连续碳纤维增强铝基复合材料的界面优化和性能研究

张宇博[1] 冀俊凯[1] 杨 茜[1] 白清领[2] 刘德华[3]

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院,大连 116024;2. 滨州铝产业先进制造山东省实验室,滨州魏桥国科高等技术研究院,滨州 256606;3. 大连理工大学机械工程学院,大连 116024)

摘 要 为提高碳纤维增强铝基复合材料的界面结合质量,研究了一种化学镀铜优化工艺与对应的热压调控技术。结果表明,采用十二烷基苯磺酸钠作为分散剂并结合镀液pH值,可有效消除碳纤维表面镀层的岛状凸起和漏镀缺陷,获得均匀、光滑的铜镀层,单束碳纤维不同位置镀层厚度偏差降低至14%。在此基础上通过调控热压烧结温度,可在600 ℃时诱导铜镀层扩散并生成尺寸细小(0.92 μm)的Al_2Cu相,从而改善界面结合。碳纤维体积分数为2.6%时,复合材料的抗拉强度较纯铝提高了169%,纤维增强效率可达95.1%,其失效行为表现为纤维的拔出和切断相结合的模式。

关键词 碳纤维增强铝基复合材料;化学镀铜;界面扩散;力学性能

中图分类号 TB331;TG379;TG146.21 **文献标志码** A DOI:10.15980/j.tzzz.Y20260006

Interface Optimization and Performance of Continuous Carbon Fiber Reinforced Aluminum Matrix Composites

ZHANG Yubo[1], JI Junkai[1], YANG Xi[1], BAI Qingling[2], LIU Dehua[3]

[1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024; 2. Shandong Laboratory of Aluminum Advanced Manufacturing in Binzhou(SLAAMB), Binzhou Institute of Technology, Weiqiao-UCAS Science and Technology Park, Binzhou 256606; 3. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024]

Abstract: To improve the interfacial bonding quality of carbon fiber reinforced aluminum-matrix composites, a strategy combining electroless copper plating process and hot-pressing regulation was developed. The results indicate that island-like protrusions and uncoated defects on the carbon fiber surface are effectively eliminated by taking sodium dodecylbenzene sulfonate as dispersant combined with pH value of electroless plating solution, leading to a continuous and smooth copper coating. On this basis, copper coating diffusion can be induced at 600 ℃ by adjusting hot-pressing sintering temperature, resulting in a fine Al_2Cu phase(0.92 μm), which improves the interfacial bonding. The tensile strength of composites is 169% higher than that of pure aluminum with carbon fiber volume fraction of 2.6%, and the fiber reinforcement efficiency reaches 95.1%. The failure behavior is characterized by mixed mode of fiber pull-out and direct fiber-cutting.

Key Words: **Carbon Fiber Reinforced Al-matrix Composite, Electroless Copper Plating, Interfacial Diffusion, Mechanical Properties**

随着航空航天、轨道交通及能源动力等领域对结构材料轻量化的要求日益增加,开发兼具高比强度与高比模量的碳纤维增强铝基(C_f/Al)复合材料已成为材料科学领域的重要研究方向[1-4]。然而,C_f/Al复合材料的制备仍面临诸多挑战。铝基体(Al)与碳纤维(C_f)之间的润湿性较差,且界面处易发生有害反应,生成脆性Al_4C_3相,严重影响界面结合强度,进而显著降低复合材料的性能[5-7]。

在碳纤维表面沉积金属镀层可以优化C_f与Al基体间的界面结合。常见的镀层有Ni、Cu和Ag等[8-11],其中铜镀层因纯度较高且与铝相容性良好而备受关注。OH S I等[12]发现在石墨基板的表面金属化后,铝熔体

收稿日期:2026-04-16;**修订日期**:2026-05-17
基金项目:滨州魏桥国科高等技术研究院自主研发项目(GYY-JS-2022-ST-001-2025-ZY-001)
第一作者:张宇博,男,1985年出生,副教授,E-mail: ybzhang@dlut.edu.cn
通信作者:白清领,男,1983年出生,高级工程师,E-mail: baiql098@wqmail.cn
引用格式:张宇博,冀俊凯,杨茜,等. 连续碳纤维增强铝基复合材料的界面优化和性能研究[J]. 特种铸造及有色合金,2026,46(10):1 452-1 459.
ZHANG Y B, JI J K, YANG X, et al. Interface optimization and performance of continuous carbon fiber reinforced aluminum matrix composites [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1 452-1 459.

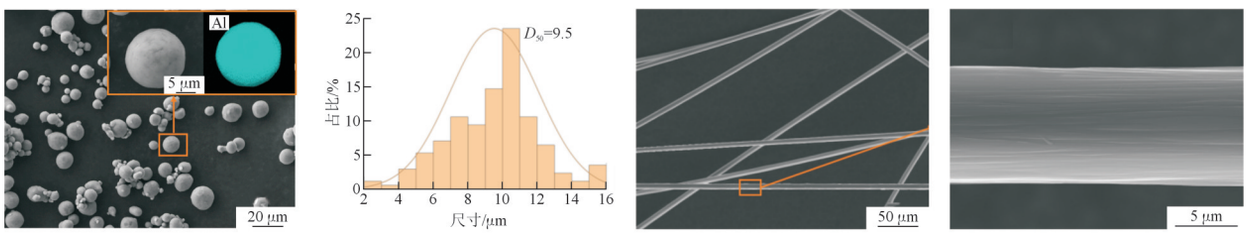
在其表面上的润湿角从140°减小至55°，显著提升了润湿性。碳纤维和铝基体的界面结合强度对复合材料的破坏过程中载荷传递起着重要作用[13-14]，镀层的质量和均匀性是影响界面结合的主要因素之一[15]。LIU J M等[16]发现镀层上的岛状结构对复合材料的界面性能有害，当镀层的粗糙度降低时，有利于提升碳纤维和基体界面剪切强度和复合材料的抗拉强度。ZHANG J J等[17]发现当纤维束（通常包含3000根以上的碳纤维）紧密排布时，镀液无法和碳纤维充分接触，导致纤维束中镀层的内外均匀性较差。因此，优化化学镀工艺以获得内外均匀且光滑的金属镀层，是提升碳纤维与铝基体界面结合强度的关键。此外，铜镀层的厚度和均匀性对后续的界面扩散反应具有重要影响。在制备复合材料时，当大部分镀层保留在界面，虽可以有效避免Al/C界面的有害反应，但脆性的金属镀层会引发局部应力集中，在变形过程中发展为裂纹源，导致载荷难以从基体传递到碳纤维[18]。因此结合镀层的特点开发合适的工艺参数，调控Cu元素扩散，优化界面微观组织是发挥碳纤维强化作用的关键因素。

针对常规化学镀过程中，碳纤维表面铜镀层均匀性较差的问题，提出十二烷基苯磺酸钠作为分散剂，并通过调控镀液pH值的策略获得表面光滑、内外均匀和结合强度较高的铜镀层，在此基础上借助热压烧结工艺调控铜镀层的扩散行为驱动基体渗浸，且在界面处生成细小Al_2Cu相并有效抑制有害的Al/C反应。同时揭示金属间化合物Al_2Cu相的形态与分布对复合材料断裂行为的影响。

1　试验原料及方法

1.1　试验原料

基体材料采用纯度为99.9%（质量分数，下同）的铝粉末，图1为铝粉和原始碳纤维的微观形貌及粒径分布。碳纤维的性能参数见表1。可以看出，铝粉颗粒近似球形且表面光滑，粉末粒径呈正态分布，中值粒径为9.9 μm，平均粒径为9.5 μm。增强体材料采用单向碳纤维束（T300），每束包含3 000根单丝。可以看出，原始碳纤维表面光滑平整。



(a) 铝粉颗粒形貌　(b) 铝粉颗粒粒径分布　(c) 原始碳纤维表面形貌　(d) 原始碳纤维的表面形貌放大图

图1　铝粉和原始碳纤维的微观形貌及粒径分布

Fig.1　Micro morphologies and particle distribution of aluminum powder and primary carbon fiber

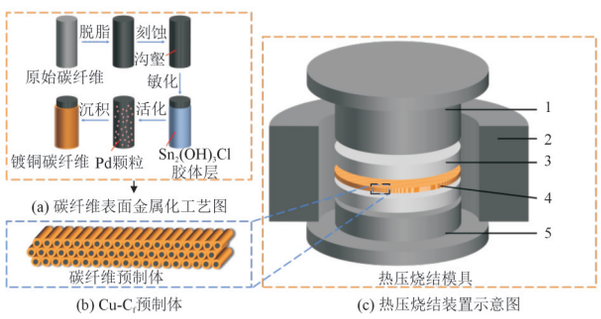
表1　碳纤维的性能参数

Tab.1　Performance parameters of carbon fiber

单丝平均直径/μm	密度/(g·cm^{-3})	抗拉强度/GPa	弹性模量/GPa	伸长率/%
6.8	1.76	3.5	230	1.5

1.2　试验方法

图2为复合材料制备流程示意图。由于碳纤维表面通常包裹一层有机保护胶，故在表面镀铜前须进行除胶处理。将商业碳纤维置于丙酮中浸泡24 h，随后使用去离子水清洗干净。该工艺先对碳纤维表面处理，之后在60 ℃下反应30 min沉积铜镀层，并利用NaOH调节镀液的pH。为了提升碳纤维在镀液中的分散性，在镀液中加入了十二烷基苯磺酸钠（SDBS）。操作步骤及溶液成分见表2。每一步操作后，均需使用去离子水对碳纤维进行超声清洗。碳纤维涂覆后，按照平行的方式排布制成碳纤维预制体，见图2b。根据复合材料中碳纤维的目标体积分数，计算所需铝粉的质量。随后将一半质量的铝粉填充至石墨模具底部，再放置



(a) 碳纤维表面金属化工艺图　(b) Cu-C_f预制体　(c) 热压烧结装置示意图

图2　复合材料制备工艺图

Fig.2　Flow chart for preparation of composites

1.上压头　2.石墨模具　3.铝粉　4.碳纤维预制体　5.下压头

Cu-C_f预制体，最后将剩余铝粉覆盖于上方，完成复合粉末的铺叠装配，见图2c。采用真空热压烧结法制备C_f/Al复合材料，真空度为5×10^{-2} Pa时，沿轴向施加5 MPa的压力，以10 ℃/min的升温速率分别达到580、600和620 ℃时，以6 MPa/min的升压速率将轴向压力增加至30 MPa，并保温60 min，得到尺寸为ϕ60 mm×10 mm的复合材料试样。

表2　化学镀铜的步骤及镀液成分

Tab.2　Steps of chemical copper plating and composition of plating solution

步骤	成分	含量	pH
脱脂	NaOH	60 g/L	—
	Na_2CO_3	20 g/L	
	Na_3PO_4	40 g/L	
刻蚀	$(NH_4)_2S_2O_8$	200 g/L	—
	H_2SO_4	50 g/L	
敏化	$SnCl_2$	15 g/L	—
	HCl	40 mL/L	
活化	$PdCl_2$	0.5 g/L	—
	HCl	10 mL/L	
沉积	SDBS	1 g/L	11、12、13
	$NaKC_4H_4O_6$	25 g/L	
	EDTA-2Na	5 g/L	
	$CuSO_4$	15 g/L	
	HCHO	30 mL/L	

1.3　微观组织结构表征及力学性能测试分析

采用冷热循环法测试镀层的结合力。将Cu-C_f放入100 ℃沸水中超声振荡10 min，立刻取出放入0 ℃的冰水混合物中超声振荡10 min，循环操作5次，最后将纤维真空干燥。采用Dimension Icon型原子力显微镜（AFM）对碳纤维表面形貌和粗糙度进行定量表征，纤维直径由XGD-1A型纤维直径仪测量。利用SU5000场发射扫描电镜（SEM）对铝粉和碳纤维的微观形貌进行表征，利用JSM-IT800型高分辨场发射扫描电镜（FESEM）对碳纤维增强铝基复合材料的微观形貌和组织结构进行表征。通过JXA-8530F PLUS型场发射电子探针（EPMA）分析C_f/Al复合材料的元素分布。采用100BA-1C型的纳米压痕XP系统配合Berkovich金刚石压头对复合材料进行纳米压痕试验，压痕深度为2 μm，加载速度为10 nm/s，应变速率为0.05 s^{-1}，保载时间约为10 s，每组试样至少测量3个数据点并取平均值。将复合材料加工成厚度为2.5 mm的“骨头”状拉伸试样，见图3。采用UTM 5105万能试验机在室温下以0.6 mm/min的速度沿CF轴线方向进行拉伸试验。试样依次采用1 000、1 500和2 000目的SiC砂纸逐级打磨，直至上一级磨痕完全消除。采用粒径为1.5 μm的抛光膏进行机械抛光至平整无划痕的观察面。将试样清洗并吹干后采用Keller腐蚀剂腐蚀。采用扫描电镜观察复合材料断口微观组织。

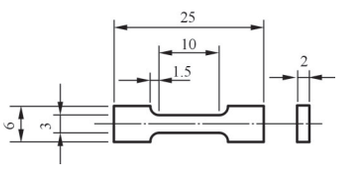


图3　复合材料拉伸试样示意图

Fig.3　Schematic diagram of tensile specimen of composites

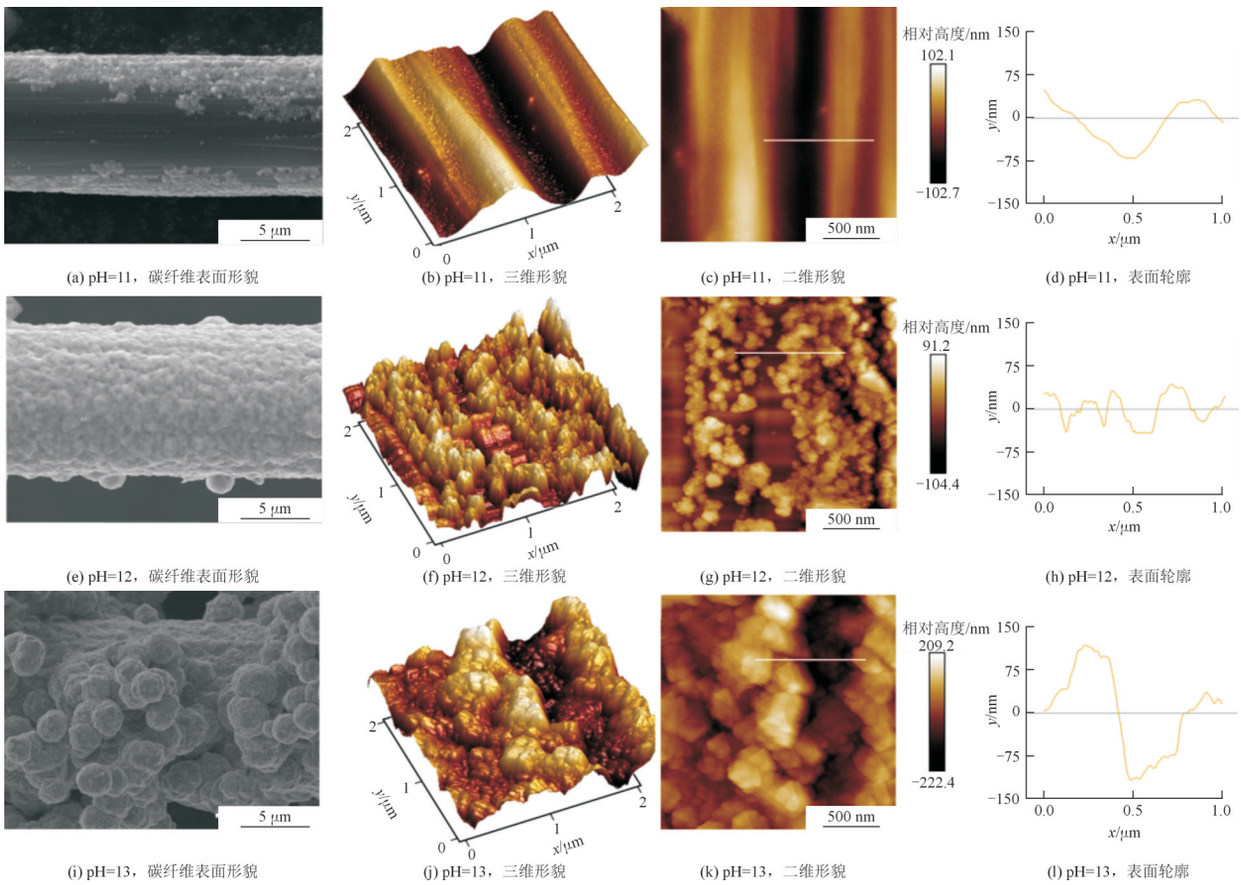
1.4　碳纤维表面处理

在碳纤维表面处理过程中，镀液的pH值对镀层的均匀性、沉积速率以及镀液的稳定性均具有显著影响。主要反应原理和化学反应方程式为：

$$Cu+2CH_2O+4OH^- \rightarrow Cu\downarrow+H_2\uparrow+2HCOO^-+2H_2O \quad (1)$$

图4为Cu-C_f的表面形貌图。可以看出，当pH=11时，镀液中仅有少量的铜离子被还原并沉积于碳纤维局部表面，致使镀层极薄且存在漏镀区域，见图4a。当镀液的pH=12时，碳纤维表面的铜镀层厚度增加且连续均匀，未见明显的脱落，见图4d。当pH=13时，碳纤维表面的镀层厚度虽进一步增加，但表面起伏明显，岛状形貌特征突出，见图4i。随后对不同pH值条件下的制备的Cu-CF表面粗糙度和沟壑深度进行分析。由图4b、图4c，图4f、图4g，图4j和图4k可以看出，当pH=12时，碳纤维的表面更加光滑平整。图4d、图4h和图4l进一步表明，随着pH值的升高，碳纤维的沟壑深度呈先下降后升高的趋势，这是因为沉积反应首先发生在沟壑处。当pH=11时，由于镀液中的OH^-摩尔浓度较低，甲醛的还原活性不足，沉积反应缓慢，因此碳纤维表面沟壑未被完全填充，故沟壑深度较大。当pH=12时，沉积反应的速率加快，碳纤维表面原有的沟壑被完全覆盖，且镀层光滑平整，因此碳纤维表面的沟壑深度会下降。当pH=13时，碳纤维表面的铜镀层出现明显的岛状凸起结构，这使得表面平整度下降。表面岛状结构的形成可能与沉积反应速率和碳纤维表面的局部活性区域有关。当pH=12时，沉积反应的速率适中，碳纤维的各部分都能够与镀液实现更充分的接触，因此沉积的铜原子在纤维表面沿各方向同步生长，并最终覆盖形成完整的镀层。但在某些局部活性区域，尤其是金属钯的沉积位置，在沉积时间较长时，仍会出现少量岛状凸起。pH>13后，沉积反应加剧，溶液中有效离子的摩尔浓度梯度差异进一步扩大，而局部活性核导致的凸起能够接触到更多活性离子，从而获得更快的生长速率。随着凸起向溶液内部延伸，生长速率的差异更加显著，进而逐步演变为岛状结构。

对不同沉积条件下各位置的镀层厚度进行了统计，结果见图5。可以看出，随着pH值的提升，镀层厚度增加。在相同的pH值条件下，镀层厚度随其与纤维束中心距离的增加而近似呈线性增长。图6为Cu-C_f经过5次冷热循环后的形貌图。可以看出，在pH=12时制备的Cu-C_f，其表面镀层仍然光滑致密，相比之下，在pH=13条件下制备的Cu-C_f镀层出现了剥离和脱落现象。分析认为，在冷热循环过程中，正常致密的镀层能够使热应力均匀分布，而岛状结构会成为应力的集



(a) pH=11，碳纤维表面形貌　(b) pH=11，三维形貌　(c) pH=11，二维形貌　(d) pH=11，表面轮廓

(e) pH=12，碳纤维表面形貌　(f) pH=12，三维形貌　(g) pH=12，二维形貌　(h) pH=12，表面轮廓

(i) pH=13，碳纤维表面形貌　(j) pH=13，三维形貌　(k) pH=13，二维形貌　(l) pH=13，表面轮廓

图4　不同pH条件下Cu-C_f的表面形貌和粗糙度

Fig.4　Surface morphologies and roughness of Cu-C_f under different pH conditions

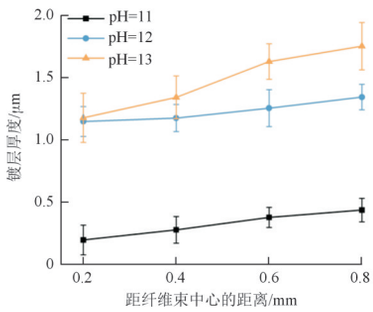
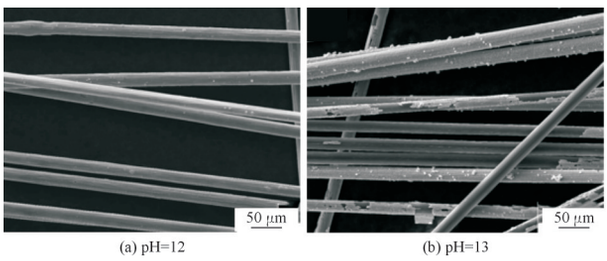


图5　不同沉积条件下碳纤维表面镀层厚度

Fig.5　Thickness of carbon fiber surface coating under different deposition conditions



(a) pH=12　(b) pH=13

图6　不同pH条件下制备的Cu-C_f经过冷热循环处理后的形貌

Fig.6　Morphologies of Cu-C_f prepared under different pH conditions after cold and hot cycling treatment

中点，在剧烈的膨胀或收缩作用下，周围的镀层无法有效缓冲应力，从而导致镀层的剥离。此外，岛状结构中可能存在微孔和缝隙等固有薄弱位置，也会在试验过程中加速裂纹的萌生与扩展。

2　试验结果及分析

2.1　Cu-C_f/Al复合材料微观组织演变

不同热压烧结温度制备的复合材料微观形貌见图7。可以看出，当热压烧结温度较低时，碳纤维间隙中仍然残留部分Cu（见点*A*），推测是原始镀层未完全扩散所致，而残余的镀层对复合材料的力学性能具有不利影响。在Cu和Al基体之间存在大块状Al-Cu金属间化合物（IMCs），其容易成为裂纹扩展源。点*B*的Al和Cu摩尔比约为2∶1，推测是Al_2Cu。随着烧结温度升高，镀层和基体间的扩散反应程度改善，在碳纤维周围出现许多细小的金属间化合物，可以在一定程度上抑制C_f和基体之间的界面反应[19]。由于烧结温度进一步升高，Cu和Al元素的扩散更充分，大部分Cu元素已经溶解到Al基体中（见点*C*），这种情况下碳纤维会长时间的和铝基体接触。根据HUANG Y等[20]研究，当C_f在高温长时间接触Al基体时，产生的Al_4C_3脆性相尺寸增大，从而损害复合材料的力学性能。

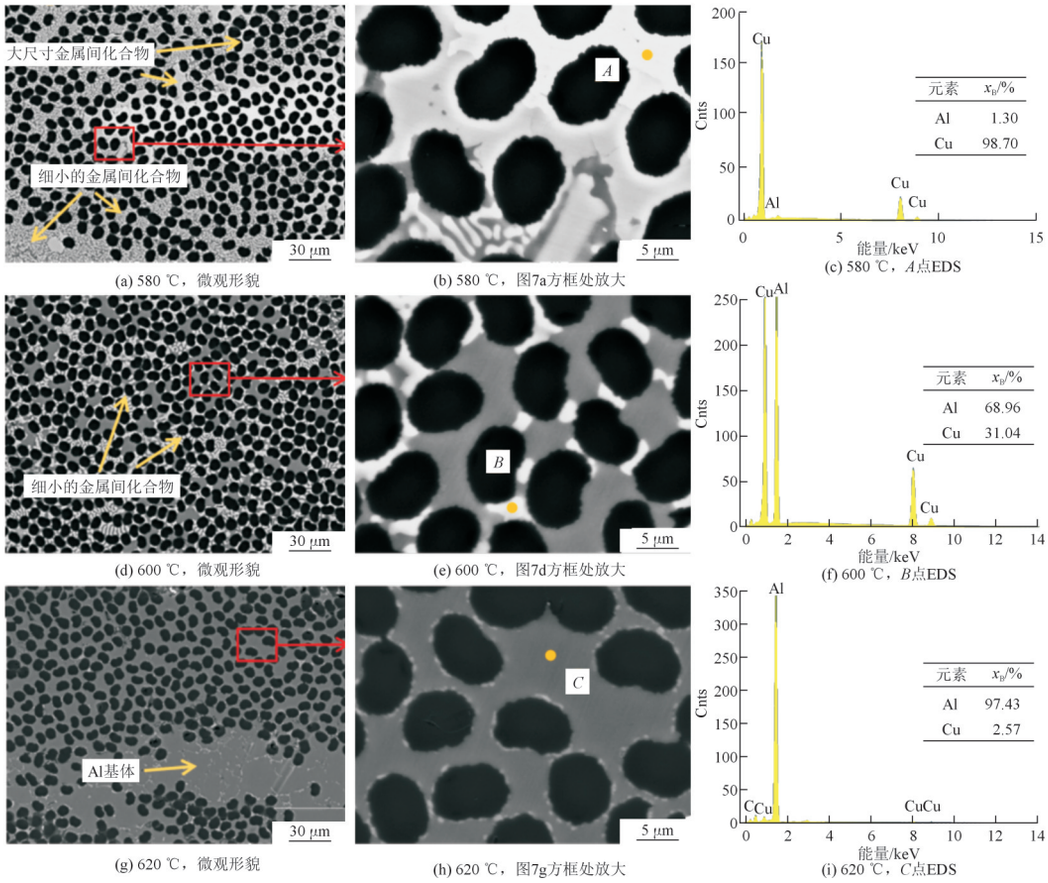


图 7　不同热压烧结温度下复合材料的微观形貌及其 EDS 分析

Fig.7　Micro morphologies and EDS results of composites at different hot-pressing sintering temperatures

图 8 为不同温度烧结后复合材料的 SEM 形貌及元素分布图。可以看出，在热压烧结过程中，镀层元素向基体中扩散，在界面处生成 IMCs。当烧结温度为 580 ℃时（见图 8a～图 8d），Cu 和 Al 元素之间的扩散程

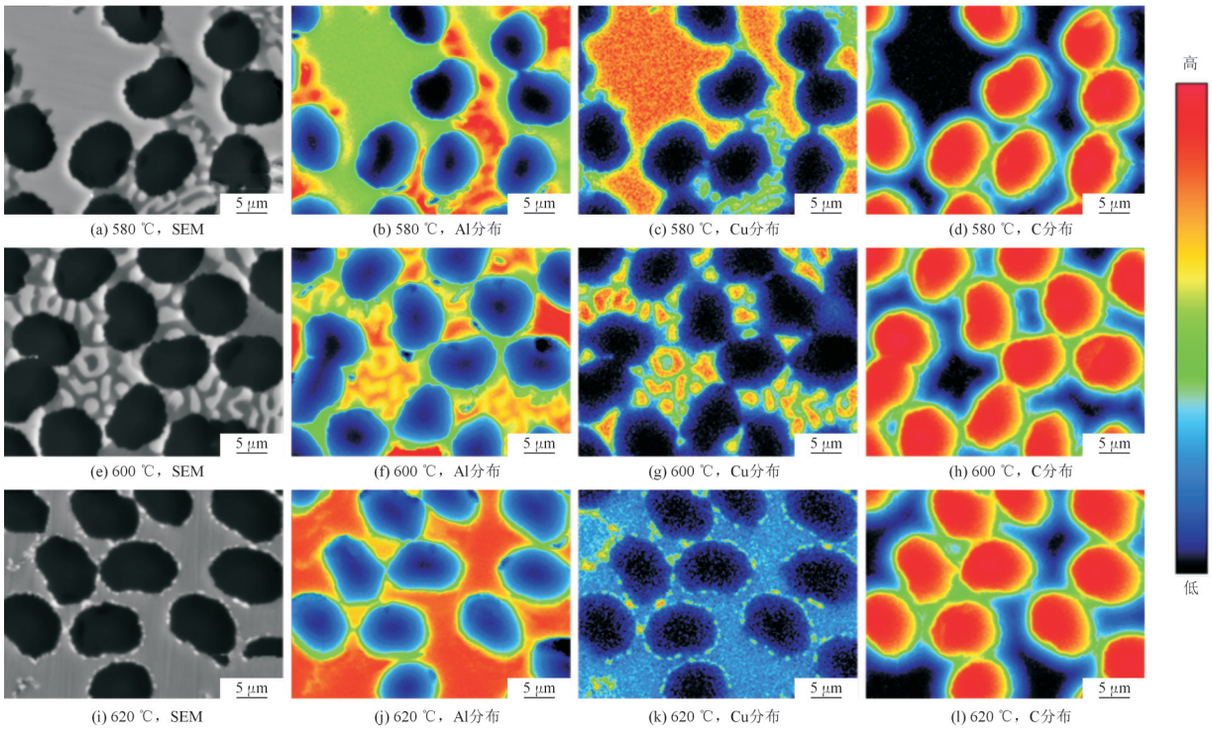


图 8　不同热压烧结温度时复合材料元素分布图

Fig.8　Element distribution of composites under different hot-pressing sintering temperatures

度有限，Cu聚集在纤维周围，且在界面处形成了大尺寸的IMCs。当温度为600 ℃时，Cu和Al的扩散程度显著提高，在纤维束附近形成了细小的Al-Cu IMCs，见图8e～图8h。当温度升高到620 ℃时，扩散行为持续加剧，Al扩散到纤维束中，Cu则向基体中扩散，Al-Cu IMCs显著减少，见图8i～图8l。

对复合材料的密度和相对密度、基体及金属间化合物的相含量以及相宽度进行了定量分析，见图9。可以看出，当烧结温度分别为580、600和620 ℃时，复合材料密度分别为2.60、2.65、2.66 g/cm^3，致密度从96.4%增加至98.2%和98.5%，致密度提高有利于界面结合和载荷传递，从而提升复合材料的性能。虽然620 ℃时，复合材料孔隙率最低，但过高的烧结温度加剧了界面反应，反而导致复合材料的性能下降。当烧结温度为580 ℃时，纤维束内基体含量（质量分数，下同）较低，为17.6%，纤维束中存在大面积的Al_2Cu相和未完全扩散的Cu相，其含量分别为26.8%和6.9%，见图9b。当热压烧结温度升高到600 ℃时，扩散被促进，Cu相消失，碳纤维束间隙处基体含量提升至23.9%，Al_2Cu相含量也降低至16.3%。温度进一步升高到620 ℃，基体含量显著增加至46.9%，Al_2Cu相含量降低至3.2%。当烧结温度从580 ℃升高到620 ℃时，Al-Cu金属间化合物的宽度分别为2.19、0.92和0.33 μm，见图9c。值得注意的是，在580 ℃热压烧结时，金属间化合物的宽度分布不均，尺寸差异显著。

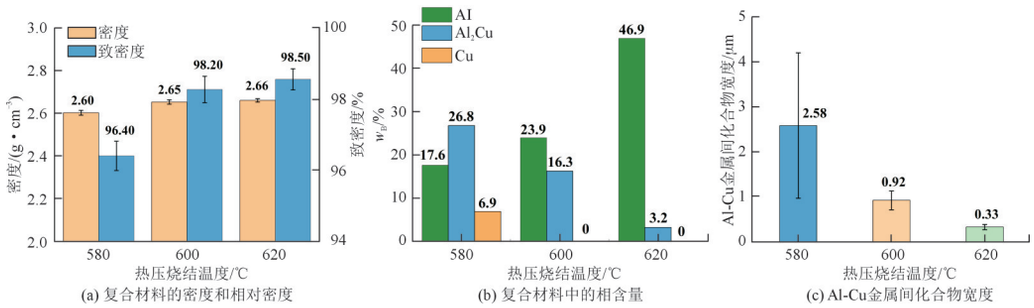


图9　不同热压烧结温度时复合材料的密度、相含量统计和金属间化合物尺寸统计

Fig.9　Statistics of density, phase content and intermetallic compound size of composites at different hot-pressing sintering temperatures

2.2　Cu-C_f/Al复合材料的力学性能

复合材料的力学性能深受增强体与基体间界面微观组织演变的影响[21-22]。通过纳米压痕对复合材料中金属间化合物的硬度进行表征，结果见图10。根据测试过程中不同金属间化合物的典型载荷-位移曲线可知，当位移条件相同时，大尺寸的Al_2Cu载荷最大，其次为细小的Al_2Cu，Al基体最小，见图10a。与铝基体相比，细小的Al_2Cu和大尺寸Al_2Cu硬度分别提高了327.1%和550.0%，见图10b。进一步分析表明，弥散

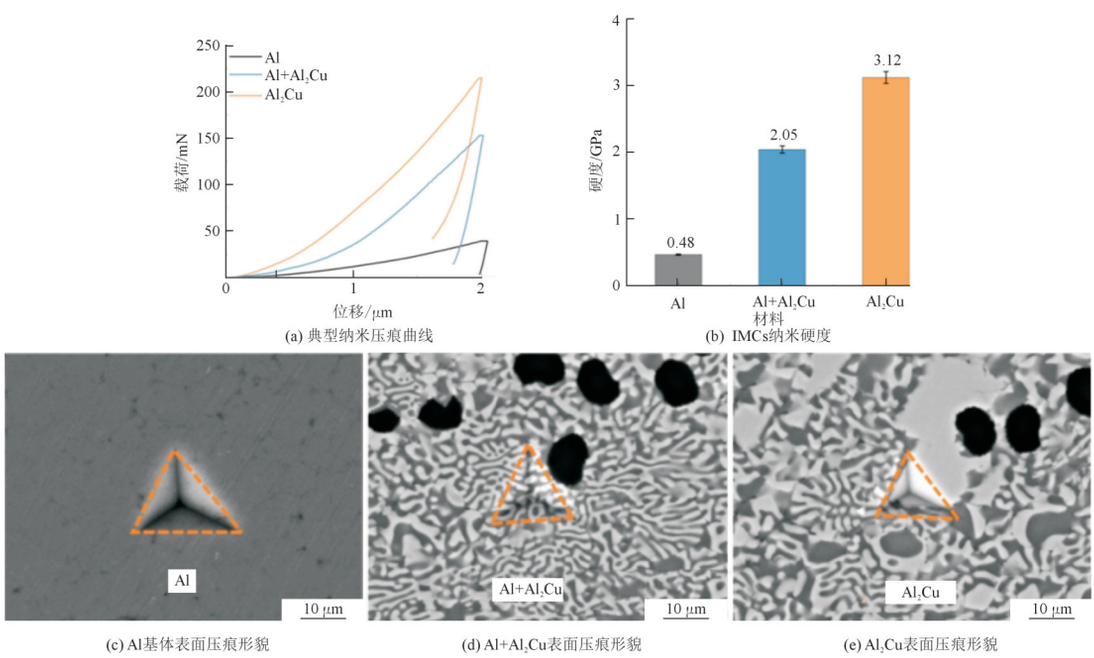


图10　不同IMCs纳米压痕测试过程中典型载荷-位移曲线和纳米硬度

Fig.10　Typical load-displacement curves and nano-hardness of different IMCs during nanoindentation tests

分布的细小 Al_2Cu 相在变形过程中可以缓解应力集中，而大尺寸 Al_2Cu 相因其硬度较高，在复合材料受力时，容易成为应力集中区域，对力学性能不利。

图 11 为铝基体和复合材料的力学性能。可以看出，相较于铝基体，复合材料的抗拉强度明显提高，但伸长率下降。随热压烧结温度从 580 ℃升至 620 ℃，复合材料的力学性能呈现先升高后降低的趋势，C_f/Al 复合材料在 600 ℃烧结时，抗拉强度最高，这可能与铜镀层和基体间的界面反应及扩散行为密切相关。580、600 和 620 ℃热压烧结后，复合材料的抗拉强度相较于基体分别提高了 118.4%、169.3% 和 98.0%。

图 12 为不同热压烧结温度时复合材料的断口形貌。C_f/Al 复合材料的失效行为分为界面脱粘、纤维拔出和纤维直接切断[23]。经过 580 ℃热压烧结的试样中可以观察到碳纤维和基体界面脱粘，大量的纤维被拔出，拔出的纤维表面仍然保留镀层，见图 12a。此外，大尺寸的 IMCs 不利于载荷的传递，导致纤维直接切断[24]。块状的 Al_2Cu 相具有更大的硬度，容易导致应力集中，裂纹会直接穿过块状的 Al_2Cu 相到达纤维处，导致纤维失效，表现为纤维的直接切断。当热压烧结温度为 600 ℃时，断口呈现纤维拔出和直接切断相结合的失效模式（图 12b），碳纤维和铝基体的界面结合强度适中。细小的 Al_2Cu 相使裂纹的扩展路径发生偏转，载荷

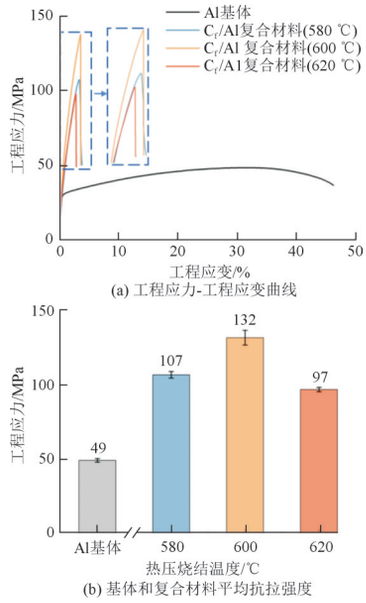


图 11　铝基体和复合材料的力学性能

Fig.11　Mechanical properties of aluminum matrix and composites

可以更加有效地传递到碳纤维。当烧结温度升高到 620 ℃时（见图 12c），复合材料的失效行为主要表现为纤维直接切断，此时复合材料的界面强度过高。这是由于温度过高时 Al/C 界面有害反应较为剧烈，导致界面强度过高，当裂纹传递至碳纤维时，纤维直接切断，降低了复合材料的性能[25]。

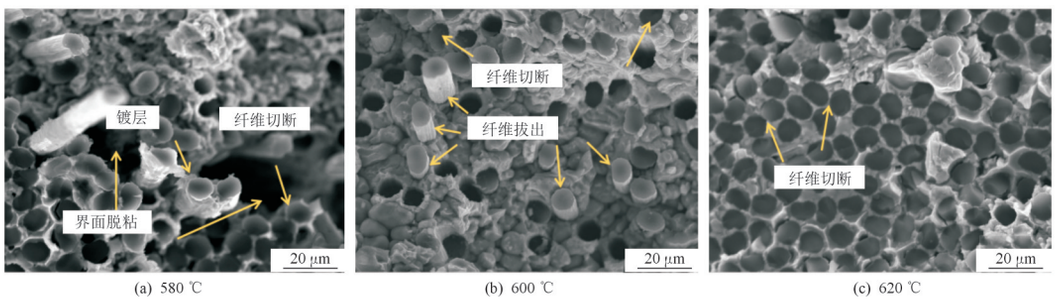


图 12　不同热压烧结温度时复合材料的断口形貌

Fig.12　Fracture morphologies of composites under different hot-pressing sintering temperatures

为评估碳纤维对复合材料的强化效果，通过混合定律计算了复合材料的理论抗拉强度（σ_C）：

$$\sigma_C = \sigma_{C_f} V_{C_f} + \sigma_m V_m \tag{2}$$

式中，σ_{C_f} 和 σ_m 分别为碳纤维和基体的抗拉强度；V_{C_f} 和 V_m 分别为碳纤维和基体的体积分数。本研究的复合材料中 C_f 体积分数为 2.6%，根据图 11 中增强相和基体的抗拉强度，可以计算出复合材料理论抗拉强度为 138.7 MPa，纤维增强效率为 95.1%。

3　结　论

（1）采用优化的化学镀工艺，在 C_f 表面沉积了均匀且连续的 Cu 镀层，并利用真空热压烧结制备 Cu-C_f/Al 复合材料。随着烧结温度的升高，C_f/Al 界面组织发生演变，纤维束中 Cu 逐渐扩散反应形成金属间化合物，其中，细小的金属间化合物可以有效改善界面结合。

（2）在最佳烧结温度（600 ℃）时，碳纤维体积分数为 2.6% 时复合材料抗拉强度达到 132 MPa，相较于铝基体提高了 169%。此时复合材料的主要断裂机制为纤维的切断和拔出，表明 C_f/Al 具有最佳界面结构，既能够有效传递载荷，又有利于承受外部载荷。

参　考　文　献

[1]　WU J H, ZHANG C, MENG Q N, et al. Study on tensile proper-

ties of carbon fiber reinforced AA7075 composite at high temperatures[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A825: 141 931.

[2] MILLER W S, ZHUANG L, BOTTEMA J, et al. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry[J]. Materials Science & Engineering, 2000, A280(1): 37-49.

[3] HAO X W, NIE H H, YE Z, et al. Mechanical properties of a novel fiber metal laminate based on a carbon fiber reinforced Zn-Al alloy composite [J]. Materials Science and Engineering, 2019, A740: 218-225.

[4] SHIRVANIMOGHADDAM K, HAMIM S U, AKBARI M K, et al. Carbon fiber reinforced metal matrix composites: Fabrication processes and properties[J]. Composites Part, 2017, A92: 70-96.

[5] ZHANG Y B, YANG X, CUI M, et al. Achieving optimal infiltration behavior of carbon fiber/Al-2219 composites by chemical modification of carbon fiber [J]. Results in Engineering, 2024, 21: 101 843.

[6] LI S H, CHAO C G. Effects of carbon fiber/Al interface on mechanical properties of carbon-fiber-reinforced aluminum-matrix composites [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2004, A35(7): 2 153-2 160.

[7] GALYSHEV S, GOMZIN A, MUSIN F. Aluminum matrix composite reinforced by carbon fibers [J]. Materials Today: Proceedings, 2019, 11: 281-285.

[8] YANG X, ZHANG Y B, LIU J M, et al. Enhancing mechanical properties of C_f/Al composites through multi-scale interfacial strengthening by introducing carbon nanotube-grafted carbon fibers [J]. Surfaces and Interfaces, 2025, 64: 106 440.

[9] MIRANDA A T, BOLZONI L, BAREKAR N, et al. Processing, structure and thermal conductivity correlation in carbon fibre reinforced aluminium metal matrix composites[J]. Materials & Design, 2018, 156: 329-339.

[10] ALTEN A, ERZI E, GÜRSOY Ö, et al. Production and mechanical characterization of Ni-coated carbon fibers reinforced Al-6063 alloy matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 543-550.

[11] ZHAO W N, XU Z M, SUN T Y, et al. Carbon cloth surface-decorated with silver nanoparticles for surface-enhanced Raman scattering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 584: 635-639.

[12] OH S I, LIM J Y, KIM Y C, et al. Fabrication of carbon nanofiber reinforced aluminum alloy nanocomposites by a liquid process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 542: 111-117.

[13] LIU J M, YANG X, DONG B W, et al. Microstructure evolution and enhanced mechanical properties of C_f/Mg composites with optimized fiber/matrix interfacial adhesion [J]. Composites, 2024, B287: 111 852.

[14] YANG X, ZHANG Y B, LIU J J, et al. Synergistically enhancing the strength-ductility of Al8Mg-matrix composite by constructing C_f-CNTs multi-scale reinforcement[J]. Materials Science and Engineering, 2025, A924: 147 845.

[15] ZHOU Q W, LI G L, ZHOU Z P, et al. Effect of Ni^{2+}concentration on microstructure and bonding capacity of electroless copper plating on carbon fibers [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 863: 158 467.

[16] LIU J M, YANG X, YUE D S, et al. Enhanced interfacial microstructure evolution and mechanical properties of C_f/Al-Mg composites with optimal interconnected coating [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 5 994- 6007.

[17] ZHANG J J, LIU S C, LIU J M, et al. Electroless nickel plating and spontaneous infiltration behavior of woven carbon fibers [J]. Materials & Design, 2020, 186: 108 301.

[18] GUPTA N, NGUYEN N Q, ROHATGI P K. Analysis of active cooling through nickel coated carbon fibers in the solidification processing of aluminum matrix composites[J]. Composites, 2011, B42 (4): 916-925.

[19] KUMAR L, ALAM S N, SAHOO S K. Influence of nanostructured Al on the mechanical properties and sliding wear behavior of Al-MWCNT composites [J]. Materials Science and Engineering, 2021, B269: 115 162.

[20] HUANG Y, OUYANG Q B, ZHANG D, et al. Carbon materials reinforced aluminum composites: A review [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2014, 27(5): 775-786.

[21] ZHANG S, QI F Z, ZHANG L, et al. Effect of aging treatment on high temperature mechanical properties of a cast Al-Li-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2024, A896: 146 300.

[22] LIU J M, ZHANG Y B, WANG W, et al. Effects of interfacial diffusion induced infiltration process on the microstructure evolution and interfacial enhancement of C_f/Mg composites [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 294: 117 143.

[23] MU W P, LIN J B, LIU E Q, et al. Fabrication and interface optimization of continuous C_f/Al composites with different reinforcement volume fraction[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 938: 168 297.

[24] YANG X, ZHANG Y B, HUANG J R, et al. Interfacial microstructure evolution and mechanical properties of carbon fiber reinforced Al-matrix composites fabricated by a pressureless infiltration process [J]. Materials Science and Engineering, 2024, A891: 145 968.

[25] FAN Y, HUANG K, MAKHLOUF M M. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2015, A46: 5 830-5 841.

（编辑：彭瑾）

欢迎登陆期刊官网

投稿、查稿、审稿

欢迎登陆《特种铸造及有色合金》杂志官方网站投稿、阅读、审稿，期刊论文彩色版本均可在网站免费在线阅读或下载pdf文件，并可体验AI导读功能，网址：www.special-cast.com，欢迎访问！