

# AlN 陶瓷/Cu 异质材料低温过渡液相扩散连接

王浩然<sup>1,2</sup>, 李源梁<sup>1,2</sup>, 李卓霖<sup>1,2</sup>, 宋晓国<sup>1,2</sup>, 王健<sup>1,2</sup>, 武晓伟<sup>1,2</sup>

(1. 哈尔滨工业大学, 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨, 150001; 2. 哈尔滨工业大学(威海),  
山东省特种焊接技术重点实验室, 威海, 264209)

**摘要:** 为了实现 AlN 陶瓷与 Cu 的低温连接、高温服役的目标, 满足高温功率器件的服役需求, 设计了一种连接方法, 在 350 °C 的大气环境下采用超声辅助熔焊的方式在 AlN 陶瓷表面熔覆了 Sn-Al-Cu 活性钎料层, 之后将熔覆活性钎料的 AlN 陶瓷与 Cu 在保温温度 300 °C 下进行过渡液相 (transient liquid phase, TLP) 扩散连接; 利用扫描电子显微镜、能谱仪以及透射电子显微镜对显微组织及相结构进行分析; 采用万能材料试验机对试样进行力学性能测试. 结果表明, 熔覆时间 180 s 时的活性钎料与 AlN 陶瓷实现了良好的结合, 在 AlN 陶瓷/活性钎料界面处观察到一层由超声作用下吸附在 AlN 陶瓷表面的 Al 被氧化, 并在较大的过冷度下形成厚度约为 20 nm 的非晶 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层; 保温时间 60 min 时焊缝中的 Sn 全部转变为 Cu<sub>3</sub>Sn 与 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>; 保温时间为 240 min 时形成焊缝全部由 Cu<sub>3</sub>Sn 构成的接头. AlN 陶瓷/Cu 接头抗剪强度随保温时间的延长而下降, 全部由 Cu<sub>3</sub>Sn 构成的接头的抗剪强度约为 31 MPa, 断裂发生在 Cu<sub>3</sub>Sn/AlN 陶瓷界面处, 形成了全金属间化合物的 AlN 陶瓷/Cu 接头.

**创新点:** 采用超声熔覆法在 AlN 陶瓷表面熔覆一层活性钎料后进行过渡液相扩散连接能够显著降低 AlN 陶瓷与 Cu 连接所需的工艺温度, 改善焊接应力与焊接变形问题, 形成可靠互连.

**关键词:** 覆铜氮化铝基板; 超声表面熔覆; 过渡液相扩散连接; 非晶 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; Cu-Sn 金属间化合物

**中图分类号:** TG 454      **文献标识码:** A      **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210824003

## 0 序言

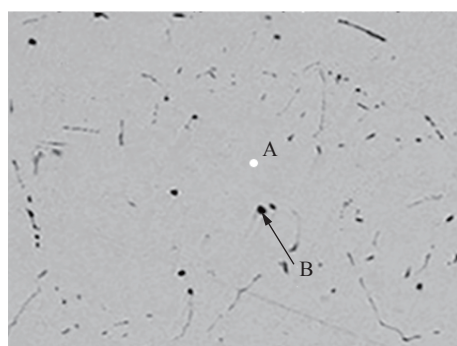
随着航空航天、电力电子、先进能源、先进装备制造等领域技术的发展, 功率器件的服役条件变得愈发苛刻. 例如, 在飞行器发动机引擎附近的转换器最高工作温度能达到 225 °C 甚至更高<sup>[1]</sup>; 汽车油缸附近压力传感器的工作温度可以达到 200 ~ 300 °C<sup>[2]</sup>. 这对与之匹配的器件封装技术提出了较大的挑战.

目前常见的封装基板主要有树脂基板、金属基板以及陶瓷基板. 陶瓷材料由于具有高化学稳定性、强耐腐蚀性、高热导率、优异的绝缘特性以及与半导体材料相近的热膨胀系数等优点, 成为高温功率器件封装中基板材料的主要选择. AlN 陶瓷由于其良好的绝缘性和导热性、热膨胀系数与 SiC 匹配、价格相对适中、对人体无毒的优点, 被认为是高温功率器件封装中理想的基板材料<sup>[3]</sup>.

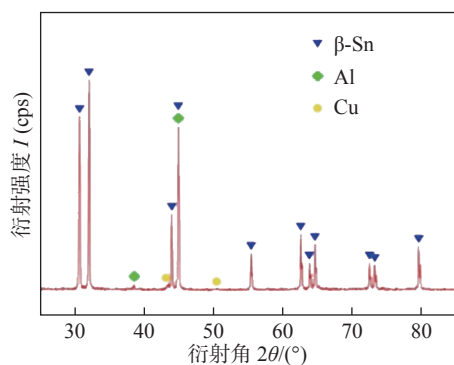
AlN 陶瓷与 Cu 合金的物理和化学性能 (特别是热膨胀系数) 差异极大, 目前实现 AlN 陶瓷基板表面覆铜的方法主要有化学镀铜法、厚膜镀铜法、直接覆铜法以及活性金属钎焊法等. 化学镀铜法中镀层与基板之间主要是机械啮合, 所以镀层与基板之间的结合强度普遍较低<sup>[4]</sup>. 厚膜镀铜法通过采用粘结剂粘结或对基板进行预处理使镀层与基板之间发生冶金反应生成连续的反应层<sup>[5]</sup>. 直接覆铜法相对其它方法工艺温度较高以及对于 AlN 陶瓷基板, 预氧化生成的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层不利于接头的结合强度<sup>[6]</sup>. 而利用活性钎焊法实现 AlN 陶瓷与 Cu 合金的连接时, 由于钎焊温度较高<sup>[7-10]</sup> 常常会产生焊接应力、焊接变形等工艺问题, 其在厚 Cu 膜基板制造中仍存在着应用瓶颈. 文中在 350 °C 大气环境下, 采用超声熔覆法在 AlN 陶瓷表面熔覆一层活性钎料, 随后将熔覆活性钎料的 AlN 陶瓷与 Cu 通过 TLP 扩散连接的方式进行连接, 形成金属间化合物的耐高温接头, 降低了 AlN 陶瓷与 Cu 连接的工艺温度, 减少了残余热应力, 为制造满足高温工作的功率器件提供了新思路.

## 1 试验方法

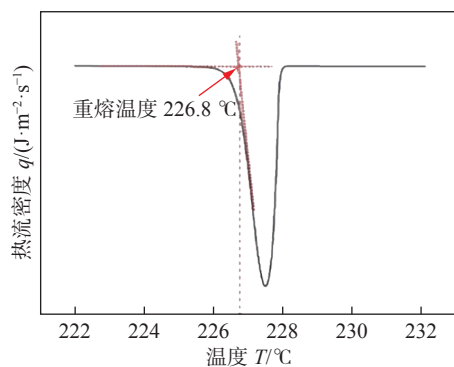
试验材料采用尺寸为  $15\text{ mm} \times 15\text{ mm} \times 1\text{ mm}$  的无氧铜和 AlN 陶瓷. AlN 陶瓷在氮气保护下无压烧结制成, 其 AlN 含量高于 99%. 采用真空电弧熔炼的方式制备 Sn-1%Al-0.7%Cu 的低熔点活性钎料, 如图 1 所示, 对钎料进行表征, Al 元素作为活性元素添加到钎料中, 加入的 Cu 元素则与 Sn 元素反应形成 Cu-Sn 共晶, 降低钎料熔点, 其重熔温度为  $226.8\text{ }^{\circ}\text{C}$ .



(a) 微观组织



(b) 物相组成



(c) 重熔温度

图 1 Sn-Al-Cu 钎料的表征

Fig. 1 Characterization of Sn-Al-Cu solder. (a) microstructure; (b) phase composition; (c) remelting temperature

由于 AlN 陶瓷具有较为稳定的化学性质使得活性钎料在低温下难以在其表面发生润湿铺展, 因此, 通过施加超声场引入特殊的物理和化学环境促进活性钎料在陶瓷表面的铺展, 在其表面形成一层活性的钎料层, 随后与 Cu 通过 TLP 扩散连接技术实现连接. 试验前, 先将处理好的 AlN 陶瓷固定于加热平台上, 将钎料预置在陶瓷表面, 采用热电偶对活性钎料温度进行实时测量, 待钎料熔化并升高至  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  后停止加热并开始保温. 随后向熔融的活性钎料中施加频率为  $30\text{ kHz}$ 、功率为  $300\text{ W}$  的超声波促进活性钎料润湿 AlN 陶瓷表面. 当超声波作用时间达到  $180\text{ s}$  后, 超声波作用停止, 并使表面熔覆 Sn 基钎料的 AlN 陶瓷随加热平台冷却至室温. 表面熔覆 Sn 基钎料 AlN 陶瓷/Cu 的 TLP 扩散连接接头的试样装配采用“三明治”结构进行固定. 将装配好的试件整体放入热风循环烘箱,  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  保温烧结, 连接完成后, 试样随炉冷却至室温后取出.

焊接结束后, 采用 Merlin Compact 型扫描电子显微镜及其自带能谱仪以及 Talos F200i 型透射电子显微镜对显微组织及相结构进行分析; 采用万能材料试验机对试样进行力学性能测试, 剪切试验测试时, 母材采用  $20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 3\text{ mm}$  的 AlN 陶瓷和  $5\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  的 T2 紫铜, 加载速率设为  $200\text{ }\mu\text{m/s}$ . 测试时, 取相同保温时间的 5 个试样测试结果的平均值.

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 AlN 陶瓷表面超声熔覆 Sn 基活性钎料工艺及机理

图 2 为 Sn-Al-Cu 活性钎料层与 AlN 陶瓷界面 EDS 面扫描分析结果. 图 2a 为超声波作用时间  $180\text{ s}$  得到的活性钎料/AlN 陶瓷界面的微观组织. 从图 2a 可以看出, 活性钎料层组织致密, 与 AlN 陶瓷基板结合良好, 在活性钎料层与 AlN 陶瓷基板的界面处没有观察到明显的裂纹、孔洞等缺陷, 说明 Sn 基活性钎料层与 AlN 陶瓷基板实现了良好的结合. 活性钎料层/AlN 陶瓷基板界面处没有观察到明显的反应层或生成相. 通过高倍数 SEM 照片发现, 由于超声波在液态钎料中传播, 使得液态钎料中溶解的气泡被周期作用的超声波反复拉长和压缩, 在活性钎料和 AlN 陶瓷界面处的气泡在快速闭

合的瞬间发生溃缩, 其瞬间爆发出高速的微射流和冲击波作用到 AlN 陶瓷母材上, 使得一部分 AlN 颗粒在微射流和冲击波的作用下从 AlN 陶瓷母材上脱落, 进入到钎料层中, 使得 Sn 基钎料层与 AlN 陶瓷基板间的界面粗糙不平, 增加了活性钎料

层与 AlN 陶瓷基体之间的接触面积, 提升了活性钎料与 AlN 陶瓷基板间的结合强度. 从图 2 可以发现, 活性钎料层中存在从母材上脱落的 AlN 颗粒, 钎料层与 AlN 陶瓷界面处未观察到明显的元素富集.

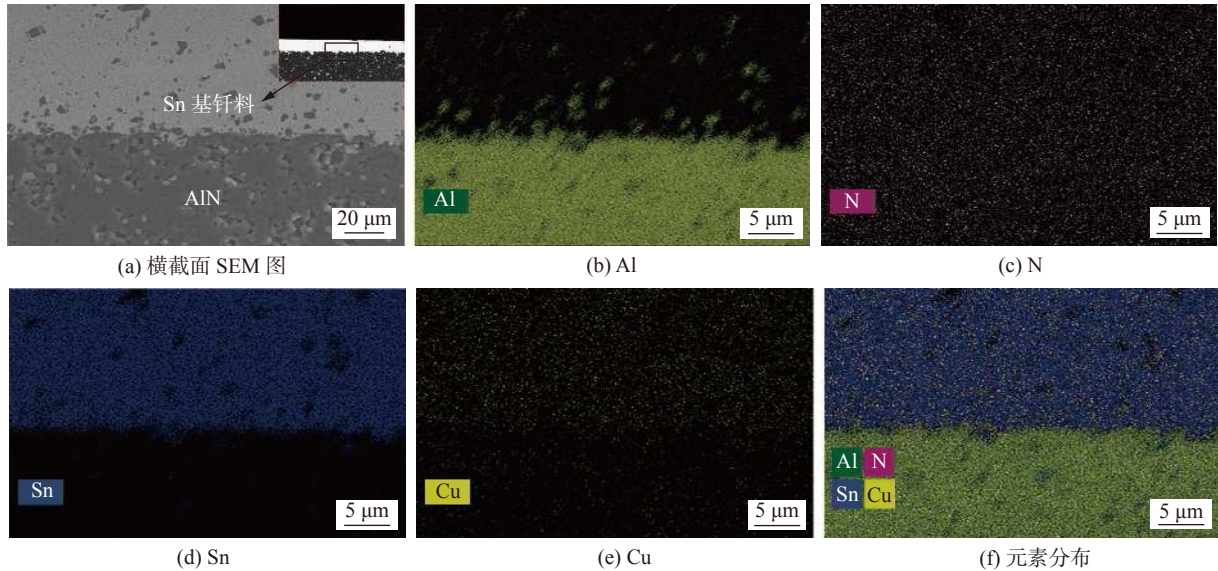


图 2 超声波作用时间 180 s 下活性钎料层/AlN 陶瓷界面微观组织及元素分布情况

Fig. 2 Microstructure and element distribution of active solder coating/AlN ceramic interface under ultrasonic action time of 180 s. (a) cross section on SEM; (b) Al; (c) N; (d) Sn; (e) Cu; (f) element distribution

为明确活性钎料与 AlN 陶瓷的结合机制, 采用透射电子显微镜 (transmission electron microscope, TEM) 对活性钎料层与 AlN 陶瓷界面进行观察. 图 3 为 Sn-Al-Cu 钎料和 AlN 陶瓷界面的 TEM 分析结果. 图 3a 为 Sn-Al-Cu 钎料和 AlN 陶瓷界面的明场像, 通过对左侧的基体进行选区衍射分析, 衍射斑点如图 3d 所示, 对衍射斑点进行标定可以确定, 衍射斑点为  $[0\bar{1}1]$  方向 AlN 的衍射斑点, 可以确定左侧较亮的基体为 AlN; 同样对右侧的基体进行选区衍射分析, 衍射斑点如图 3f 所示, 对衍射斑点进行标定可以确定, 衍射斑点为  $\beta$ -Sn 沿  $[001]$  方向的衍射斑点, 可以确定右侧衬度较暗的为 Sn-Al-Cu 钎料. 从明场像的结果发现, 活性钎料与 AlN 陶瓷之间并非直接结合, 在两者之间存在一层厚度约为 20 nm 的反应层, 其厚度较均匀, 与两侧的 Sn-Al-Cu 钎料和 AlN 陶瓷都形成了良好的结合. 图 3b 为 AlN/Sn-Al-Cu 钎料界面的高分辨照片. 从图 3b 可以看出, 过渡层的厚度约为 20 nm. 对图 3b 中的 B 点进行快速傅里叶变换 (fast Fourier transformation, FFT) 的结果如图 3e 所示, 区域的整体呈现出漫散的衍射晕环, 表明界面处的反应层主要由非

晶相构成. 图 3f 为图 3b 中的 C 区进行 FFT 得到的结果, 对衍射斑点进行标定发现, 衍射斑点为 SnO 沿  $[00\bar{1}]$  方向的衍射斑点, 进而可以推测图 3b 反应层的高分辨照片中靠近 Sn-Al-Cu 钎料一侧的黑色区域是 SnO 相.

图 4 为透射电子显微镜的能谱分析 (transmission electron microscope-energy dispersive spectrometer, TEM-EDS) 模式下 Sn-Al-Cu 钎料/AlN 陶瓷界面区域的元素分布情况. 图 4a 为 Sn-Al-Cu 钎料/AlN 陶瓷界面的高角度环形暗场像 (high angle annular dark field, HAADF), 与图 3a 相反, 在暗场像中左侧衬度较暗的为 AlN 陶瓷, 右侧衬度较亮的为 Sn-Al-Cu 钎料. 图 4b ~ 4f 分别为 Al, N, O, Sn, Cu 元素在界面处的分布图, 图 4g 为界面处元素混合分布. 从图 4g 可以发现, 在 Sn-Al-Cu 钎料与 AlN 陶瓷之间的过渡层中同时存在 O 元素和 Al 元素的富集, 此外反应层中还有部分 Sn 元素的富集. 对反应层进行点扫描的结果表明 Al 与 O 的原子比接近 2:3. 结合对反应层高分辨照片进行傅里叶变换得到的结果, 可以推测, 界面处的反应层主要由非晶态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  构成.

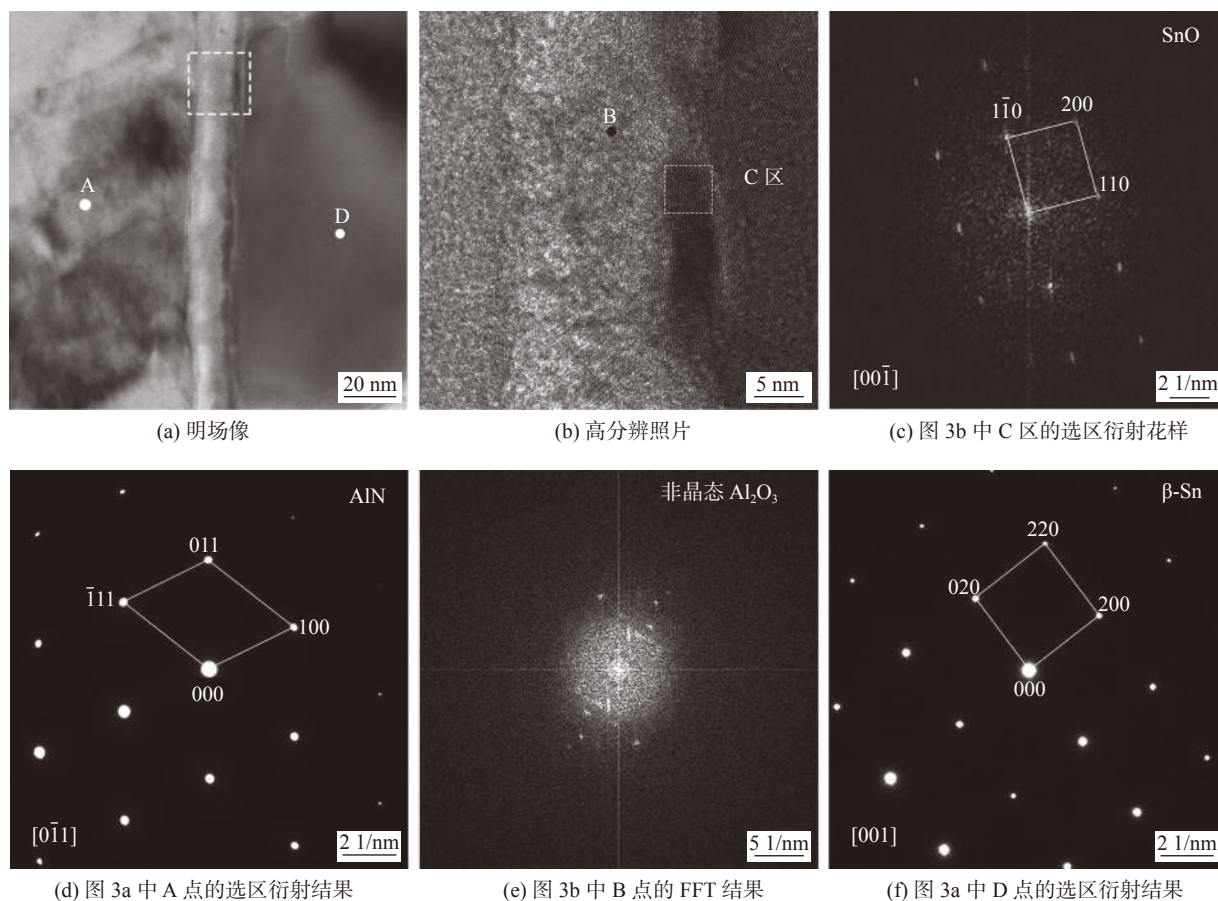


图 3 Sn 基钎料/AlN 陶瓷界面 TEM 结果

Fig. 3 TEM images of Sn based solder/AlN ceramic interface. (a) bright field image; (b) high resolution photograph; (c) selected area diffraction pattern of region C in Fig. 3b; (d) selected area diffraction results of point A in Fig. 3a; (e) FFT results of point B in Fig. 3b; (f) selected area diffraction results of point D in Fig. 3a

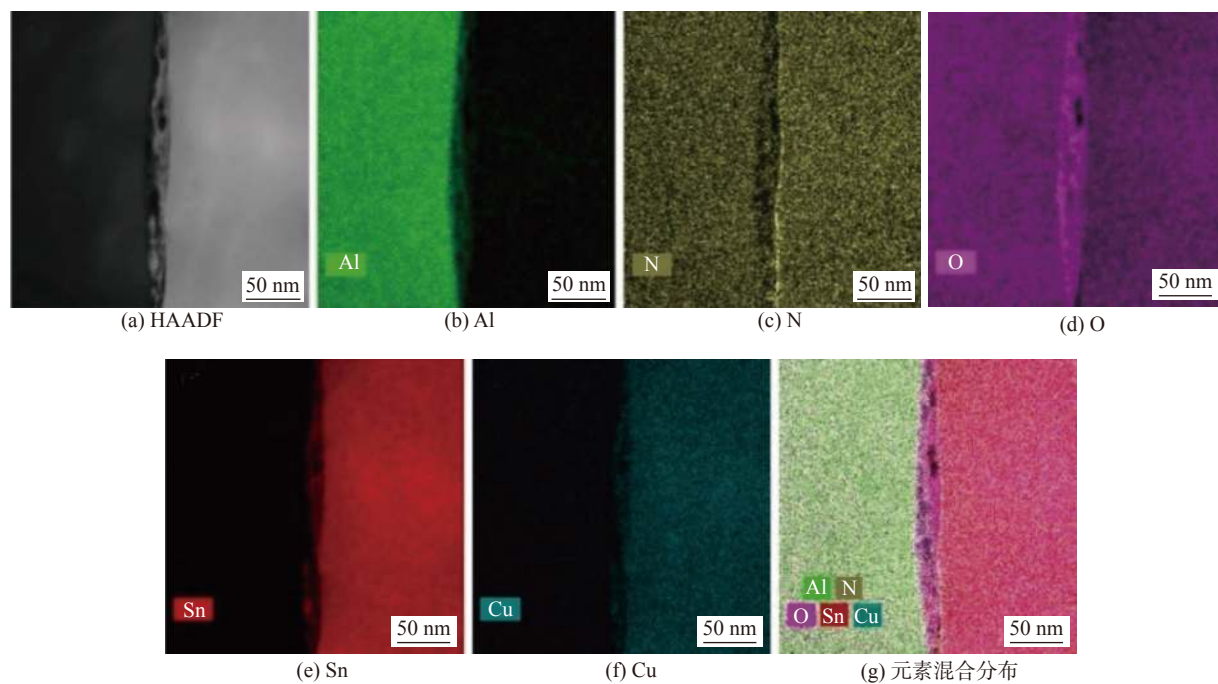
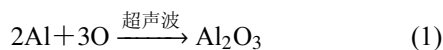


图 4 Sn 基钎料/AlN 陶瓷界面 TEM-EDS 结果

Fig. 4 TEM images of Sn based solder/AlN ceramic interface. (a) HAADF; (b) Al; (c) N; (d) O; (e) Sn; (f) Cu; (g) element mixture distribution

根据前述结果表明, 在 350 ℃ 的大气环境下, Sn-Al-Cu 钎料在大气环境中加热时, 表面会产生一层氧化膜, 阻止液态钎料与 AlN 陶瓷的直接接触润湿. 当引入超声波后, 超声空化气泡的爆裂首先可以打碎液态钎料表面的氧化膜, 促进液态的 Sn-Al-Cu 钎料与 AlN 陶瓷接触, 随后超声波的作用使得液态的 Sn-Al-Cu 钎料在 AlN 陶瓷表面润湿铺展, 形成一层结合良好的活性钎料层. 通过对 AlN 陶瓷/Sn-Al-Cu 钎料界面进行 TEM 分析, 结果表明, 在 AlN 陶瓷/Cu 钎料界面间形成了一层非晶态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  相, 正是由于这层非晶的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  相的存在, 实现了 AlN 陶瓷和 Sn-Al-Cu 钎料的可靠连接.

文献 [11] 表明, Al 在 850 ℃ 以上可以在 AlN 陶瓷表面发生润湿, 原因是 Al 原子会在 AlN 陶瓷表面形成特殊的化学吸附, 促进润湿的进行. 在超声熔覆活性钎料的过程中, 超声场作用于液态钎料内部, 使得钎料中溶解的气泡被周期性地反复拉长和压缩, 最终溃破, 其表面能转变为热能和化学能, 产生瞬时的高温、高压进而在钎料内部形成了独特的物理化学环境. 在超声波传播过程中, 传播路径上各处存在声压差, 会迫使液态钎料沿声压差方向发生流动, 进而在液态钎料内部形成搅拌作用, 促进了 Al 元素向 AlN 陶瓷表面的吸附. Virot 等人 [12] 的研究表明, 在固液界面处超声波的空化作用更强, 空化气泡溃破过程中更多的表面能被转化为热能和机械能释放到钎料中, 促进吸附在 AlN 陶瓷表面的 Al 与钎料中溶解的 O 元素发生式 (1) 所示的氧化反应, 并最终在 AlN 与液态钎料界面处形成  $\text{Al}_2\text{O}_3$  相.



前述结果表明, 在反应层中靠近 Sn 基钎料一侧还观察到了四方晶格的 SnO 相. 当超声波作用在液态钎料的过程中, 由于相较于 Sn, Al 元素的活性更强, 更容易与 O 元素发生反应, 因而液态钎料内主要发生 Al 与 O 元素的氧化反应, 最终形成连续的非晶  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层. 当超声波作用停止后, 空化气泡的数量减少, Sn 与钎料中的 O 元素发生反应, 但此时的过冷度无法满足形成非晶的条件, 并且由于试样冷却时的速度较快, Sn 与 O 元素未完全反应, 形成了晶态的 SnO 相. 因此在超声辅助在 AlN 陶瓷表面熔覆活性钎料的过程中, AlN 陶瓷表面的活性钎料在大气环境下熔化, 表面形成一层氧化膜, 当向液态钎料中引入超声后, 先除去表面的氧化

膜, 随后液态钎料内部在空化效应与声流效应的影响下, 形成了特殊的物理和化学环境. 钎料中的 Al 元素在声流效应的搅拌作用下迅速向活性钎料/AlN 陶瓷界面处扩散, 并且界面处空化气泡溃破形成的瞬时高温热点促进了其在 AlN 陶瓷表面的化学吸附, 使得液态钎料迅速在 AlN 陶瓷表面产生润湿. 随着超声波作用时间的延长, 界面处强烈的空化效应使得钎料中溶解的 O 元素在界面处富集, 与吸附在 AlN 陶瓷表面的 Al 元素发生反应, 由于空化气泡溃破产生的瞬时高温热点的存在时间极短, 仅仅只有 2  $\mu\text{s}$  左右, 因而反应环境的温度长时间稳定在 350 ℃ 左右, 最终在活性钎料/AlN 陶瓷界面形成了非晶态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 并且随着超声波作用时间进一步增加, Al 与 O 之间的反应愈发充分, 最终在活性钎料/AlN 陶瓷界面形成了连续的非晶态  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层. 此外, 在超声波作用时, 当界面处逐渐形成连续的非晶态  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层和超声波作用停止后, 界面处的空化气泡基本消失, 此时的过冷度较小, 难以满足形成非晶的条件. 钎料中的 Sn 与 O 原子结合, 沉积在非晶  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层/活性钎料界面处, 在反应层中观察到嵌入在基体内的四方晶格的 SnO. 采用超声辅助表面熔覆活性钎料最终形成的 AlN 陶瓷/活性钎料界面可以描述为 AlN 陶瓷基体/非晶  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /SnO/Sn-Al-Cu 钎料的界面结构.

为确定 AlN 陶瓷与活性钎料的结合强度, 测得超声波作用时间为 180 s 的 AlN/AlN 陶瓷同质接头的抗剪强度为 34 MPa.

## 2.2 金属化 AlN 陶瓷/Cu TLP 扩散连接工艺及机理

为促进 Cu-Sn 金属间化合物的生成, 采用 300 ℃ 作为保温温度. 图 5 为在保温温度 300 ℃ 下保温 1, 15, 30, 60, 120, 240 min 的表面熔覆活性钎料的 AlN 陶瓷/Cu 接头的界面微观组织. 图 6 和图 7 分别为在保温温度 300 ℃ 下保温 60, 240 min AlN 陶瓷/Cu 接头的元素分布情况. 从图 5a 可以看出, Sn-Al-Cu 活性钎料与 AlN 陶瓷和 Cu 的两侧界面均结合良好, 在两侧界面处均未出现明显的裂纹、孔洞等缺陷. 图 5b 为在保温温度 300 ℃ 下保温 15 min 时 AlN 陶瓷/Cu 接头横截面的微观组织. 结合表 1 和图 5b 可以发现, 此时形成的接头中仍然残留着大量的 Sn 基钎料, 在 Cu/Sn 基钎料界面处发生了互扩散, 在 Cu/Sn 基钎料一侧生成了金属间化合物层, 靠近 Cu 一侧处为平面状金属间化合物  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , 在其上生长着扇贝状的金属间化合物

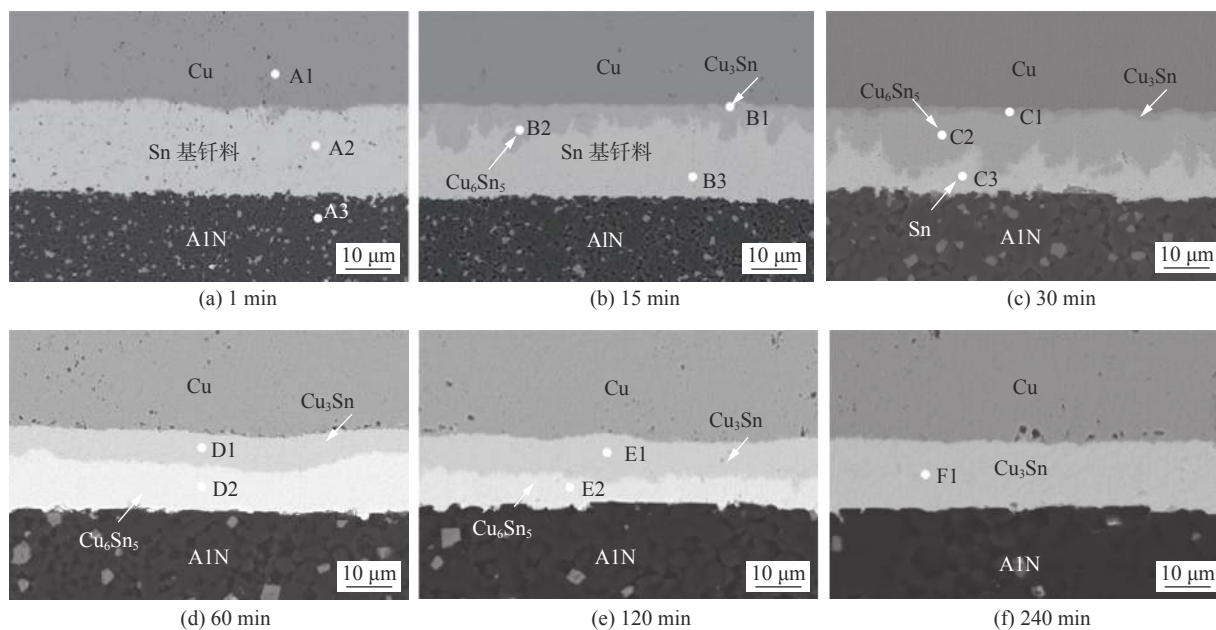


图 5 不同 TLP 扩散连接时间的接头微观组织

Fig. 5 Microstructure of joints at different TLP diffusion bonding times. (a) 1 min; (b) 15 min; (c) 30 min; (d) 60 min; (e) 120 min; (f) 240 min

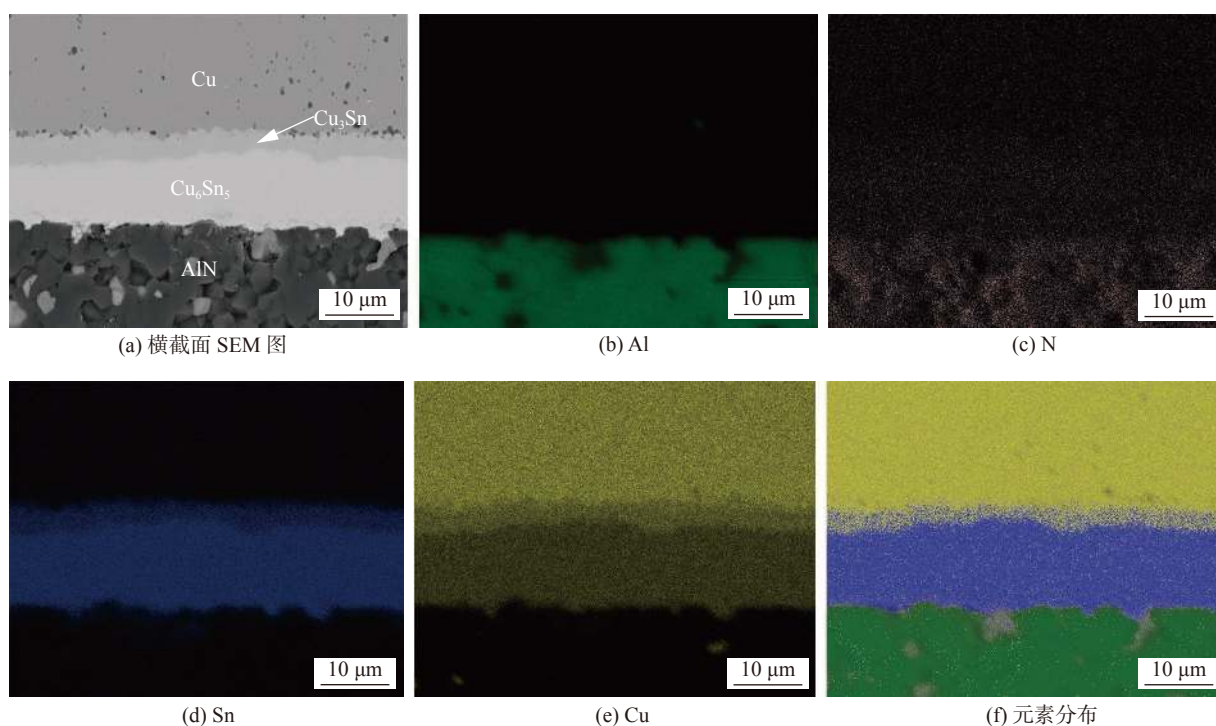


图 6 保温温度 300 °C 保温 60 min 时 AlN 陶瓷/Cu 接头的元素分布

Fig. 6 Element distribution of AlN ceramic/Cu joints at holding temperature 300 °C for 60 min. (a) cross section on SEM; (b) Al; (c) N; (d) Sn; (e) Cu; (f) element distribution

$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , 后者的平均厚度明显高于前者. Cu 母材各处向 Sn 基钎料中的溶解并不是均匀的, 在 Cu/Sn 基钎料界面处呈现出波浪状的形貌.

延长保温时间至 30 min 得到的 AlN/Sn 基钎料/Cu 接头横截面的微观组织如图 5c 所示. 结合表 1 可以发现, 此时焊缝中残余的 Sn 的含量继续

减少, Cu-Sn 金属间化合物的含量逐渐增加, 平面状的  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  以及扇贝状的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  厚度继续增加, 相邻的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  晶粒发生合并使得扇贝状的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  的晶粒尺寸变得更大. 当保温时间延长至 60 min 时, AlN 陶瓷/Sn 基钎料/Cu 连接接头的界面微观形貌如图 5d 所示. 结合表 1 可以发现, 此时焊缝中

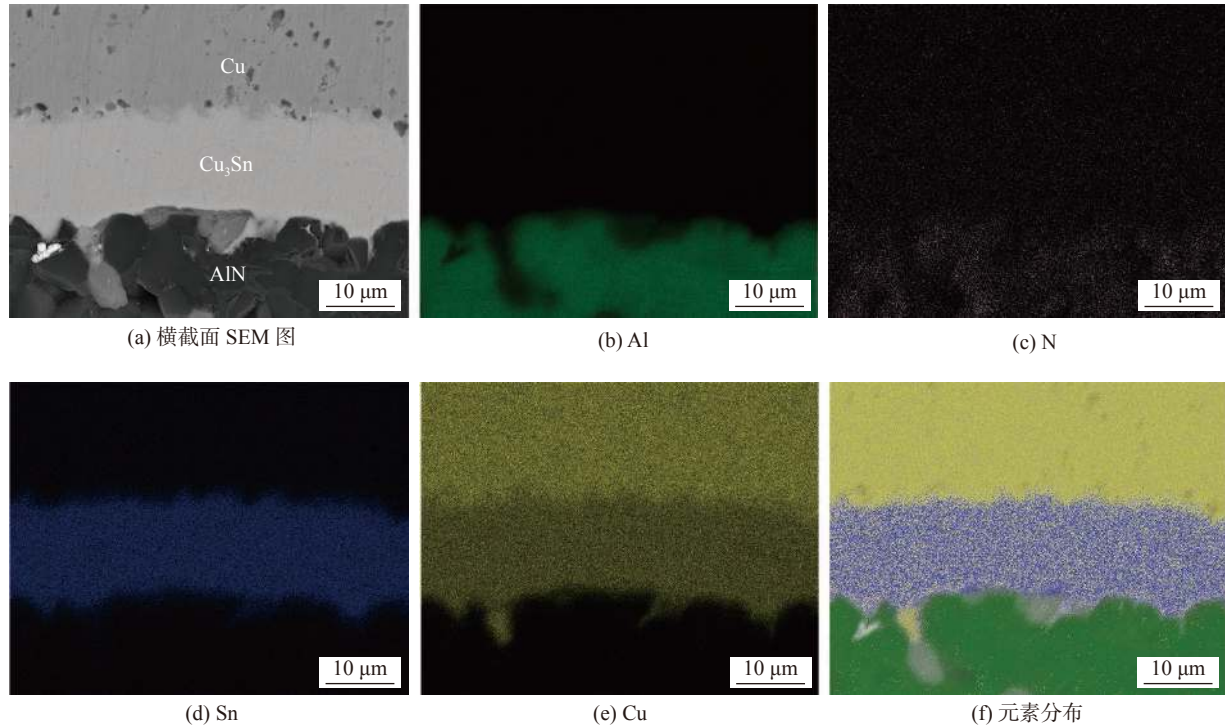


图 7 保温温度 300 °C 保温 240 min 时 AlN 陶瓷/Cu 接头的元素分布

Fig. 7 Element distribution of AlN ceramic/Cu joint at holding temperature 300 °C for 240 min. (a) cross section on SEM; (b) Al; (c) N; (d) Sn; (e) Cu; (f) element distribution

表 1 图 5 能谱分析结果及可能相 (原子分数, %)

Table 1 Energy spectrum analysis results and possible phases in Fig. 5

位置	时间 $t$ /min	N	Al	Sn	Cu	可能相
A1	1	1.37	—	—	98.62	Cu
A2	1	3.18	0.17	91.66	4.99	Sn
A3	1	39.21	60.29	0.04	0.47	AlN
B1	15	—	—	21.46	78.54	Cu <sub>3</sub> Sn
B2	15	—	—	43.87	56.12	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
B3	15	2.98	0.33	95.08	1.61	Sn
C1	30	—	—	20.65	79.35	Cu <sub>3</sub> Sn
C2	30	—	—	42.48	57.52	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
C3	30	3.21	0.45	95.33	1.01	Sn
D1	60	—	—	20.69	79.31	Cu <sub>3</sub> Sn
D2	60	—	—	42.35	57.65	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
E1	120	—	—	20.37	79.63	Cu <sub>3</sub> Sn
E2	120	—	—	40.57	59.53	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
F1	240	—	—	21.19	78.81	Cu <sub>3</sub> Sn

的 Sn 被完全消耗, 全部转变为 Cu-Sn 金属间化合物, 形成完全由金属间化合物 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 和 Cu<sub>3</sub>Sn 组成的接头, 并且接头的耐高温性能得到提升. 从表 1 和图 6 可以发现, 此时 Cu-Sn 之间的互扩散更加充分, 整个焊缝当中都充满着 Cu 元素. 金属间

化合物与 AlN 陶瓷之间结合良好, 界面处不存在裂纹等缺陷. 当保温时间延长至 120 min 时, AlN 陶瓷/Cu 接头界面微观形貌如图 5e 所示. 从图 5e 可以发现, 平面状的 Cu<sub>3</sub>Sn 层的厚度增加. 当保温时间继续延长至 240 min 后, 接头界面的微观形貌如

图 5f 所示, 接头整体的致密性良好, 在  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  与  $\text{AlN}$  陶瓷界面处没有观察到裂纹等缺陷. 从表 1 和图 7 可以发现, 此时焊缝中的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  与  $\text{Cu}$  完全反应, 全部转变为金属间化合物  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , 最终形成焊缝组织完全由  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  构成的接头, 其耐高温性能得到进一步的提升.

为探究 TLP 扩散连接过程焊缝组织的演变以及界面微观结构的改变对  $\text{AlN}$  陶瓷/ $\text{Cu}$  接头强度的影响规律, 对不同 TLP 扩散连接时间得到的  $\text{AlN}$  陶瓷/ $\text{Cu}$  接头的抗剪强度进行了测试, 并对断口形貌进行表征. 测得保温 30 min 时接头抗剪强度为 34 MPa, 保温 60 min 时接头抗剪强度为 32 MPa, 保温 240 min 时接头抗剪强度为 31 MPa.

图 8 为在保温温度 300 °C 下保温 30, 60 和 240 min  $\text{AlN}$  陶瓷/ $\text{Cu}$  接头的断口形貌. 由图 8a 中  $\text{AlN}$  陶瓷侧的断面组织可以发现, 在钎料内部观察到了部分  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  的生成, 断裂发生在钎料的内部.

保温时间 60 min 焊缝中的  $\text{Sn}$  完全被耗尽, 焊缝组织全部由  $\text{Cu-Sn}$  金属间化合物构成. 从图 8c 发现, 断口处  $\text{AlN}$  陶瓷表面主要分布着大块状的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , 部分  $\text{AlN}$  陶瓷表面暴露出来; 结合图 8d 的  $\text{Cu}$  侧表面的断口形貌, 能够确定此时  $\text{AlN}$  陶瓷/活性钎料界面处成为结合薄弱的区域, 断裂首先发生在界面处, 随后扩展到焊缝中发生断裂. 而在保温温度 300 °C 下保温 240 min 时焊缝中的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  全部通过固态扩散转变为  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , 断口形貌如图 8e 和图 8f 所示, 断裂位置集中在  $\text{AlN}$  陶瓷与金属间化合物的界面处. 结合 TLP 扩散连接过程中接头微观组织演变规律以及对接头界面微观结构的分析可知, 接头中金属间化合物的含量增加, 而在全部由金属间化合物形成的接头中焊缝组织与两侧母材的物理性能差异较大, 使得焊后接头中的残余应力较大, 导致接头的力学性能出现下降.

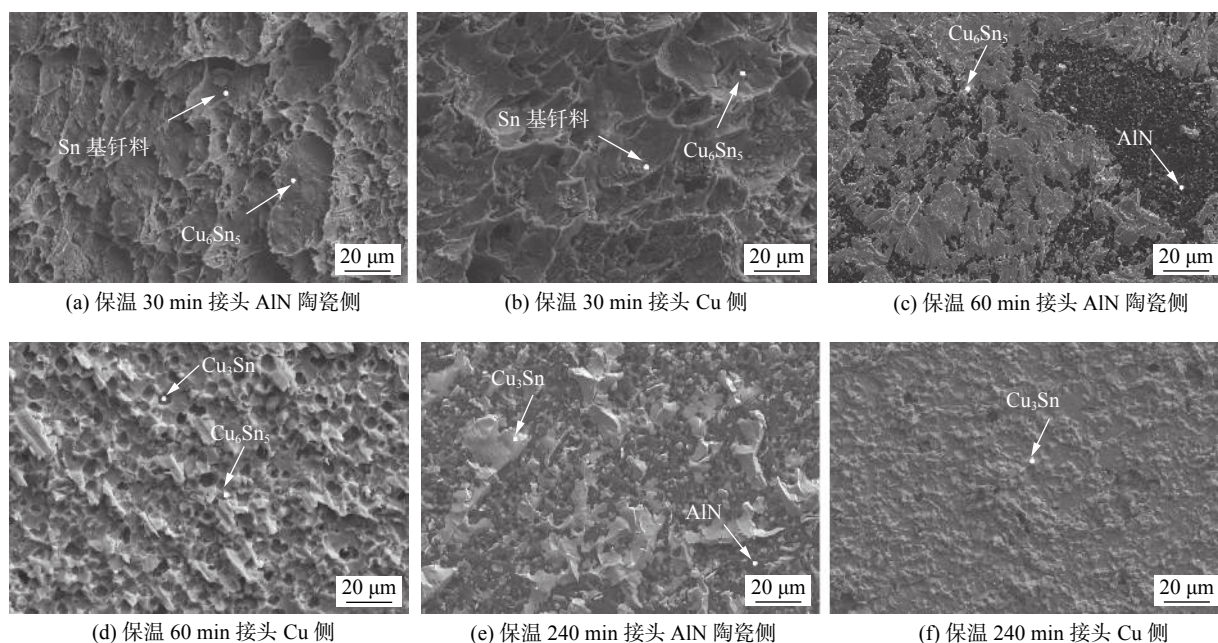


图 8 保温时间 30, 60 和 240 min 时断口形貌

Fig. 8 Fracture morphology after holding time of 30, 60 and 240 min. (a) AlN ceramic side of joint after holding time 30 min; (b) Cu side of joint after holding time 30 min; (c) AlN ceramic side of joint after holding time 60 min; (d) Cu side of joint after holding time 60 min; (e) AlN ceramic side of joint after holding time 240 min; (f) Cu side of joint after holding time 240 min

### 3 结论

(1) 在 350 °C 的大气环境下采用超声辅助的方式在  $\text{AlN}$  陶瓷表面熔覆了活性钎料层, 熔覆时间 180 s 时活性钎料与  $\text{AlN}$  陶瓷具有较高的结合强

度,  $\text{AlN}/\text{AlN}$  陶瓷同质接头的抗剪强度为 34 MPa.

(2) 在  $\text{AlN}$  陶瓷/活性钎料界面处观察到厚度约为 20 nm 的非晶  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层, 这是  $\text{AlN}$  陶瓷/钎料界面处发生氧化反应的结果.

(3) 将熔覆活性钎料的  $\text{AlN}$  陶瓷与  $\text{Cu}$  在 300 °C 下进行 TLP 扩散连接, 保温时间 60 min 时焊缝中

的 Sn 全部转变为  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  与  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ; 保温时间为 240 min 时形成焊缝全部由  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  构成的接头。

(4) 随着保温时间的延长, AlN 陶瓷/Cu 接头的抗剪强度逐渐下降; 对焊缝晶粒分析的结果表明, 保温 60 min 时接头中的焊缝主要由大块状的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  晶粒构成, 抗剪强度为 32 MPa; 保温 240 min 时接头中焊缝主要由尺寸均匀的  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  晶粒构成, 此时接头的抗剪强度为 31 MPa。

## 参考文献

- [1] Buattay Cyril, Planson Dominique, Allard Bruno, *et al.* State of the art of high temperature power electronics[J]. Materials Science and Engineering B, 2011, 176: 283 – 288.
- [2] 谢昊天, 秦海鸿, 董耀文, 等. 耐高温变换器研究进展及综述 [J]. 电源学报, 2016, 14(4): 128 – 138.  
Xie Haotian, Qin Haihong, Dong Yaowen, *et al.* Research progress and review of high temperature resistant converters[J]. Journal of Power Supply, 2016, 14(4): 128 – 138.
- [3] 曾小亮, 孙蓉, 于淑会, 等. 电子封装基板材料研究进展及发展趋势 [J]. 集成技术, 2014, 3(6): 76 – 83.  
Zeng Xiaoliang, Sun Rong, Yu Shuhui, *et al.* Research progress and development trend of electronic packaging substrate materials[J]. Integration Technology, 2014, 3(6): 76 – 83.
- [4] Jothi Sudagar, Jianshe Liam, Wei Sha, *et al.* Electroless nickel, alloy, composite and nano coating – A critical review[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2013, 571: 183 – 204.
- [5] Xu Xinrui, Zhuang Hanrui, Li Wenlan, *et al.* Bonding behavior of copper thick films containing lead-free glass frit on aluminum nitride substrates[J]. Ceramics International, 2004, 30: 661 – 665.
- [6] Wei Xin, Xu Haixian, Zhan Jun, *et al.* Comparative studies on microstructures, strengths and reliabilities of two types of AlN direct bonding copper substrates[J]. Ceramics International, 2018, 44: 18935 – 18941.
- [7] Chen B, Xiong H P, Cheng Y Y, *et al.* Microstructure and property of AlN joint brazed with Au-Pd-Co-Ni-V brazing filler[J]. Materials Science and Technology, 2015, 31: 1034 – 1038.
- [8] 钱建波, 黄世东. IGBT 用氮化铝覆铜衬板可靠性研究 [J]. 大功率变流技术, 2017(5): 55 – 59, 69.  
Qian Jianbo, Huang Shidong. Study on reliability of aluminum nitride copper clad liner for IGBT[J]. High Power Converter Technology, 2017(5): 55 – 59, 69.
- [9] Su C Y, Pan C T, Lo M S. Microstructure and mechanical properties of AlN/Cu brazed joints[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2014, 23(9): 3299 – 3304.
- [10] Lv J L, Huang Y L, Fu R L, *et al.* AlN/Cu composite ceramic substrate fabricated using a novel TiN/AgCuTi composite brazing alloy[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(15): 5332 – 5338.
- [11] Zhang X Y, Shang H L, Ma B Y, *et al.* Brazing of coated Al foil filler to AlN ceramic[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54: 575 – 580.
- [12] Virost M, Chave T, Nikitenko S I, *et al.* Acoustic cavitation at the water-glass interface[J]. Journal of Physical Chemistry C, 2010, 114(30): 13083 – 13091.

第一作者: 王浩然, 硕士; 主要研究方向为超声辅助钎焊; Email: w380662@gmail.com.

通信作者: 李卓霖, 博士, 副教授; Email: lizl@hit.edu.cn.

(编辑: 杨婉春)