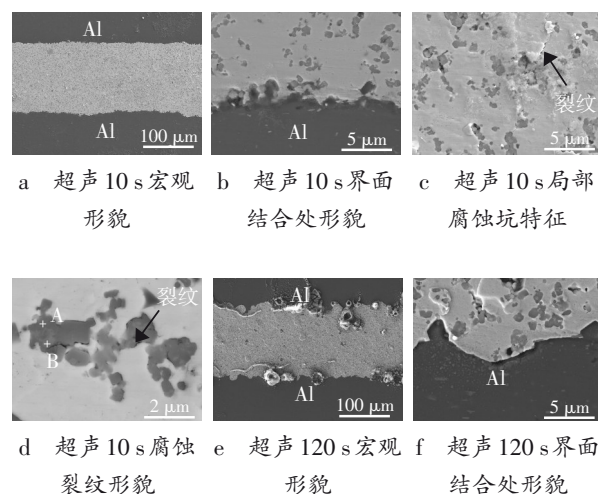


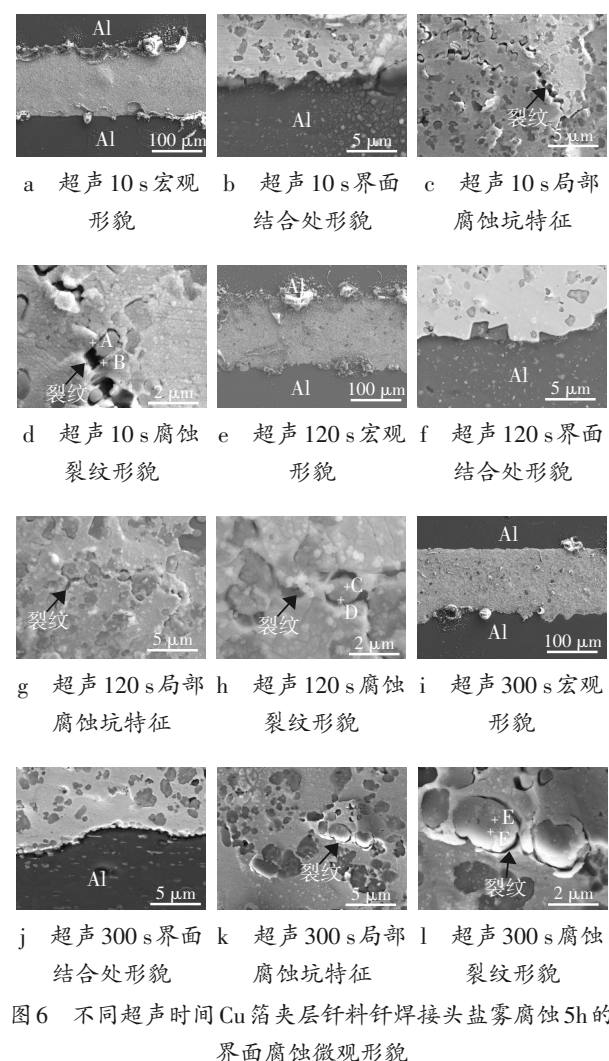
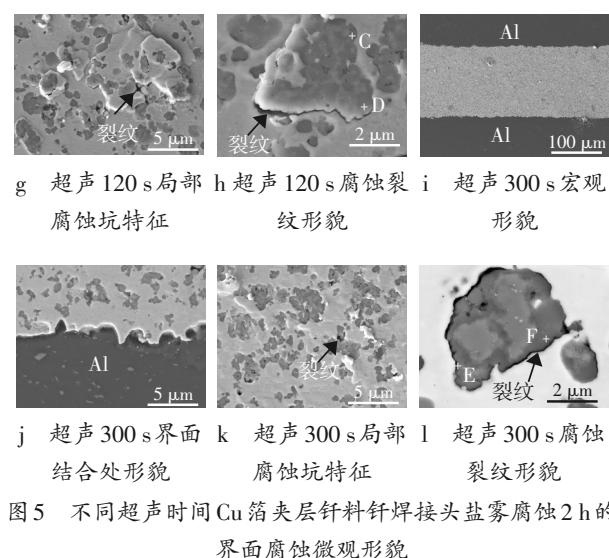
d Al_2Cu 相生成

图 4 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊过程组织演变机理示意图

2.2 腐蚀后微观形貌

本文采用厚度 30 μm 的 Cu 箔制备 Sn/Cu/Sn 夹层钎料,分别选取 10、120 和 300 s 超声作用时间制备铝合金钎焊接头,并对各组接头开展不同时间的中性盐雾腐蚀试验。盐雾试验结束后,依次采用去离子水与无水乙醇对试样表面进行分步清洗,彻底去除接头表面残留的腐蚀介质与疏松腐蚀产物,完成试样预处理工作。图 5、图 6 分别为各组钎焊接头经 2 h、5 h 盐雾腐蚀后的界面微观腐蚀形貌,可直观表征不同超声工艺下钎焊接头的耐腐蚀性能差异。





2.2.1 盐雾试验2h界面微观腐蚀形貌分析

对超声时间10s的S30CS10夹层钎焊接头开展2h中性盐雾腐蚀试验,其界面微观腐蚀形貌如图

5a~d所示。腐蚀初期,铝合金母材与钎料的结合界面腐蚀速率较为缓慢,界面完整性良好,未观察到明显的腐蚀裂纹缺陷。腐蚀主要发生于钎料内部Al-Cu金属间化合物周边,化合物表面逐步产生局部腐蚀坑,且随着腐蚀过程推进,离散的腐蚀坑不断扩展、连通,最终形成贯穿性腐蚀裂纹。对腐蚀后钎料内Al-Cu金属间化合物开展EDS定点成分测试,元素含量结果如表5所示。与未腐蚀试样的Al-Cu金属间化合物成分相比,腐蚀后化合物的Al元素含量显著降低。原有核壳结构中,外层 Al_2Cu 相转变为富Cu相,同时内核AlCu相中的Al元素含量亦出现明显降低,呈现显著的Al元素选择性腐蚀特征。

图5e~h为超声作用时间120s的S30CS120夹层钎焊接头经2h盐雾试验后的微观腐蚀形貌。由图5e可见,该工艺下钎焊接头整体耐蚀性能较为优异,接头整体未出现明显的宏观腐蚀缺陷。图5f为6061Al母材与锡基钎料的界面微观腐蚀形貌,经2h中性盐雾试验后,母材与钎料的结合界面腐蚀程度微弱,界面结构保持完整,其界面耐蚀性显著优于纯Sn钎料钎焊接头的铝/钎料界面^[25]。由图5g~h微观形貌可知,腐蚀仅局部发生于钎料内部少量Al-Cu金属间化合物周边,局部区域萌生微量腐蚀坑,未出现大面积扩展与连通的腐蚀裂纹。对该接头钎料内的Al-Cu金属间化合物开展EDS定点成分测试,测试结果如表5所示。对比腐蚀前后Al-Cu金属间化合物的元素成分可知,盐雾试验过程中化合物出现明显的Al元素选择性腐蚀,造成Al元素含量降低、Cu元素相对富集,致使原始组织中的 Al_2Cu 相发生腐蚀改性,转变为富Cu相。

对超声作用时间300s的S30CS300夹层钎焊接头开展2h中性盐雾腐蚀试验,试验后的接头微观腐蚀组织形貌如图5i~l所示。经过短时间盐雾腐蚀试验后,铝合金母材与钎料的结合界面处局部出现母材腐蚀现象,铝基体发生轻微腐蚀,使钎料与铝合金母材界面形成微观高度差,但整体界面腐蚀速率较为缓慢,没有腐蚀裂纹等缺陷。同时,钎料基体完整性保持良好,内部未萌生及扩展腐蚀裂纹。结合图5l高倍微观形貌进一步观察可知,钎料内部Al-Cu金属间化合物周边产生局部点状腐蚀坑,且腐蚀坑具备一定的纵向腐蚀深度,呈现局部点蚀特征。EDS结果如表5所示,与腐蚀前的Al-Cu金属间化合物成分相比,腐蚀后化合物的元

素组成发生明显变化。整体表现为 Al 元素选择性腐蚀、含量显著降低，原始组织中的 Al₂Cu 相在盐雾腐蚀作用下发生成分改性，转变为富 Cu 相结构。

表 5 不同超声时间 Sn/Cu/Sn 夹层钎焊接头盐雾腐蚀 2 h 点 EDS 分析结果

点	at		
	Al	Cu	Sn
A	23.85%	52.38%	23.77%
B	42.01%	47.80%	10.19%
C	34.35%	52.70%	12.95%
D	52.18%	37.87%	9.95%
E	33.75%	59.31%	6.94%
F	38.02%	53.76%	8.22%

2.2.2 盐雾试验 5 h 界面微观腐蚀形貌分析

将超声时间 10 s 的 S30CS10 钎焊接头开展 5h 长时间中性盐雾腐蚀试验后，接头钎料区域出现显著的腐蚀现象，整体腐蚀程度加剧，微观形貌如图 6a 所示。经长时间盐雾腐蚀作用，钎料基体内萌生大量腐蚀裂纹，且钎料表面局部出现凸起的腐蚀变形特征。图 6c~d 为钎料区域的高倍放大微观形貌，可见 Al-Cu 金属间化合物周边的点状腐蚀坑持续扩展、相互连通，形成连续的贯穿式腐蚀裂纹，表层钎料基体与内部基体发生剥离脱落，钎料结构完整性遭到严重破坏。对应的 Al-Cu 金属间化合物元素含量检测结果如表 6 所示。图 6b 为该接头铝/钎料界面的微观组织形貌，相较于钎料区域的严重腐蚀，母材与钎料的结合界面腐蚀速率相对平缓，仅因铝合金母材轻微腐蚀形成微观界面高度差，界面处未出现腐蚀裂纹，界面结合结构未发生失效破坏。

图 6e~h 为超声时间 120 s 的 S30CS120 夹层钎焊接头经 5 h 长时间盐雾腐蚀试验后的微观腐蚀形貌。由图 6e 可知，该工艺参数下的钎焊接头整体耐蚀性能优异，经长时间盐雾腐蚀后，接头整体结构完整，未出现明显的宏观腐蚀缺陷与结构损伤。图 6f 为铝合金母材与锡基钎料的界面微观腐蚀形貌，随盐雾腐蚀时间延长至 5 h，铝/钎料结合界面仍未发生明显腐蚀失效，界面耐蚀性显著优于纯 Sn 钎料钎焊接头的铝/钎料界面体系^[25]。由图 6k~l 高倍微观形貌可见，钎料内部仅少量 Al-Cu 金属间化合物周边萌生局部点状腐蚀坑，其腐蚀特

征与 2 h 短时盐雾腐蚀结果基本一致，未出现腐蚀裂纹扩展及钎料大面积剥离现象。对钎料内 Al-Cu 金属间化合物开展 EDS 成分表征，各测试点的元素成分结果如表 6 所示。腐蚀后 Al-Cu 化合物的 Al/Cu 原子比大于 2 : 1，与前期短时间腐蚀的物相成分规律存在明显差异。进一步微观形貌观察发现，Al-Cu 金属间化合物及其周边基体表面生成一层结构致密的腐蚀产物膜层，该腐蚀产物主要由 Al₂O₃与 Al(OH)₃构成；致密铝基腐蚀产物的富集与堆积，是局部化合物 Al/Cu 原子比异常升高的主要原因。

对超声时间 300 s 的 S30CS300 钎焊接头开展 5 h 长时间盐雾腐蚀试验后，接头整体腐蚀程度较轻，未出现明显的大面积腐蚀失效与结构破坏。钎料基体中仅在 Al-Cu 金属间化合物周边萌生局部腐蚀坑，无腐蚀裂纹萌生与扩展现象。对该接头钎料内的 Al-Cu 金属间化合物进行 EDS 元素成分测试，结果如表 6 所示。随着盐雾腐蚀时间延长，Al-Cu 金属间化合物中的 Al 元素含量进一步降低，物相成分发生显著变化，原始 Al-Cu 金属间化合物最终转变为富 Cu 相。

表 6 不同超声时间 Sn/Cu/Sn 夹层钎焊接头盐雾腐蚀 5 h 点 EDS 分析结果

点位	at		
	Al	Cu	Sn
A	31.86%	49.65%	18.49%
B	33.59%	38.48%	27.93%
C	69.98%	20.54%	9.48%
D	63.55%	28.77%	7.68%
E	28.17%	47.32%	24.52%
F	39.67%	54.06%	6.27%

2.2.3 钎焊接头盐雾试验小结

与纯 Sn 钎焊接头对比可知，Sn/Cu/Sn 夹层钎料可显著改善 6061 Al 与锡基钎料的界面耐蚀性，该结合界面在长时间盐雾腐蚀环境下仍具备良好的结构稳定性，未发生明显腐蚀失效。钎料基体的耐蚀性能呈现显著的超声时间依赖性：短时超声作用下，钎料内部组织均匀性不足、耐蚀性能较差，经 5 h 盐雾腐蚀后，钎料基体内部萌生横向贯穿腐蚀裂纹，造成基体结构性损伤；随着超声作用时间增加，钎料中 Al-Cu 金属间化合物弥散分

布更为均匀,接头腐蚀行为得到显著改善,腐蚀仅集中发生于局部Al-Cu化合物周边并形成点状蚀坑,无腐蚀裂纹萌生与扩展,大幅提升了钎焊接头的整体耐腐蚀性能。

盐雾腐蚀过程中,铝合金与钎料的结合界面未发生显著腐蚀,界面结构整体保持稳定。腐蚀过程持续消耗Al-Cu金属间化合物中的Al元素,造成化合物中Al元素含量不断降低,同时导致Al-Cu化合物周边区域的腐蚀程度加剧。微观组织形貌分析表明,钎料内部的Al-Cu金属间化合物及其邻近区域为腐蚀失效的主要区域。

2.3 腐蚀产物

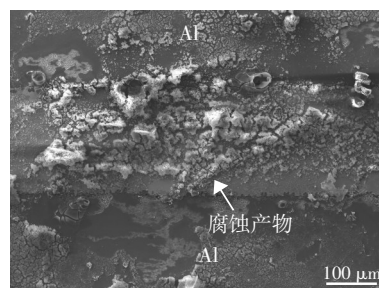
图7为纯Sn钎焊接头与S30CS10、S30CS120夹层钎料钎焊接头5h盐雾腐蚀后的微观腐蚀形貌及腐蚀产物分布特征。其中,图7a为纯Sn钎料钎焊接头的腐蚀微观形貌,可见腐蚀产物以零散状态附着于钎料表面,未能形成连续、致密的保护膜层。在相同腐蚀条件下,S30CS10与S30CS120夹层钎料钎焊接头的钎料表面生成结构更为致密、覆盖性更优异的连续腐蚀产物膜层,膜层完整性显著优于纯Sn钎焊接头。

当钎料基体与铝合金母材大面积暴露于电解质腐蚀环境中时,二者之间存在显著的电极电位差,可诱发剧烈的电偶腐蚀效应,加速界面腐蚀进程,使钎焊接头在短时间内发生腐蚀失效。而钎料表面生成的连续致密腐蚀产物层可有效阻隔腐蚀介质离子的迁移与扩散,抑制电偶腐蚀的持续进行,显著降低接头的腐蚀速率,对接头起到良好的防护作用。

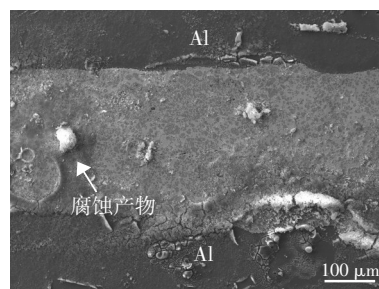
值得注意的是,腐蚀初期钎料表面尚未形成完整的腐蚀产物保护膜层,但铝合金与钎料的界面腐蚀行为已显著受到抑制,表明该体系的耐蚀机制并非仅依靠腐蚀产物层阻隔离子传输的单一作用。对钎料内部Al-Cu金属间化合物的成分演变分析可知,Al元素在腐蚀过程中发生选择性腐蚀。由于Al与Cu之间的电极电位差显著大于Al与Sn的电极电位差,Al-Cu金属间化合物中的Al原子具备更强的腐蚀倾向性,会优先发生阳极腐蚀。该局部微观电偶腐蚀优先消耗体系内的活性位点,有效弱化了铝合金母材与Sn基钎料之间的宏观电偶腐蚀效应,进而对接头界面产生一定的腐蚀防护效果。

因此得出Sn/Cu/Sn钎焊接头具有优异耐腐蚀性

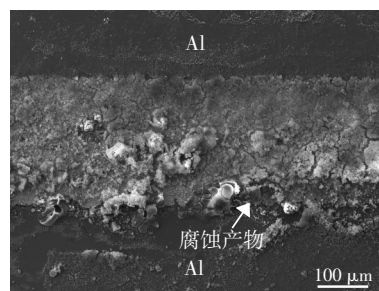
的机制:a)腐蚀前期,Al-Cu化合物的Al优先发生选择性腐蚀,抑制接头铝合金和钎料的宏观电偶腐蚀;b)腐蚀过程中,钎料表面形成连续致密的腐蚀产物层能够有效阻挡离子的传递,减缓接头电偶腐蚀的速率,对整个接头都起到保护作用。



a 纯Sn



b S30CS10



c S30CS120

图7 盐雾试验5h接头微观组织形貌及腐蚀产物分布

综上所述,Sn/Cu/Sn夹层钎焊接头优异的耐腐蚀性能源于微观优先腐蚀与产物膜防护的双重协同机制。腐蚀初期,钎料内Al-Cu金属间化合物凭借更大的电极电位差发生Al元素选择性阳极腐蚀,以局部微观电偶腐蚀优先消耗活性腐蚀位点,显著弱化铝合金母材与锡基钎料之间的宏观电偶腐蚀效应,从源头减缓接头腐蚀进程;随着腐蚀反应持续推进,钎料表面逐步生成连续、致密的耐腐蚀产物膜层,有效阻隔腐蚀介质离子的迁移与扩散,抑制电偶腐蚀持续发生,持续降低接头腐

蚀速率, 最终实现对钎焊接头整体结构的长效防护, 大幅提升接头整体耐蚀稳定性。

2.4 钎焊接头的力学性能

图 8 为不同超声时间 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊接头盐雾腐蚀前后的剪切强度对比曲线。力学性能测试结果表明, 经 4 天盐雾腐蚀后, S30CS120 与 S50CS300 夹层钎料钎焊接头的剪切强度仍可稳定维持在 50 MPa 以上, 表现出优异的耐蚀力学稳定性; 而 S10CS10 夹层钎料钎焊接头耐腐蚀性能较差, 仅经 3 天盐雾腐蚀试验便发生整体失效, 完全丧失承载能力。整体试验结果表明, 引入 Cu 箔夹层结构可显著提升 Sn 基钎料钎焊接头的抗腐蚀性能, 且接头耐蚀性能与超声作用时间呈正相关, 延长超声作用时间可进一步优化接头组织状态, 显著提升钎焊接头的耐腐蚀性能。

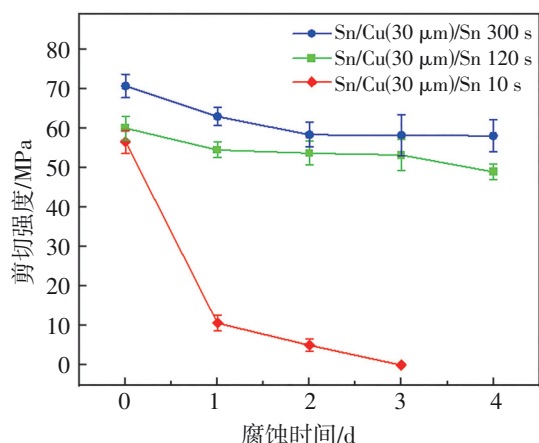


图 8 钎焊接头盐雾试验前后剪切强度

图 9a 为超声时间 10 s 的 S30CS10 夹层钎焊接头经 4 天盐雾试验腐蚀后的断口微观形貌。结果表明, 接头整体发生严重腐蚀, 断口表面几乎全被腐蚀产物覆盖, 该接头经长时间盐雾腐蚀后完全丧失力学承载能力。

图 9b 为超声时间 120 s 的 S30CS120 钎焊接头盐雾腐蚀 4 天后的断口微观特征。微观形貌结果显示, 该接头由表层向内部的平均腐蚀深度约为 405 μm, 且局部区域腐蚀程度较浅, 整体腐蚀程度有限, 接头力学性能损失程度较小, 与剪切强度测试结果高度吻合, 表现出优异的耐蚀性能。

图 9c 为超声时间 300 s 的 S30CS300 钎焊接头经 4 天盐雾腐蚀后的断口微观形貌。可以看出, 长时间超声作用下的接头腐蚀深度极小, 腐蚀对接头

整体结构承载的破坏程度微弱, 对力学性能的负面影响显著降低, 与该接头优异的力学性能一致。

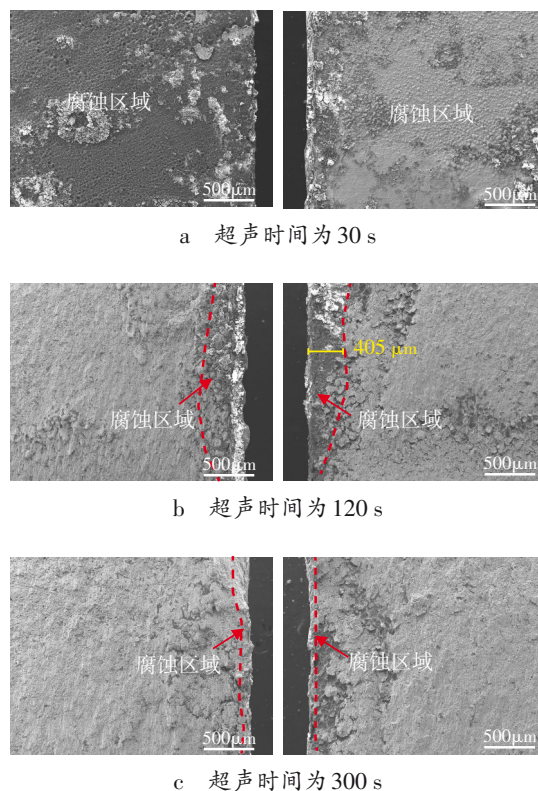


图 9 盐雾试验 4 天后接头的腐蚀深度

在同等盐雾腐蚀试验条件下, 钎焊接头的腐蚀深度随超声作用时间的延长逐渐减小, 接头耐腐蚀性能随超声时间的延长得到显著改善, 呈现出显著的正相关。

2.5 腐蚀机理

本文结合微观腐蚀形貌与力学性能演变规律, 揭示了 Sn/Cu/Sn 夹层钎料钎焊接头优异耐蚀机制, 具体机理如图 10 所示。

a) 腐蚀初期阶段, 钎料内部 Al-Cu 金属间化合物中的 Al 元素优先发生选择性阳极腐蚀, 通过这种局部微观电偶腐蚀消耗腐蚀活性位点, 有效抑制铝合金母材与锡基钎料之间的宏观电偶腐蚀效应, 从源头减慢接头腐蚀进程;

b) 随着腐蚀反应持续进行, 钎料表面逐渐生成连续且致密的腐蚀产物膜层, 该膜层可有效阻隔溶液/电极界面的电子得失与阴阳离子迁移过程, 显著削弱电偶腐蚀反应动力学进程, 降低接头腐蚀速率, 进而对钎焊接头整体结构形成长效防护。

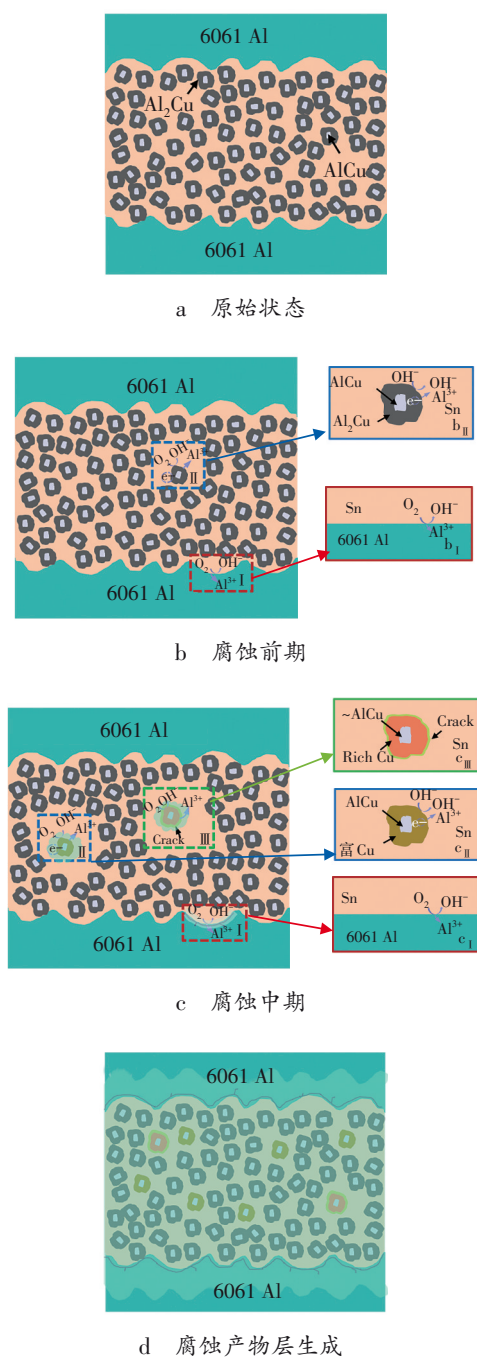


图10 Sn/Cu/Sn夹层钎料钎焊接头腐蚀过程示意图

3 结束语

本文以Sn/Cu/Sn夹层结构为钎料，在300℃条件下开展铝合金超声辅助钎焊试验，系统研究了不同超声作用时间对接头微观组织、耐蚀性能及力学性能的影响规律，揭示了夹层钎料钎焊接头的耐蚀强化机理，主要研究结论如下。

a) 在300℃超声辅助钎焊工艺下，Sn/Cu/Sn夹层钎料与铝合金母材发生冶金反应，生成以

AlCu为芯相、Al₂Cu为壳相的核壳结构的金属间化合物。超声作用时间可有效调控化合物的分布状态与物相比例，随着超声时间增加，钎料内部Al-Cu金属间化合物弥散分布特性显著提升、组织均匀性改善，同时壳层Al₂Cu相占比逐步增大，芯部AlCu相占比持续降低，实现了钎料微观组织的精细化调控。

b) 超声作用时间对钎焊接头的耐盐雾腐蚀性能与力学性能具有显著的调控效果。10 s短时超声制备的钎焊接头组织稳定性差、耐蚀性能较弱，经3天盐雾腐蚀后完全失效，丧失力学承载能力；120 s与300 s长时间超声制备的钎焊接头耐蚀性能显著提升，经过4天长时间盐雾腐蚀后，接头剪切强度仍可维持在50 MPa以上，表现出优异的耐蚀性能。

c) 超声辅助钎焊可在Sn基钎料基体中生成弥散分布的Al-Cu金属间化合物。腐蚀过程中，Al-Cu金属间化合物可优先发生选择性阳极腐蚀，通过局部微观电偶腐蚀优先消耗腐蚀活性位点，有效弱化铝合金与钎料界面的宏观电偶腐蚀行为；同时钎料表面可生成致密稳定的腐蚀产物膜层，有效阻隔腐蚀介质的离子传输，抑制腐蚀反应持续进行，显著降低接头腐蚀速率，最终实现钎焊接头整体耐蚀性能的大幅提升。

参考文献:

- [1] Zhou M B, Zhou L B, Zhang L, et al. Influence of metal-oxide/salt content in the aluminum soldering flux on solderability and corrosion resistance of Sn-0.7 Cu/6061Al joints [C]//2015 16th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT), 2015: 323-327.
- [2] Zhang Z J, Zhou M B, Sun T, et al. Influences of Ag and Zn contents on interfacial microstructure and corrosion behavior of Sn-Zn-Ag/6061Al joints in antenna module packages [C]//2019 20th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT), 2019: 1-4.
- [3] 郭卫兵. Sn基钎料钎焊Al合金界面结构设计及结合特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- [4] Hong H, Min D. Soldering 6061 Al by Sn9Zn coating with/without two step ultrasonic effect [J]. Metals and Materials International, 2022 (28): 1991-1999.
- [5] Li Z, Xu Z, Zhao D, et al. Grain refinement caused by intensified cavitation within narrow channel and its improvement to ultrasonically soldered Al joint property [J]. Ultra-

- sonics Sonochemistry, 2020 (60): 104786.
- [6] Guo W, Leng X, Yan J, et al. Ultrasonic soldering aluminium at low temperature [J]. Welding Journal, 2015, 94 (6): 189-195.
- [7] Li Y, Leng X, Cheng S, et al. Microstructure design and dissolution behavior between 2024 Al/Sn with the ultrasonic-associated soldering [J]. Materials & Design, 2012 (40): 427-432.
- [8] Guo W, Luan T, Leng X, et al. Interfacial microstructure evolution and mechanical properties of Al/Sn joints by ultrasonic-assisted soldering [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27 (4): 962-970.
- [9] Nagaoka T, Morisada Y, Fukusumi M, et al. Corrosion resistance of ultrasonic soldered aluminium joint using Zn-based solder alloy [J]. Welding International, 2012, 26 (8): 573-579.
- [10] Nagaoka T, Morisada Y, Fukusumi M, et al. Strength and corrosion resistance of a solder joint in ultrasonic soldering of aluminium using quasi-melting solder [J]. Welding International, 2009, 23 (12): 879-885.
- [11] Nagaoka T, Morisada Y, Fukusumi M, et al. Joint strength of aluminum ultrasonic soldered under liquidus temperature of Sn-Zn hypereutectic solder [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209 (11): 5054-5059.
- [12] Xiao Y, Song Z, Li S, et al. Bonding and strengthening mechanism of ultrasonically soldered 7075 Al joint using Ni-foam/Sn composite solder foil [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020 (791): 139691.
- [13] Min D. Ultrasonic semi-solid soldering 6061 aluminum alloys joint with Sn-9Zn solder reinforced with nano/nano+micron Al₂O₃ particles [J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2019 (52): 150-156.
- [14] Zhao Z, Wang C, Du M. Low temperature bonding of LD31 aluminum alloys by electric brush plating Ni and Cu coatings [J]. China Welding, 2005, 14 (1): 24-28.
- [15] Diao H, Wang C, Wang L. Bonding of aluminum alloy by hot-dipping tin coating [J]. Advanced Materials Research, 2008 (32): 93-98.
- [16] Zhang X, Hashimoto T, Lindsay J, et al. Investigation of the de-alloying behaviour of θ -phase (Al₂Cu) in AA2024-T351 aluminium alloy [J]. Corrosion Science, 2016 (108): 85-93.
- [17] Jiang P, Blawert C, Scharnagl N, et al. Mechanistic understanding of the corrosion behavior of Mg₄Zn₀. 2Sn alloys: From the perspective view of microstructure [J]. Corrosion Science, 2020 (174): 108863. 1-108863. 12.
- [18] Kosari A, Tichelaar F, Visser P, et al. Dealloying-driven local corrosion by intermetallic constituent particles and dispersoids in aerospace aluminium alloys [J]. Corrosion Science, 2020 (177): 108947.
- [19] Xu Y, Hou X, Shi Y, et al. Correlation between the microstructure and corrosion behaviour of copper/316 L stainless-steel dissimilar-metal welded joints [J]. Corrosion Science, 2021 (191): 109729.
- [20] Chen Y, Wang Y, Meng G, et al. Macro-galvanic effect and its influence on corrosion behaviors of friction stir welding joint of 7050-T76 Al alloy [J]. Corrosion Science, 2020 (164): 108360.
- [21] Ma Y, Dong H, Li P, et al. A novel corrosion transformation process in aluminum alloy/galvanized steel welded joint [J]. Corrosion Science, 2022 (194): 109936.
- [22] Ma Y, Dong H, Li P, et al. Galvanic corrosion of AA5052/304SS welded joint with Zn-based filler metal in marine engineering [J]. Corrosion Science, 2023 (211): 110912.
- [23] Liu W, Li M, Luo Q, et al. Influence of alloyed magnesium on the microstructure and long-term corrosion behavior of hot-dip Al-Zn-Si coating in NaCl solution [J]. Corrosion Science, 2016 (104): 217-226.
- [24] 赵维巍. 超声波钎焊物理机制及工艺研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2008.
- [25] Chen W, Ming X, Wang S, et al. Microstructure and properties of ultrasonic-assisted soldered 6061Al/Sn-xAg joints [J]. Materials Characterization, 2026 (231): 115916.