

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.10

钎焊用泡沫铜/非晶碳中间层制备及性能研究

亓钧雷, 叶振宇, 夏 勇, 王 宾, 闫耀天*, 曹 健

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 150001

摘要: 为了使钎焊接头能够兼具力学强度与功能需求, 研究了一种新的钎焊中间层设计方法。使用多巴胺预浸渍法配合快速焦耳热成功制备了泡沫铜/非晶碳复合材料, 研究了通电时间对于泡沫铜/非晶碳复合材料的微观组织、耐腐蚀性能以及导热性能的影响, 并对影响机制进行了分析。非晶碳的无序结构能够有效帮助泡沫铜对抗腐蚀介质的侵蚀, 同时其在泡沫骨架表面形成的高速导热通道提高了泡沫铜的热导率。在通电时间为15 s时, 泡沫铜表面生长的非晶碳层均匀且连续, 同时具备最好的耐腐蚀性能和导热性能, 相较于原始泡沫铜, 热导率提高了约350%。使用优化的泡沫铜/非晶碳复合材料作为中间层辅助钎焊连接了AlN陶瓷和Cu, 异质界面成形良好, 整体构件的导热性能得到了提升。

关键词: 钎焊; 泡沫铜; 腐蚀; 导热性能

中图分类号: TG454 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0086-10

Research on the Fabrication and Properties of Copper Foam/Amorphous Carbon Composite Interlayer for Brazing Welding

QI Junlei, YE Zhenyu, XIA Yong, WANG Bin, YAN Yaotian*, CAO Jian

State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China

Abstract: Copper foam/amorphous carbon composites were successfully fabricated using dopamine pre-infiltration combined with rapid Joule heating. The effects of electrification time on the microstructure, corrosion resistance, and thermal conductivity of the composite materials were investigated, and the influence mechanisms were analyzed. The effects of electrification time on the microstructure, corrosion resistance, and thermal conductivity of copper foam/amorphous carbon composites were investigated. The disordered structure of amorphous carbon effectively enhanced the corrosion resistance of copper foam, while high-efficiency thermal conduction channels created on the foam skeleton surface simultaneously improved its thermal conductivity. When the electrification time was set to 15 s, a uniform and continuous amorphous carbon layer was formed on the copper foam surface, which exhibited optimal corrosion resistance and thermal conductivity. Compared to the original copper foam, the thermal conductivity increased by approximately 350%. The optimized copper foam/amorphous carbon composites were employed as a brazing interlayer for connecting AlN to Cu, achieving a well-defined heterogeneous interface with enhanced thermal conductivity. An innovative interlayer design method was investigated in this study, achieving dual enhancement of structural reliability and functional integration in brazed joints.

Keywords: brazing welding; copper foam; corrosion; thermal conductivity

引用格式: 亓钧雷, 叶振宇, 夏勇, 等. 钎焊用泡沫铜/非晶碳中间层制备及性能研究[J]. 电焊机, 2025, 55(10): 86-95.

Citation: QI Junlei, YE Zhenyu, XIA Yong, et al. Research on the Fabrication and Properties of Copper Foam/Amorphous Carbon Composite Interlayer for Brazing Welding[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 86-95.

收稿日期: 2025-08-28

基金项目: 国家自然科学基金项目(52175303); 国家杰出青年科学基金(52125502); 国家资助博士后研究人员计划(GZB20240949); 黑龙江省自然科学基金资助(LH2024E031); 黑龙江省重点研发计划(2024ZXDXA19); 海南省科技专项资助(ZDYF2024SHFZ082); 黑龙江省博士后基金(LBH-Z24174); 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室自主课题资助(24-R-01, 24-Z-07)

作者简介: 亓钧雷(1982—), 男, 教授, 博士, 主要从事新材料及异种材料连接研究。

通讯作者: 闫耀天(1996—), 男, 副研究员, 博士, 主要从事新材料及异种材料连接研究。E-mail: ytyanhit@hit.edu.cn。

0 引言

先进陶瓷材料及陶瓷基复合材料因其兼具高硬度、高热稳定性及耐腐蚀等优势,在航空航天、电力通讯等领域得到广泛应用^[1]。但是,由于陶瓷材料脆性大,可加工性差,在实际应用中通常需要与其他材料连接^[2]。金属材料通常具备较高的塑韧性和良好的加工性能,可以与陶瓷材料结合,形成良好互补。近年来,陶瓷-金属的复合构件凭借其协同性能优势,有极高的应用价值,在各个领域都发挥了关键作用^[4]。典型的应用体系有 $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ 复合材料-Nb 合金异质天线罩^[5]、 C_f/SiC -GH3536 合金高温发动机组件^[6]以及 ZrO_2 陶瓷-TC4 合金医用植入体^[7]等。

制备陶瓷-金属复合构件的关键技术在于两者之间高质量的连接。由于陶瓷难以熔化为液态,传统的熔化焊接方法,如电子束和激光焊接,难以有效地将陶瓷和金属连接起来。相比之下,钎焊被认为是最适合陶瓷-金属的连接方法之一。钎焊是利用熔点低于相邻母材的填充材料加热熔化,使其填充母材间隙,实现冶金连接的工艺。利用钎焊连接陶瓷与金属能够有效降低焊接过程的温度,减少对母材损伤,同时简单高效,适用于各种异种材料连接^[8]。

在钎焊连接陶瓷-金属时,由于陶瓷与金属化学键合不同,两者的物理化学性质差别较大,尤其是热膨胀系数差异大,在钎焊冷却期间容易产生残余应力,造成裂纹等缺陷,影响接头的力学性能。三维网状结构的泡沫金属具有良好的塑韧性,用作陶瓷-金属钎焊中间层时,能够通过塑性变形吸收应力,增强接头可靠性^[9]。例如, Wang^[10]等人利用泡沫铜辅助钎焊连接了 ZrB_2 -SiC 陶瓷与 TC4 合金,泡沫铜中间层提高了钎缝的塑韧性,缓解了接头残余应力,提高了接头的室温剪切强度。然而,随着陶瓷-金属复合构件的应用场景越来越复杂,两者异质接头除了力学强度外,还需兼顾耐腐蚀性、高导热性能等功能要求,单一的泡沫金属已经无法满足快速发展的工业要求^[11-12]。

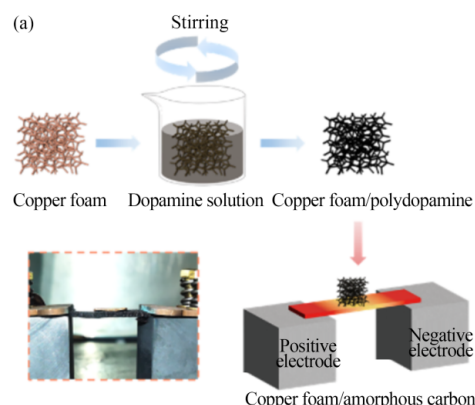
非晶碳具有良好的化学稳定性,作为表面涂层涂覆在金属表面能够提高材料的耐腐蚀性、耐磨

性、导热性。传统磁控溅射法制备非晶碳耗时久、成本高。而快速焦耳热法能够通过超快的升降温速度抑制碳层的晶化,相比于传统的磁控溅射法制备周期短,能耗低,且不需要复杂设备^[13]。本文通过多巴胺预浸渍,在泡沫铜表面粘附一层聚多巴胺作为碳源,再结合快速焦耳热法,实现了非晶碳层的均匀生长,并优化了通电时间。对泡沫铜/非晶碳复合材料的耐腐蚀性能、导热性能以及作为钎焊中间层时的效果进行了研究,为后续研究泡沫金属在钎焊领域的应用提供了试验基础和理论支撑。

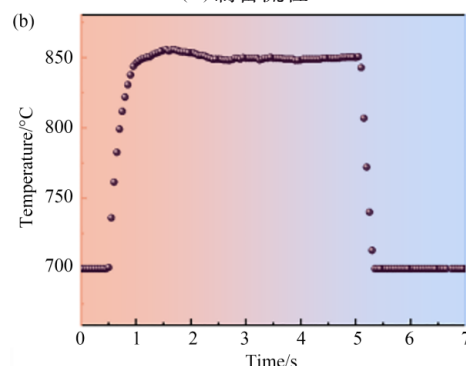
1 试验材料及方法

1.1 泡沫铜/非晶碳复合材料的制备方法

制备过程如图 1 所示。首先将厚度 1 mm、130 PPI、孔隙率 98% 的泡沫铜裁剪为 10 mm×10 mm 的小片,接着浸泡于 0.5 wt.% 的盐酸溶液中 15 min 以除去其表面氧化膜,取出后使用无水乙醇和去离子



(a) 制备流程



(b) 快速焦耳热法温度曲线

图 1 泡沫铜/非晶碳制备示意

Fig. 1 Preparation diagram of copper foam/amorphous carbon

水反复交替清洗,然后在 60 °C 条件下真空烘干备用。配置 100 mL 的 0.1 mol/L 三羟甲基氨基甲烷 (Tris) 缓冲液,将溶液 pH 控制在 8.5 左右,称取 600 mg 盐酸多巴胺,溶于 Tris 缓冲液中,搅拌均匀,得到多巴胺水溶液。将烘干后的泡沫铜置于多巴胺溶液中浸泡并持续搅拌 24 h。搅拌过程中,溶液中的多巴胺与空气反应,形成聚多巴胺大分子链,并粘附在泡沫铜表面,搅拌结束取出后,得到泡沫铜/聚多巴胺复合材料。使用去离子水和无水乙醇多次超声清洗后,将泡沫铜/聚多巴胺材料置于真空烘箱中 60 °C 干燥。取 2×5 cm 碳毡,用铜接头夹住,将干燥后的泡沫铜/聚多巴胺材料置于碳毡上,随后在碳毡两侧施加 10 A 的电流,电流施加时间控制为 5 s、10 s、15 s 和 20 s (后续样品分别用 5 s、10 s、15 s 和 20 s 表示)。在通电过程中使用 Ar 气为保护气,保持腔体压力为 0.5×10^5 Pa。在通电过程中,聚多巴胺分解,碳原子重排,在泡沫铜表面形成碳层。通电结束后,取出即得到泡沫铜/非晶碳复合材料。

1.2 材料组织表征及性能测试方法

泡沫铜/非晶碳复合材料制备完成后,利用 XRD (X-Ray Diffraction) 和 Raman 方法分析材料物相,使用 SEM (Scanning Electron Microscope) 观察材料微观组织形貌,使用 TEM (Transmission Electron Microscope) 进一步放大样品并观察,通过高分辨图片下的晶格条纹,辅助确定样品物相。

使用激光闪烁法确定样品的导热性能,样品的导热系数计算公式为^[14]:

$$\lambda = \alpha \times \rho \times C_p \quad (1)$$

式中 α 、 ρ 和 C_p 分别为样品的热扩散系数、密度和比热容。利用 NETZSCH LFA 467 测定样品的热扩散系数及比热容。样品的密度利用阿基米德排水法测试。为了更直观比较样品导热性能,在真空环境下,将 K-型热电偶与温度计 (CL3515R, OMEGA) 连接在被测样品的上表面,对样品加热,利用红外热像仪 (FLIR T540) 记录加热过程。

通过采集材料的开路电压、交流阻抗、极化曲线和腐蚀形貌,评价材料的耐腐蚀性能。电化学测试在三电极体系下进行,电解液使用 15 wt.% 氯化钠溶液,选用饱和甘汞电极为参比电极,铂电极为对电极,将制备的泡沫铜/非晶碳复合材料夹在工作

电极夹上为工作电极。在测试时将 1 cm×1 cm 尺寸的材料没入 15 wt.% 氯化钠溶液中,面向碳棒对电极。

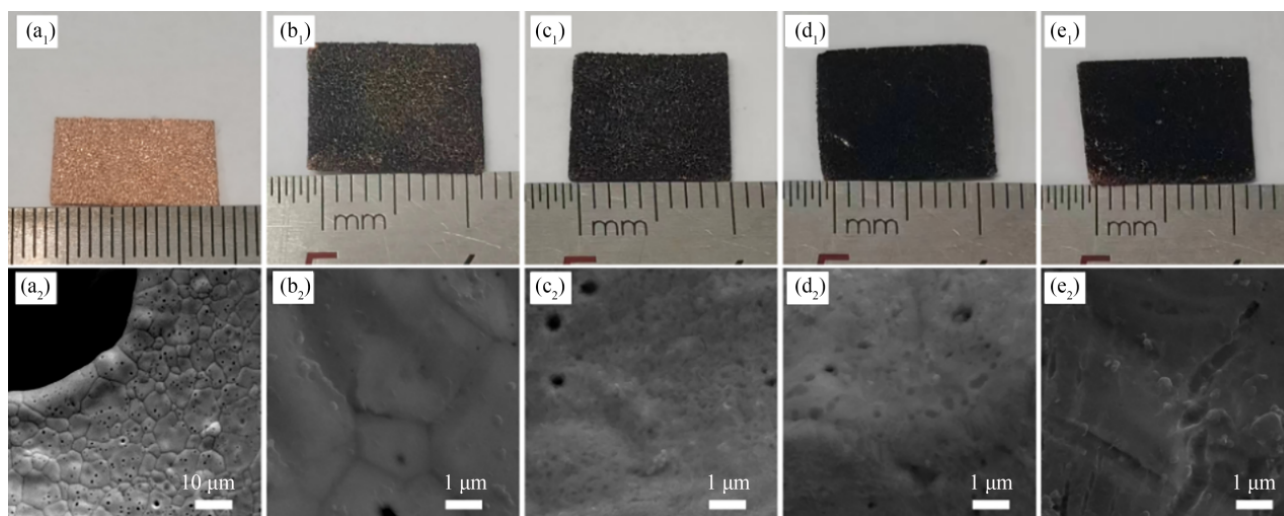
2 试验结果与分析

2.1 泡沫铜/非晶碳复合材料的物相结构分析

对设定电压 10 V、电流 10 A,不同通电时间下所制备的泡沫铜/非晶碳复合材料进行了宏观与微观形貌表征,如图 2 所示。由图可知,由于 Tris 对溶液的缓冲作用,即使经过 24 h 的盐酸多巴胺溶液的搅拌浸泡后,泡沫铜仍保持完整结构,原有的泡沫骨架均匀连续,没有发生坍塌变形。如图 2b₁~2e₁ 所示,随着通电时间的不断延长,泡沫铜样品的外观颜色逐渐变黑。在扫描电镜下观察,可以看到泡沫铜表面生长出较为连续的碳层。随着时间的延长,越来越多的聚多巴胺在泡沫铜骨架上重排,碳层厚度逐渐增大,当时间延长到 20 s 时,碳层出现了裂痕,露出了泡沫铜基底,如图 2e₂ 所示。这是因为碳层厚度的增加使得在非平衡的快速降温过程中,加剧了内部应力,导致了碳层的破裂。

利用 TEM 进一步观察所制备的样品,由图 2 可知,通电时间较长时,碳层有破裂剥离倾向,通电时间较短时,碳层生长不均匀,均难以观察铜/碳界面,因此,选取通电时间为 15 s 时的样品进行 TEM 表征,如图 3 所示。如图 3a 所示,制备的复合材料衍射花样呈现同心弥散光晕,这说明经过非平衡快速升降温后,泡沫铜表面生长出的碳层是非晶态。如图 3e 所示,泡沫铜基体与非晶碳层分界明显,界面处晶格由晶体向非晶体转变。对图 3b 中 A、B 两处界面放大,发现泡沫铜出现明显晶格条纹,且存在多晶面结构,利用反傅里叶变化测量相应的晶面间距,发现图 3c 中呈现的是泡沫铜的 (111) 晶面,晶面间距约为 0.21 nm; 图 3d 中晶面间距约为 0.18 nm 的晶格条纹,对应了泡沫铜的 (200) 晶面。图 3f~3h 中相应的元素面分布图表明,非晶碳层较为均匀地包覆在铜基体表面。

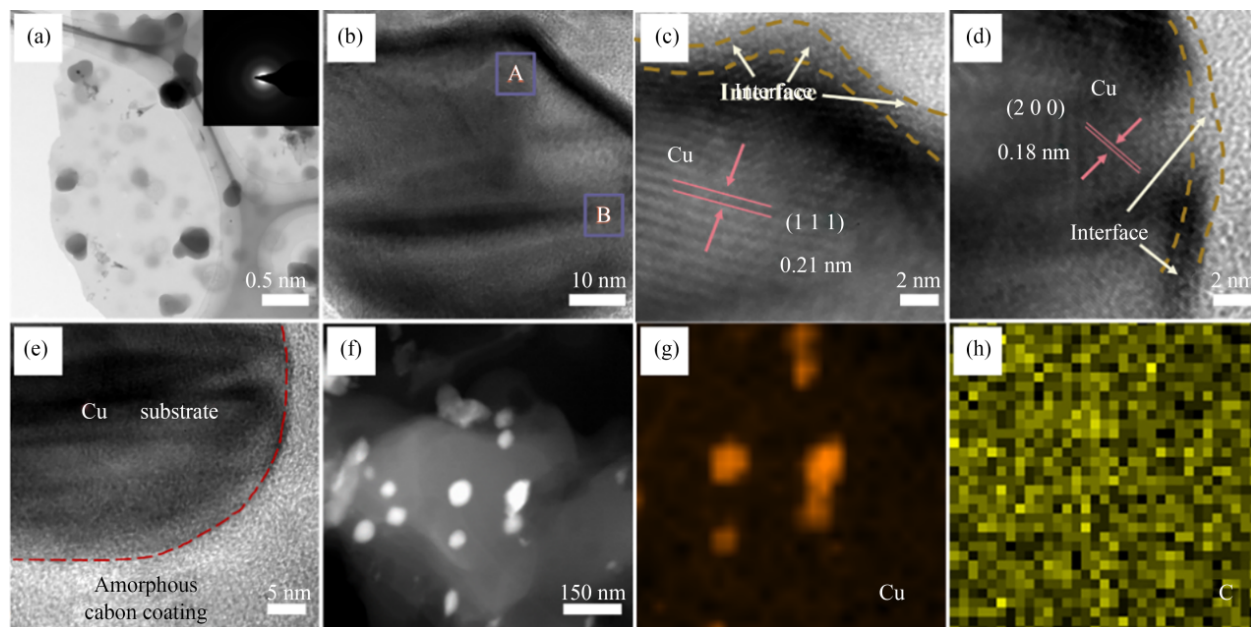
不同通电时间下泡沫铜/非晶碳复合材料的 XRD 和 Raman 表征如图 4 所示。由图 4a 可以看到, XRD 物相仅出现了铜的衍射峰,这可能是因为表面覆盖的碳层相对于铜基体过薄,信号强度较低。由



(a)原始泡沫铜;(b)5 s;(c)10 s;(d)15 s;(e)20 s

图2 原始泡沫铜和不同时间下样品的宏观照片和SEM图像

Fig. 2 Macrographs and SEM images of pristine copper foam and samples with different times



(a)明场像;(b)高分辨;(c)A区域放大图;(d)B区域放大图;(e)铜/碳界面高分辨;(f)碳包覆在铜骨架表面的明场像;

(g)Cu元素分布;(h)C元素分布

图3 泡沫铜/非晶碳复合材料的TEM图像

Fig. 3 TEM images of copper foam/amorphous carbon composites

JCPDS 卡片 04-0836 可知,位于 43.3° 的最强衍射峰对应了铜的 (111) 晶面,位于 50.4° 的次强峰对应了铜的 (200) 晶面,这与图 3 中样品的 TEM 表征结果也相吻合。为对样品表面碳层状态进行研究,进行了 Raman 测试,结果如图 4b 所示。可以看到,四组样品在 1350 cm^{-1} 和 1580 cm^{-1} 附近均存在明显信号,分别为 D 峰(sp^3 杂化碳原子)和 G 峰(sp^2 杂化碳原

子)。在石墨的 Raman 信号中,D 峰反应的是片层石墨内的缺陷,可用于评价石墨的缺陷密度,而 G 峰反应的是碳原子在平面内的振动^[15]。可以看到,随着通电时间的增加,碳层的 D 峰和 G 峰信号强度逐渐增加。本文通过计算两处特征峰的强度比(I_D/I_G),以定量表征复合材料表面碳层的结晶度,如图 4c 所示。可以看到, I_D/I_G 的比值随时间增加,先上升

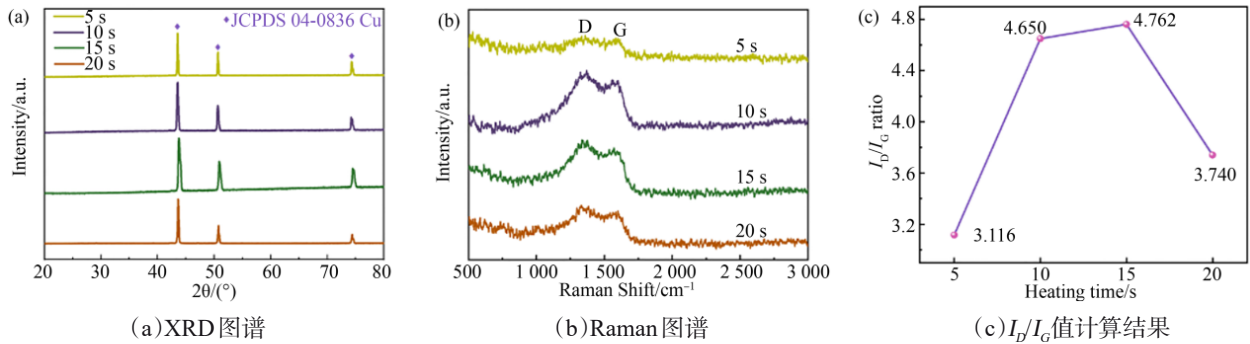


图4 不同通电时间下泡沫铜/非晶碳复合材料的物相表征

Fig. 4 Phase characterization of copper foam/amorphous carbon composites with different times

后下降,但是总体比值均大于3,这表明本文所制备的碳层均为非晶碳层。在通电时间为15 s时,复合材料的缺陷度最高为4.762。

2.2 泡沫铜/非晶碳复合材料的耐腐蚀性能分析

对不同通电时间下样品进行耐腐蚀性能研究,测试环境为15wt.%的NaCl溶液,参比电极为饱和甘汞,对电极为铂。首先测量了各材料的开路电压,结果如表1所示。由表可知,原始泡沫铜的开路电压约为-0.236 V,而在表面生长碳层后,复合材料的开路电压均减小了,这表明生长了非晶碳层后,泡沫铜的耐腐蚀性能得到了增强。在通电时间为10 s和15 s时,复合材料的开路电压较低,分别仅为-0.128 V和-0.118 V。

表1 不同样品的开路电压

Table 1 Open circuit potential of different samples

样品	开路电压/V
原始泡沫铜	-0.236
5 s	-0.135
10 s	-0.128
15 s	-0.118
20 s	-0.148

由于样品的腐蚀反应本质是电荷转移的过程,因此为了进一步研究样品的耐腐蚀性能,在采集到的开路电压下,对各个样品进行了交流阻抗图谱的测试,测试结果如图5a所示。各样品的交流阻抗图谱相似,均为圆弧形。容抗弧的半径大小能够反映样品的电荷转移电阻大小,进而与样品的耐腐蚀性相对应。因此,为了定量研究不同样品的电荷转移电阻,在Z View软件中,利用图5b所示的等效电路图拟合各个样品的交流阻抗图谱,其中, R_s 为腐蚀溶液即15 wt.%NaCl溶液电阻, R_{ct} 为样品的电荷转移

电阻,CPE是恒定相位元件^[16]。拟合结果如图5c所示,拟合结果与测量结果一致性较高,拟合所获得的各数值如表2所示。可以看到,原始泡沫铜的 R_{ct} 值仅为 $44.04 \Omega \cdot \text{cm}^2$,负载非晶碳层后,样品的 R_{ct} 均有所提高。其中,在通电时间为15 s时,泡沫铜/非晶碳复合材料的 R_{ct} 最高为 $125.6 \Omega \cdot \text{cm}^2$,说明此样品的耐腐蚀性能最佳,与开路电压测试结果相一致。对不同样品进行了动电位极化曲线测试,测量结果如图5d所示。可以看到,随着通电时间的增加,泡沫铜/非晶碳复合材料的自腐蚀电流密度先降低,后增高;在自腐蚀电压相差不大的情况下,自腐蚀电流密度越高,样品的腐蚀速率越高,因此,在通电时间为15 s时制备的样品耐腐蚀性能最佳。

最后本文通过观察腐蚀形貌进一步评价泡沫铜/非晶碳复合材料的耐腐蚀性能。对在15wt.% NaCl溶液中浸泡了7天的泡沫铜样品进行了SEM表征,结果如图6所示。对比图6a、6b可以发现,经过7天的腐蚀后,原本光滑的泡沫铜表面变得凹凸不平,出现褶皱和沟壑状腐蚀条纹,泡沫铜骨架有坍塌迹象;在通电时间为10 s和15 s时的泡沫液/非晶碳复合材料在腐蚀7天后,材料仍保持了原本的骨架结构,仅表面有少量点状析出物,可见耐腐蚀较好,这是因为两者表面均被非晶碳层均匀覆盖,起到了很好的保护作用;然而在通电时间为20 s时的样品被腐蚀后,泡沫铜骨架出现多处大面积裂纹,结合图2e₂,这可能是因为碳层破裂后暴露出了内部的泡沫铜基底,使得腐蚀行为优先沿裂隙向内部扩展,随着内部泡沫铜不断被刻蚀消耗,局部应力集中引发裂纹萌生并向四周蔓延。

综上所述,结合评估样品的开路电压、电荷转

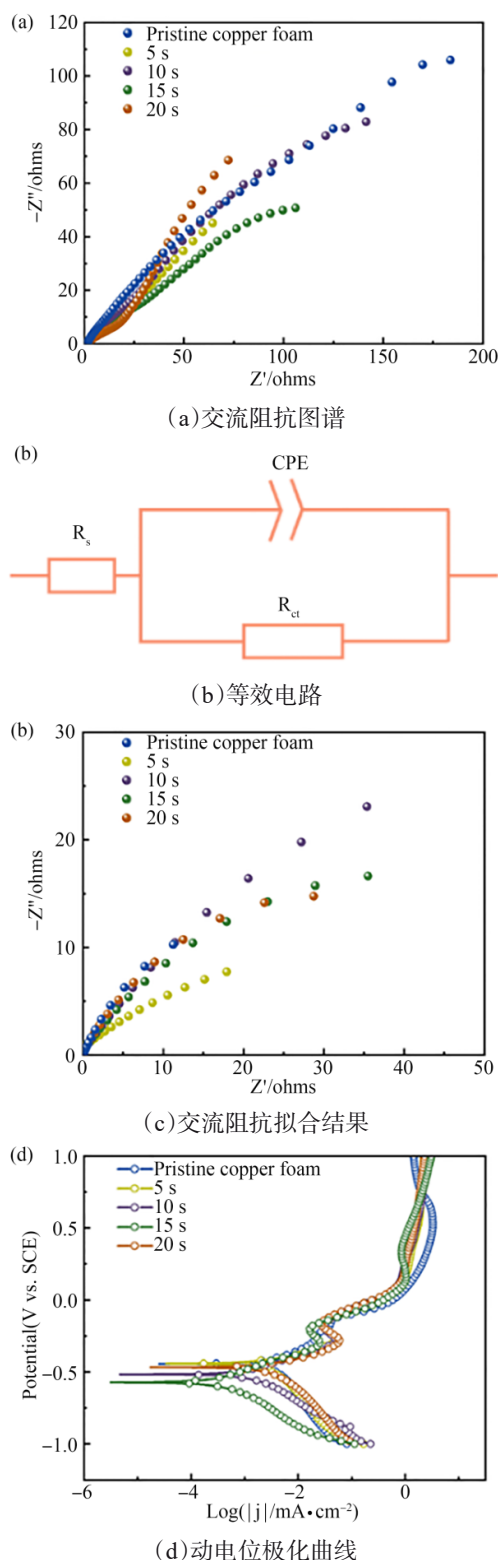


图 5 不同样品的电化学腐蚀测试结果

Fig. 5 Electrochemical corrosion test results of different samples

移电阻、自腐蚀电压、自腐蚀电流密度以及腐蚀形貌,可以发现,在通电时间为 15 s 时制备得到的泡沫

表 2 不同样品的交流阻抗图谱拟合结果

Table 2 The fitting results of the AC impedance spectra of different samples

样品	$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_{ct}/\Omega \cdot \text{cm}^2$
原始泡沫铜	1.46	44.04
5 s	0.87	69.43
10 s	1.58	80.47
15 s	1.69	125.60
20 s	1.61	58.91

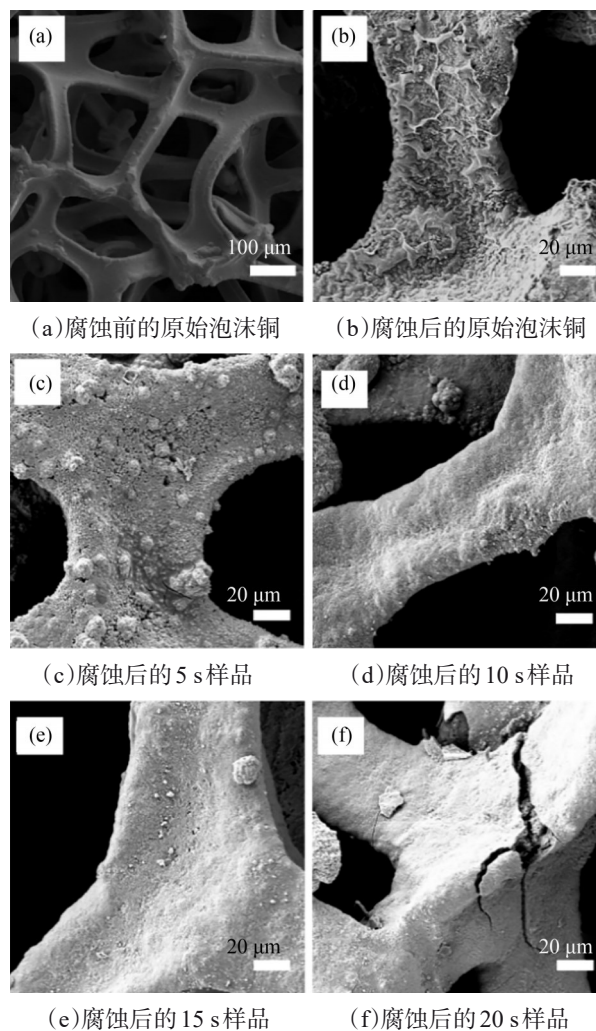


图 6 泡沫铜/非晶碳复合材料在 NaCl 溶液中腐蚀 7 天后的形貌图像

Fig. 6 Corrosion images of copper foam/amorphous carbon composites in NaCl solution after 7 days of exposure

铜/非晶碳复合材料耐腐蚀性能最佳

2.3 泡沫铜/非晶碳复合材料的导热性能分析

接下来本文研究了泡沫铜/非晶碳复合材料的导热性能。使用阿基米德排水法测得了各个样品的密度,如图 7a 所示,可以看到,复合材料的密度高

于原始泡沫铜,这是由于泡沫铜基体上额外负载了非晶碳层,在体积变化较小的情况下增加质量导致的。而随着通电时间的增加,各个样品的密度差距较小,但整体呈现下降趋势,这可能是由于随着时间的增加,高温使得碳层表面更多的羟基和氨基官能团脱离导致的。不同样品的比热容如图 7b 所示,可以看到,在负载了碳层之后,材料的比热容下降,而在不同的泡沫铜/非晶碳复合材料之间,比热容的差距较小。

对不同的泡沫铜/非晶碳复合材料进行了热扩散率测试,结果如图 7c 所示。热扩散率可以反映材料内部热量传播的速度和效率,即越高的热扩散率代表着材料能更快地将热量传递到另一个区域,进而使得材料整体温度趋于一致,因而热扩散率也常用来描述材料的均热性能。原始泡沫铜母材的热扩散率仅为 $6.86 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$,而负载了非晶碳层后的泡沫铜热扩散率均远高于原始泡沫铜,随着通电时间的增加呈现出先增大后减小的趋势,其中在通电时间为 15 s 时,热扩散率最高为 $42.96 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$,相较于原始泡沫铜,提高了约 6.3 倍,这说明连续均匀的非晶碳层能够加快材料的热量传递过程。通电时间为 20 s 时样品的热扩散率开始下降,这是因为原本完整连续的导热路径受开裂碳层影响导致的。

由式(1)可知,样品的热导率是由样品的密度、比热容、热扩散率相乘得到的,因此综合上述测量结果,计算得到了各样品的热导率,结果如图 7d 所示。样品的热导率代表的是单位温度梯度下单位时间内经单位面积传递的热量,可以全面反映出材料的导热性能。由图 7d 可知,原始泡沫铜的热导率仅为 $1.33 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$,这是因为泡沫铜内部含有大量空气,而空气的热导率极低,因此使得泡沫铜整体热导率相较于铜片大幅降低。经过非晶碳层复合后可以看到,样品的热导率得到提高,在通电时间为 15 s 时,样品热导率最高为 $4.68 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$,相较于原始泡沫铜提高了约 3.5 倍,这说明非晶碳层能够显著加速复合材料的热传输过程。查阅相关文献可知,非晶碳中 sp^3 杂化碳原子比例增加,能够提高非晶碳的热导率^[17],结合上述拉曼测试结果,通电时间为 15 s 时,D 峰强度与 G 峰强度比值最高,代表此时 sp^3 杂化碳原子的比例最高。因而,在该条

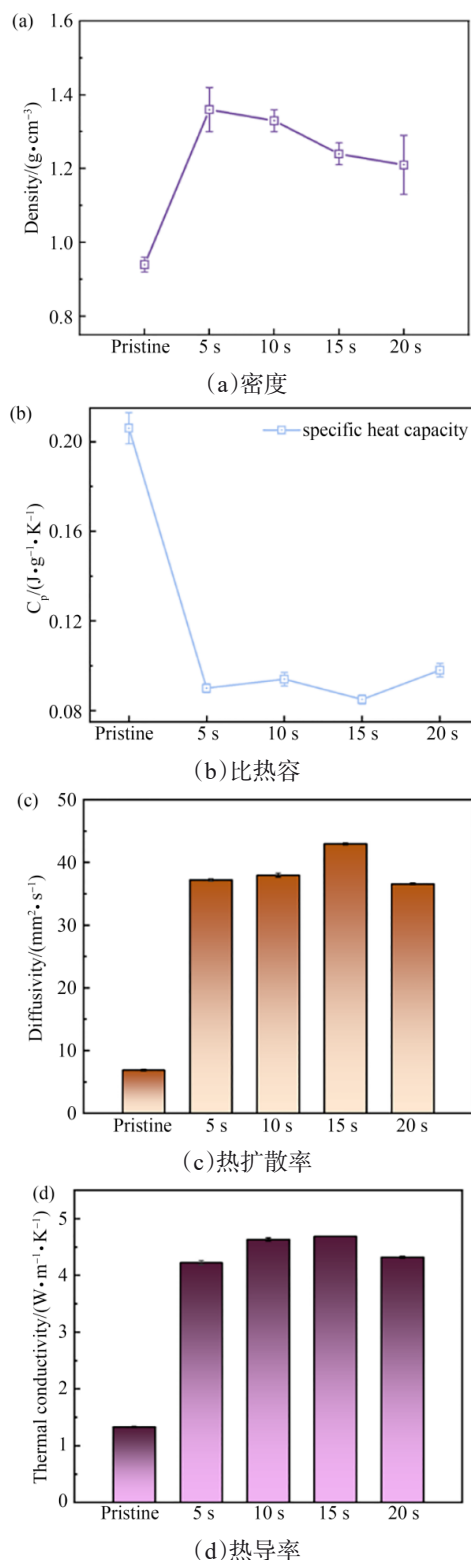


图7 不同样品的导热性能测试结果

Fig. 7 Thermal conductivity test results of different samples

件下制备的非晶碳层导热性能最好,使得整体泡沫铜/非晶碳复合材料的热导率最高。进一步延长通

电时间, 样品的热导率下降, 这是由于非晶碳层过厚发生破裂导致的, 破裂碳层之间热阻较大, 影响了热流在碳层表面的传输。

最后, 利用红外热成像仪直观地观察样品在加热过程中的温度变化, 记录结果如图 8 所示。选取第 3 s、第 30 s 和第 90 s 分别对应升温阶段、平衡温度阶段和降温阶段的特征点。由图可知, 在升温阶段, 表面负碳的样品温度要比原始泡沫铜温度高, 这说明负碳样品的热量传输速度要高于原始泡沫铜; 在平衡阶段, 原始泡沫铜样品平衡温度高于其他材料, 这是因为泡沫铜/非晶碳复合材料在继承泡沫铜比表面积大、对流换热强的优势的同时, 增强了材料的热导率和红外发射率, 使得材料能够更快地将热量散发到外界环境中; 在降温阶段, 泡沫铜的温度高于负碳材料, 也侧面印证了这一点。在通电时间为 15 s 时的复合材料, 升温阶段温度最高, 平衡温度最低, 相同时间降温最快, 结合上述热导率测试, 可以确定通电时间为 15 s 时样品具有最佳的导热性能。

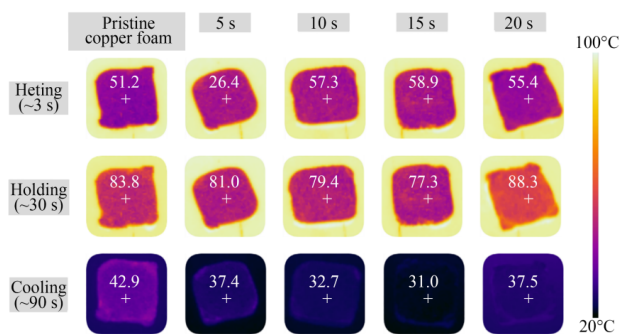


图 8 不同样品的红外热成像测试结果

Fig. 8 Infrared thermography test results of different samples

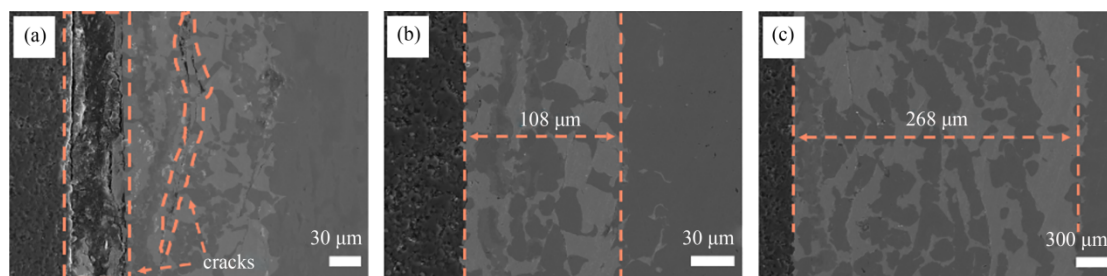
3 泡沫铜/非晶碳复合材料作为钎焊中间层的实施案例

随着电子器件集成度不断提升, 其封装散热需求日益迫切。相对于传统陶瓷基板, AIN 覆铜基板凭借其更好的散热效果, 近年来被广泛应用在航空航天及新能源汽车等领域。其核心技术在于 AIN 陶瓷与 Cu 的可靠结合, 而钎焊技术具有接头强度高、可靠性高的优势, 成为实现两者之间高可靠性连接的关键工艺^[18-20]。

为了验证泡沫铜/非晶碳复合材料作为中间层在钎焊研究中的适用性, 本文使用 AgCuInTi 作为钎料, 使用通电时间为 15 s 时制备的泡沫铜/非晶碳作为中间层, 对 AIN 陶瓷和铜进行了钎焊连接, 并进行了相关表征和性能测试。

在钎焊温度为 770 °C, 保温时间 10 min 的条件下, 钎焊连接了 AIN 和 Cu, 对接头界面进行表征, 如图 9 所示。当使用 AgCuInTi 钎料直接钎焊连接 AIN 和 Cu 时, 如图 9a 所示, 可以看到, 界面出现多处裂纹, 这是因为 AIN 陶瓷和 Cu 之间的热膨胀系数差异较大, 接头残余应力较高造成的。如图 9b 所示, 在引入了泡沫铜作为中间层之后, 接头无明显裂纹出现, 结合良好, 这是由于泡沫铜的三维网状结构具有良好的塑韧性, 在钎焊过程中能够通过塑性变形吸收因 AIN 和 Cu 热膨胀系数差异而造成的残余应力, 避免了应力集中导致的接头开裂。如图 9c 所示, 引入泡沫铜/非晶碳作为中间层, 同样获得了成形良好的界面。与图 9b 不同的是, 在中间层原始厚度均为 1 mm 的情况下, 钎焊后获得的钎缝厚度出现较大差异, 直接使用泡沫铜作为中间层, 钎缝宽度为 108 μm, 泡沫铜表面负载非晶碳层后, 钎缝宽度增加至 268 μm, 这是因为泡沫铜在钎焊过程中与钎料发生反应, 导致了部分骨架坍塌, 而负载了非晶碳层之后, 非晶碳层具有较高的化学稳定性, 阻碍了 AgCuInTi 钎料与泡沫铜的反应, 保持了原有的骨架结构。

针对 AIN 覆铜基板在使用时对高导热性的需求, 进一步研究了不同接头的导热性能, 表征结果如图 10 所示。可以看到, 三种样件的密度和比热容差距较小, 而加入中间层后, 接头的热扩散系数明显提升。由图 10c 可知, 直接钎焊时, AIN-Cu 焊接样件的热扩散系数为 52.38 mm²·s⁻¹, 而引入泡沫铜中间层后, 热扩散系数提升至 54.49 mm²·s⁻¹, 引入泡沫铜/非晶碳中间层, 热扩散系数进一步提升至 64.33 mm²·s⁻¹, 这是因为泡沫铜的三维网络结构可以作为高效的热流传输路径, 而表面负载非晶碳层后两者协同作用可以进一步增强热传输性能, 进而改善整体焊件的导热性能。利用式(1)计算得到样件的热导率(见图 10d), 可以看出, 使用泡沫铜/非晶碳中间层的焊件热导率最高, 为 153.0 W·m⁻¹·K⁻¹,



(a)无中间层直接钎焊 (b)泡沫铜中间层 (c)泡沫铜/非晶碳中间层
图9 不同中间层辅助钎焊 AlN-Cu 接头典型界面组织的 SEM 图像

Fig. 9 SEM images of the interfacial microstructure of AlN-Cu joints brazed with different interlayers

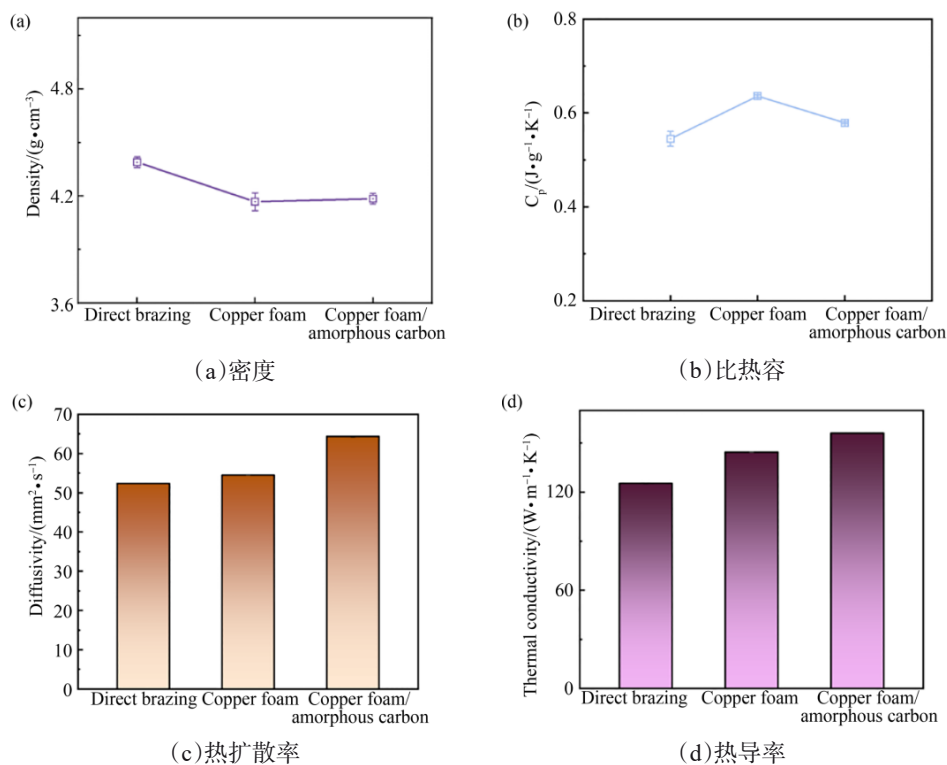


图10 不同中间层辅助钎焊 AlN-Cu 接头的导热性能测试结果

Fig. 10 Thermal conductivity test results of of AlN-Cu joints brazed with different interlayers

相较于直接钎焊的 $125.3 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 提高了 22%。结果表明,相比原始泡沫铜材料,本文制备的泡沫铜/非晶碳复合材料在用作钎焊中间层时,能够起到增强导热性能的作用。

4 结论

为了提高钎焊用泡沫铜中间层的耐腐蚀和导热性能,使用快速焦耳热法制备了泡沫铜/非晶碳复合材料。研究了通电时间对材料微观组织、耐腐蚀性能和导热性能的影响,并使用泡沫铜/非晶碳复合

材料作为中间层,钎焊连接了 AlN 和 Cu,得出了以下结论:

(1)使用多巴胺浸渍泡沫铜,再配合快速焦耳热法,成功在泡沫铜表面生长了非晶碳层,在通电时间为 15 s 时,得到的非晶碳层均匀连续;继续增加通电时间,非晶碳层过厚,导致碳层破裂。

(2)随着非晶碳层的引入,由于表面均匀非晶态碳良好的耐腐蚀性,泡沫铜在 15 wt.% 的 NaCl 溶液中的耐腐蚀性能得到明显改善。

(3)连续的非晶碳层能够加快材料的热量传递过程,在通电时间为 15 s 时,多孔泡沫铜/非晶碳复

合材料的热扩散率最高为 $42.96 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, 热导率最高为 $4.68 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

(4) 使用泡沫铜/非晶碳复合材料作为中间层, 钎焊连接了 AlN 陶瓷和 Cu, 引入中间层后, 得益于复合材料较好的塑韧性和导热性能, 相较于直接钎焊, 界面成形良好, 整体焊件的热导率提升了 22%, 为 $153.0 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

参考文献:

- [1] Bisma P, I M K, Anjum I B, et al. Scientific Advancements in Composite Materials for Aircraft Applications: A Review[J]. *Polymers*, 2022, 14(22): 5007–5007.
- [2] Tang S, Hu C. Design, Preparation and Properties of Carbon Fiber Reinforced Ultra-High Temperature Ceramic Composites for Aerospace Applications: A Review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33(2): 117–130.
- [3] Zhao Z, Bai P, Du W, et al. An overview of graphene and its derivatives reinforced metal matrix composites: Preparation, properties and applications [J]. *Carbon*, 2020, 170: 302–326.
- [4] Wang Z, Wang G, Li M, et al. Three-dimensional graphene-reinforced Cu foam interlayer for brazing C/C composites and Nb[J]. *Carbon*, 2017, 118: 723.
- [5] Qiang M, Ran Z L, Shan L Y, et al. The relation between residual stress, interfacial structure and the joint property in the $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2\text{-Nb}$ joints [J]. *Scientific reports*, 2017, 7(1–4): 4187.
- [6] Wang P C, Liu X F, Wang H H, et al. Releasing the residual stress of $\text{C}/\text{SiC-GH3536}$ joint by designing an $\text{Ag-Cu-Ti+Sc}_2(\text{WO}_4)_3$ composite filler metal [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 108: 102.
- [7] Dai X, Cao J, Wang Z, et al. Brazing ZrO_2 ceramic and TC4 alloy by novel WB reinforced Ag-Cu composite filler: Microstructure and properties [J]. *Ceramics International*, 2017, 43(17): 15296–15305.
- [8] Li P X, Yan Y T, Jin B, et al. The regulation strategy for releasing residual stress in ceramic-metal brazed joints [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, 85: 935–947.
- [9] Zhu Y, Qi D, Guo W, et al. The braze joint between Al_2O_3 to 1Cr18Ni9Ti using a nickel foam [J]. *Welding in the World*, 2015, 59(4): 491–496.
- [10] Wang G, Wang Z T, Wang W, et al. Microstructure and shear strength of $\text{ZrB}_2\text{-SiC/Ti-6Al-4V}$ joint by TiCuZrNi with Cu foam [J]. *Ceramic International*, 2019, 45(8): 10223–10229.
- [11] Danyang L, Jixu H, Xin X, et al. Influence of pH on the corrosion behavior of biomedical Ti/Au/ZrO_2 brazing joints [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2023, 295: 127079.
- [12] Shi J, Jia X, Feng D, et al. Wettability effect on pool boiling heat transfer using a multiscale copper foam surface [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2020, 146: 118726.
- [13] Biswas, Mani M, Knigge, et al. Opportunities and Challenges of Atomistic Modeling to Simulate Amorphous Carbon Properties for Computer Hard-Disk Applications [J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2016, 52(4): 3200512.
- [14] Wang B, Yan Y T, Bin Q, et al. Design of efficient thermal conductive epoxy resin composites via highspeed transport pathways of heterogeneous compatible carbon framework [J]. *Chemical Engineering Journal*, 2023, 476: 146535.
- [15] Wang B, Yan Y T, Lin J H, et al. Efficient multi-path heat dissipation of aluminum framework composites assisted with high crystalline carbon coatings [J]. *Carbon*, 2023, 210: 118040.
- [16] Yan Y T, Lin J H, Tao L, et al. Corrosion behavior of stainless steel-tungsten carbide joints brazed with AgCuX (X=In, Ti) alloys [J]. *Corrosion Science*, 2022, 200: 110231.
- [17] Ashutosh G, J C D, E P H. Atomic coordination dictates vibrational characteristics and thermal conductivity in amorphous carbon [J]. *npj Computational Materials*, 2022, 8(1): 55.
- [18] Wu J C, Zhang L, Gu Y S, et al. Shear properties of low-temperature soldered joints of aluminum nitride metallized with Sn-1.0Ag-0.5Cu-Ti alloys [J]. *Materials Characterization*, 2024, 218(P1): 114561–114561.
- [19] Sivaprahasam D, Sujitha T, Gowtham U, et al. Microstructure and heat transfer characteristics of active brazed Ceramic-Metal joints [J]. *Ceramics International*, 2021, 47(11): 16133–16140.
- [20] Chuanyang L, Chengyin Z, Haitao X, et al. Constructing a heterogeneous interlayer in relieving the residual stresses for the AlN/Cu brazed joint used in IGBT [J]. *Materials Characterization*, 2023, 199: 112759.