

碳纤维表面改性增强 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的制备及组织性能

贾建刚*, 刘畅, 刘第强, 高昌琦, 季根顺

(兰州理工大学 材料科学与工程学院 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050)

摘要: 采用溶胶-凝胶分散和热压烧结制备了短切碳纤维(CF_s)/ $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料。分别通过电化学镀 Cu 和化学气相沉积 SiC 对 CF_s 表面修饰和改性, 研究了 Cu 镀层和 SiC 涂层对 CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料显微组织、相组成、力学性能及断裂行为的影响。结果表明, 未修饰的 CF_s 在 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 基体中受到严重侵蚀, CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料致密度低, 抗弯强度仅为 239.0 MPa, 与 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 强度相当; 表面镀 Cu 可有效保护 CF_s 不被侵蚀, 同时提高了 CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的烧结致密性和界面结合强度, 从而明显提高了复合材料的断裂强度, 但断裂过程中纤维拔出较短; CF_s 表面沉积 SiC 的 CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料组织均匀致密, 表面涂层完整, 且与纤维及基体之间结合力相当, 断裂过程中, 涂层既可随纤维一起拔出基体, 也可与 CF_s 分离而留在基体之中, SiC 涂层与纤维及基体之间的弱相互作用很大程度上促进了纤维脱黏和拔出, 从而促进 CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料初化所需的渐进破坏机制。

关键词: 陶瓷基复合材料; 碳纤维; Al_2O_3 ; Fe_3Al ; 破坏机制

中图分类号: TB333 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2019)09-2155-08

Preparation and microstructure of $\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites reinforced by surface modified carbon fiber

JIA Jiangang*, LIU Chang, LIU Diqiang, GAO Changqi, JI Genshun

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-Ferrous Metals, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The short carbon fiber (CF_s)/ $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites were prepared by a sol-gel dispersing method and a subsequent hot-pressing process. The Cu coating and SiC coating applied to CF_s were fabricated by electrochemistry and in-situ reaction method, respectively. The effects of Cu coating and SiC coating applied to carbon fiber on the microstructure, phase composition, mechanical properties and fracture behavior of CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites were investigated. The results show that the CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites fabricated from the as-received CF_s exhibit low density and the flexural strength is only 239.0 MPa comparable with matrix due to the CF_s severely eroded in $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ matrix. The Cu coating applied to CF_s can effectively protect CF_s eroded by matrix, improve sintering compactness and cause strong bonding between the fiber and matrix that cause high flexural strength, however, the length of fibers extending from the matrix is short during the fracture process. The CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites fabricated from SiC coating exhibit homogeneous microstructure, the coating onto fiber is integrated and soft bondings between fiber and matrix result in the fiber with SiC coating extending from matrix or SiC coating remained in the pull-out holes. The weak interaction between the fiber with SiC coating and matrix greatly promotes fiber debonding and extending from matrix to promote toughening and progressive failure mechanisms in the CF_s / $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ composites.

Keywords: ceramic-matrix composites; carbon fiber; Al_2O_3 ; Fe_3Al ; failure mechanism

收稿日期: 2018-09-20; 录用日期: 2018-11-21; 网络出版时间: 2018-12-14 17:25

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20181213.002>

基金项目: 国家自然科学基金(51461029); 甘肃省科技重大项目(1602GKDD012)

通讯作者: 贾建刚, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为新型金属基复合材料 E-mail: lzhjjiajiangang@163.com

引用格式: 贾建刚, 刘畅, 刘第强, 等. 碳纤维表面改性增强 $\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的制备及组织性能[J]. 复合材料学报, 2019, 36(9): 2155-2162.

JIA Jiangang, LIU Chang, LIU Diqiang, et al. Preparation and microstructure of $\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites reinforced by surface modified carbon fiber[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2019, 36(9): 2155-2162 (in Chinese).

陶瓷基复合材料(Ceramic Matrix Composite, CMC)是在陶瓷基体中引入强韧相的多相复合陶瓷材料(Multiphase Composite Ceramic)或复相陶瓷材料(Diphase Ceramic)^[1]。 α - Al_2O_3 具有高强度、高硬度、高软化温度、高化学稳定性、低介电损耗等诸多优点而成为一种重要的陶瓷材料^[2-4]。 Fe-Al 系和 Ni-Al 金属间化合物 (Intermetallic Compound, IMC)具有比金属更优异的高温力学及抗氧化性能,近年来一些研究者寻求利用金属间化合物与陶瓷进行复合开发新型结构材料,使其具有较高硬度的同时也具有较好的韧性^[5-7]。如 Rodel 等^[8]通过渗入 20vol% Ni_3Al ,将多孔 Al_2O_3 的强度从 150 MPa 提高至 300 MPa,室温韧性也达到 $11.5\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$; Tuan^[9]通过改变 NiAl 添加量使 Al_2O_3 -50vol% NiAl 复合材料的抗弯强度和断裂韧性分别比单相 Al_2O_3 提高了 60%和 160%; Li 等^[6]制备的 WC-10wt% Ni_3Al 复合材料的硬度和横向断裂强度分别为 17.76 GPa 和 2 092 MPa; Long 等^[7]制备的 WC-30% ($\text{Ni}_3\text{Al-B}$)复合材料的硬度和弯曲强度分别为 9.7 GPa 和 1 800 MPa,均优于商品硬质合金 YGR45 (WC-30% (Co-Ni-Cr)); 孙康宁等^[10]对 Fe-Al 系 IMC/ Al_2O_3 复合体系进行了系统研究,结果显示,复合材料的最高强度和硬度均接近或超过了单一 Fe_3Al 金属间化合物和 Al_2O_3 陶瓷的强度,分析认为是由于 Al_2O_3 陶瓷对 Fe_3Al 形成有效保护,阻止了 H_2 对 Fe_3Al 裂纹尖端的侵蚀,从而抑制了 Fe_3Al 的环境脆性,有效发挥了 Fe_3Al 金属间化合物自身的强度潜力。在陶瓷基复合材料中引入碳纤维可进一步提高其强韧化效果^[11-13]。然而,由于碳纤维高温下易与过渡族金属元素发生反应并导致碳纤维部分分解,使碳纤维强韧化效果显著降低^[14-18]。本研究通过溶胶-凝胶均匀分散和热压烧结制备了短切碳纤维(CF_s)/ $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料,分别研究了表面镀 Cu 和沉积 SiC 改性 CF_s 增强 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的微观组织结构和力学性能,并探讨了其强韧化机制。

1 实验材料及方法

1.1 原材料

采用甘肃郝氏碳纤维有限公司提供的无上浆 T300 型聚丙烯腈基碳纤维,性能参数如表 1 所示,将碳纤维剪短至 2~3 mm 备用;碳纤维表面镀 Cu 的镀液成分参考文献[19],主要包括主盐 $\text{CuSO}_4\cdot 5\text{H}_2\text{O}$ 、络合剂酒石酸钠($\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6\text{Na}_2\cdot 2\text{H}_2\text{O}$)、缓冲剂柠檬酸钠($\text{C}_6\text{H}_5\text{Na}_3\text{O}_7\cdot 2\text{H}_2\text{O}$)及添加剂 HNO_3 等。碳纤维表面 SiC 涂层的制备采用两步法,首先分别以 C_3H_8 和 N_2 为碳源和载气在碳纤维表面沉积一层热解碳(PyC),然后利用物理气相沉积的 Si 原子与 PyC 反应生成 SiC,从而获得 PyC-SiC 双涂层。Si 原料是粒度为 $75\text{ }\mu\text{m}$ (200 目)、纯度为 99%的 Si 粉。以异丙醇铝($\text{C}_9\text{H}_{21}\text{AlO}_3$)为前驱体制备 AlOOH 溶胶;采用 Fe 粉(粒度为 $75\text{ }\mu\text{m}$,纯度为 99%)和 Al 粉(粒度为 $75\text{ }\mu\text{m}$,纯度为 99.8%)为原料,通过机械球磨制备 Fe_3Al 粉末;烧结助剂所用原料为粒度为 $48\text{ }\mu\text{m}$ (300 目)、纯度为 99%的 TiO_2 和粒度为 $48\text{ }\mu\text{m}$ 、纯度为 99%的 CuO 。

1.2 复合材料制备

图 1 为短切碳纤维增强 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ ($\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$)复合材料制备过程。首先对 CF_s 分别进行表面镀 Cu 和沉积 SiC 处理,镀 Cu 及沉积 SiC 工艺已在前期工作中详细研究^[19-20]。然后将经表面处理的 CF_s 和经机械球磨的 Fe_3Al 粉末按比例分散到 AlOOH 溶胶中,同时加入质量比为 2%的烧结助剂,烧结助剂为 $\text{TiO}_2:\text{CuO}=80:20$ (质量比)的机械混合粉末(图 1 中未示出)。在 80°C 机械搅拌的作用下使溶胶转变为凝胶,进一步干燥后冷压成型,最后在 $1\text{ }450^\circ\text{C}$ 、20 MPa 下热压烧结 45 min 制备成 $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料试样。所制备的复合材料基体为 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$,两者质量比为 $\text{Fe}_3\text{Al}:\text{Al}_2\text{O}_3=20:80$ 。分别制备了不含碳纤维的 $\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 、表面未经处理的 $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 、表面镀 Cu 的 $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 及表面沉积 SiC 的 $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ 复合材料,材料编号及含量如表 2 所示。

表 1 碳纤维性能参数^[19]

Table 1 Property parameters of carbon fibers^[19]

Commodity	Type-spec	Tensile strength/MPa	Modulus of elasticity/GPa	Elongation/%	Linear density/($\text{g}\cdot\text{km}^{-1}$)	Density/($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Carbon mass fraction/wt%
PAN-carbon fibre	T300-TX6K	3608	206	1.5	360	1.76	98.5

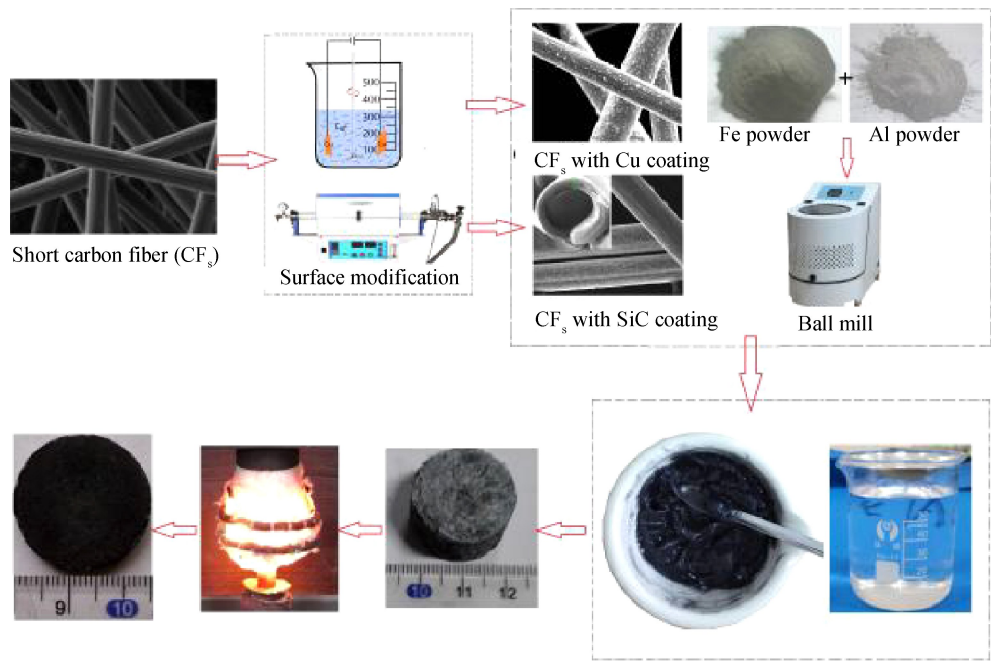


图 1 短切碳纤维(CF_s)/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料制备过程

Fig. 1 Fabrication process of short carbon fiber(CF_s)/Fe₃Al-Al₂O₃ composites

表 2 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的编号及 CF_s 含量

Table 2 Samples of CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ composites and CF_s content

No.	Mass fraction of CF _s /wt%
CF _s 0	0
CF _s 3	3
CF _s -Cu3	3
CF _s -SiC3	3

将 CF_s 放入配置好的镀液中, 搅拌至纤维分散均匀。在电动搅拌器作用下, 对 CF_s 进行表面镀 Cu 处理, 采用 MCH-K3205D 型数显可调稳压恒流电源为本实验提供直流电源, 镀 Cu 工艺参数选 6 V、30 min。CF_s 表面沉积 SiC 时首先利用真空管式炉, 通过化学沉积法在 CF_s 表面沉积一层 PyC。PyC 层的沉积以 C₃H₈ 为前驱体, N₂ 为稀释气体, C₃H₈ 与 N₂ 的体积比为 1 : 3, 沉积压力为 5 kPa, 在 950℃ 下沉积 1 h。然后利用 ZT-18-22 型真空高温烧结炉(上海晨华)在 PyC 表面生成 SiC 涂层, 将沉积 PyC 的 CF_s 及 Si 粉按 PyC : Si = 1 : 1 质量比称重后放入石墨坩埚中, 在 6.7 × 10⁻² Pa 下, 以 10℃/min 的速率升温至 1 450℃ 后保温 3 h, 使 Si 蒸汽与 CF_s 表面的 PyC 反应获得 SiC 涂层。Fe₃Al 粉末是由市售 Fe 粉和 Al 粉按照原子比为 3 : 1 进行配比, 在 SP-3 型行星式球磨机

中进行机械球磨, 球料比为 20 : 1, 球磨机转速为 300 r/min, 球磨时间为 30 h。制备 AlOOH 溶胶是将装有 200 mL 蒸馏水的烧杯放在水浴锅中, 升温至 90℃ 时在烧杯中加入 15 g C₉H₈AlO₃, 搅拌水解 4 h 后加入 1 mL HNO₃, 在 90℃ 下陈化 10 h 后可得到澄清透明的 AlOOH 溶胶。

1.3 分析表征

采用 XRD(D/max-2400, 日本理学公司)分析表面改性 CF_s 和 Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料物相组成, CuKα 辐射; 采用附带 EDS 的 JSM-6700F 型 SEM 观察上述试样的表面及断口形貌; 采用阿基米德排水法测量复合材料试样密度并计算其相对密度; 采用 E44.304 型电子万能试验机并采用三点弯曲法测试复合材料抗弯强度, 试样尺寸为 3 mm × 4 mm × 25 mm, 跨距为 16 mm, 加载速率为 0.2 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 表面改性 CF_s 的微观形貌及结构

图 2 为 CF_s 不同表面处理前后的 SEM 图像。从图 2(a)可以看出, 未改性的 CF_s 表面较为光滑, 无明显缺陷。由图 2(b)可以看到, 表面镀 Cu 的 CF_s 的镀 Cu 层厚度均匀可控。在 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料制备过程中, Cu 镀层太厚易脱落, 太薄则不能将纤维包覆完整, 均在试样制备过程中对 CF_s 有效保护降低, 从而制约了 CF_s/Fe₃Al-

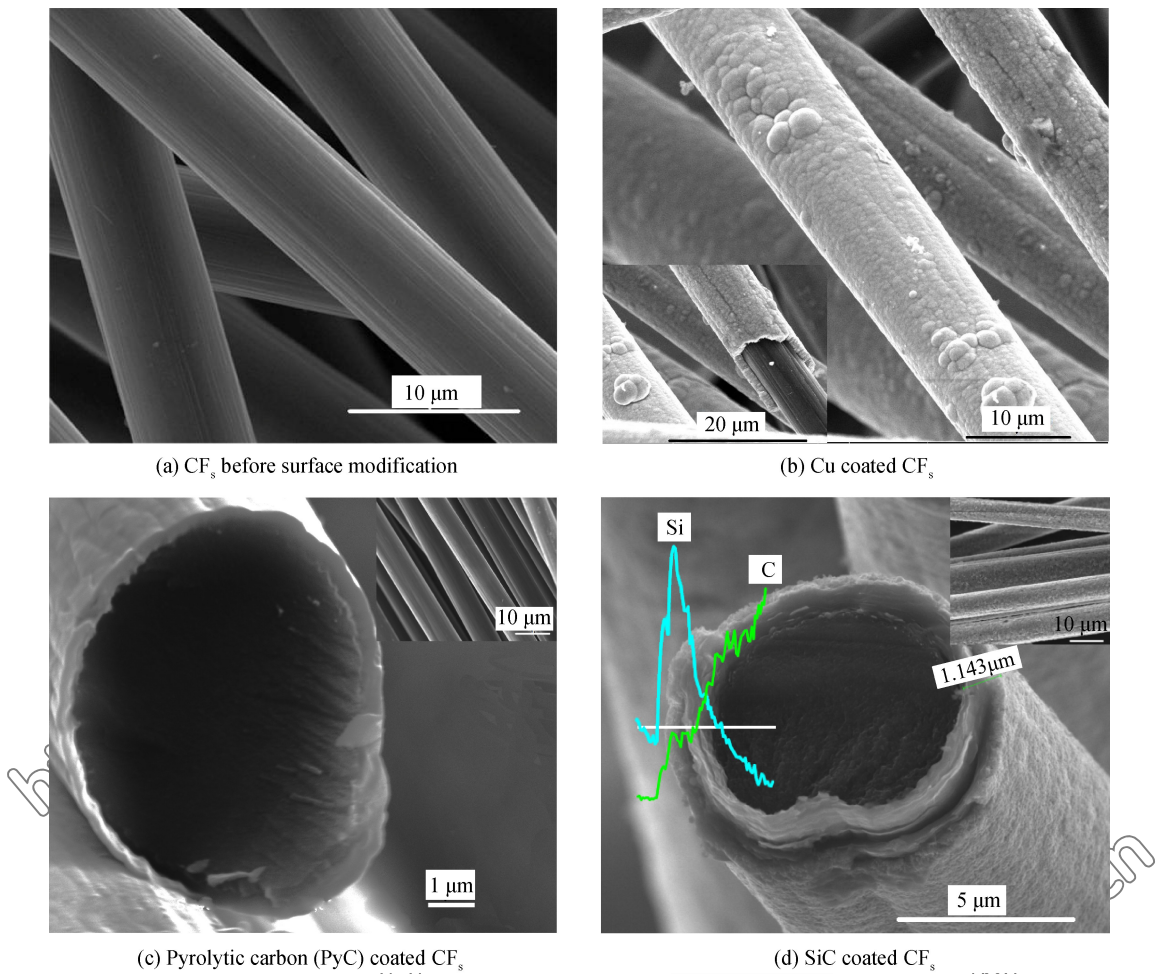


图 2 CF_s 表面处理前后的 SEM 图像
Fig. 2 SEM images of CF_s before and after surface modification

Al₂O₃ 复合材料抗弯性能的提高, 本研究中 Cu 镀层厚度控制为约 1 μm。由图 2(c) 可以看到, PyC 的厚度约为 0.5 μm, 与 CF_s 结合较为紧密, 由于 PyC 层很薄, 使沉积 PyC 的 CF_s 表面形貌与原始 CF_s 表面无显著差异; 由图 2(d) 可以看到, PyC 表面沉积 Si 之后, 沉积层呈明显的双层结构, 总厚度为 1.143 μm, 外层 SiC 厚度约为 0.6 μm。EDS 分析显示, 表面 Si 含量较高, 而 C 含量相对较低, 由表及里 Si 含量下降, C 含量增加。

图 3 为 CF_s 表面处理前后的 XRD 图谱。可以看到, CF_s 的 XRD 图谱没有明显的衍射峰, 只在 2θ 位于 20°~30°和 40°~47°之间出现两个漫散射峰, 其中心位置与六方石墨衍射峰位置相对应。沉积 SiC 后 CF_s 的 XRD 图谱主要由碳纤维漫散射峰和 SiC 谱峰组成, 与图 2(d) 插图中的 EDS 结果一致。表面镀 Cu 的 CF_s 中主要为 Cu 的衍射峰, 而 C 的漫散射峰被 Cu 的衍射峰所掩盖, 另外还发现了

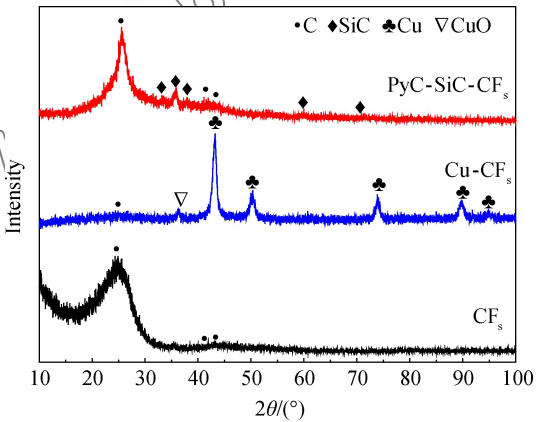


图 3 CF_s 表面处理前后的 XRD 图谱
Fig. 3 XRD patterns of CF_s before and after surface modification

强度较低的 CuO 衍射峰, 说明镀 Cu 过程中发生了较为轻微的氧化。

2.2 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的物相组成

图 4 为 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的 XRD 图

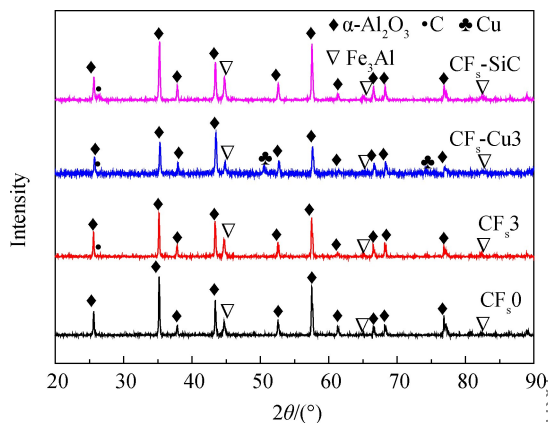


图 4 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的 XRD 图谱
Fig. 4 XRD patterns of CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ composites

谱。可以看出, CF_s0、CF_s3、CF_s-Cu3 和 CF_s-SiC3 复合材料中均存在较高的 α-Al₂O₃ 和 Fe₃Al 相, 衍射峰尖锐且位置重叠, 物相结晶度较高, 符合设计要求; CF_s3、CF_s-Cu3 和 CF_s-SiC3 复合材料均存在强度较低的石墨 C 衍射峰, 但详细比较发现, CF_s-Cu3 复合材料中 C 的衍射峰强度较 CF_s3 复合材料中 C 的衍射峰强度低, 而 CF_s-SiC3 复合材料中 C 的衍射峰强度较 CF_s3 复合材料中 C 的衍射峰强度高, 前者可能是由于 CF_s 包覆 Cu 之后使 CF_s 的衍射峰受到抑制, 而后者可能是由于烧结过程中 SiC 可与 Fe 元素发生反应, 置换出 C 从而使 C 的含量有所增加。CF_s-SiC3 复合材料中 SiC 衍射峰很低, 是因为 SiC 涂层本身较薄, 另外 SiC 与 Fe 发生置换反应后其含量进一步降低, 所以在 XRD 中未出现相应的谱峰。CF_s-Cu3 复合材料中则出现了少量 Cu 的衍射峰。

2.3 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 力学性能及微观组织

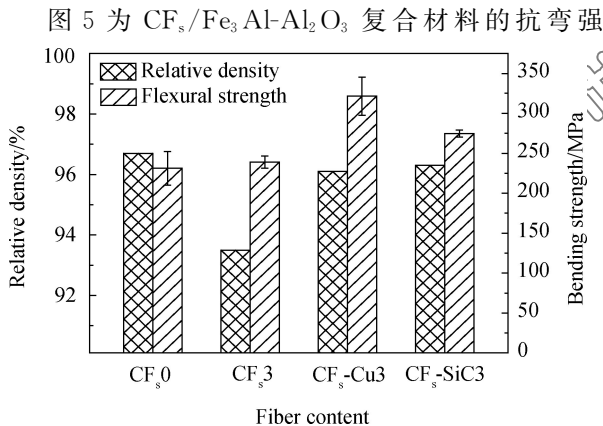


图 5 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的相对密度和抗弯强度
Fig. 5 Relative density and flexural strength of CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ composites

度(三点弯曲)及相对密度。可以看出, 不含 CF_s 的 CF_s0 复合材料相对密度最高(96.7%), 强度却最低(230.2 MPa); CF_s3 复合材料抗弯强度为 239.0 MPa, 相对密度仅为 93.5%, 由于纤维架桥作用^[21], 导致复合材料致密度降低, 与 CF_s0 相比, 其强度没有明显增强, 与其相对密度较低有关。CF 表面分别沉积 Cu 和 SiC 的 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料相对密度略低于 CF_s0 复合材料, 而平均抗弯强度较 CF_s0 复合材料有明显提高, 分别为 321.6 MPa 和 274.7 MPa。

图 6 为 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料三点弯曲的载荷-位移曲线。可以看出, CF_s0、CF_s3、CF_s-SiC3 和 CF_s-Cu3 复合材料均为脆性断裂, 但其载荷-位移曲线特征存在明显不同。四种复合材料的曲线线性特征越来越不明显, 被非线性特征取代, 其中 CF_s0 复合材料完全呈现脆性断裂, 载荷与位移呈线性变化, 即弹性变形后直接断裂。而 CF_s-SiC3 复合材料载荷-位移曲线呈明显的非线性变化, 主要原因是纤维的加入在基体出现裂纹后, 纤维桥连作用使其承担了一部分应力, 从而使裂纹在扩展过程中出现了一些非线性的应力消除。CF_s3 复合材料中载荷-位移变化特征与 CF_s0 复合材料接近, 但由于纤维引入的缺陷及桥连, 在相同载荷下 CF3 复合材料的位移较长; CF_s-Cu3 复合材料则与 CF_s-SiC3 复合材料接近, 纤维表面修饰后复合材料的载荷-位移曲线非线性变形能力也显著增加。

图 7 为 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的断口形貌。从图 7(a)可以看出, CF_s0 基体致密, 呈较粗大等轴晶组织, 断裂方式既有沿晶断裂又有穿晶断裂。从图 7(b)可以看出, CF_s3 复合材料的晶粒显

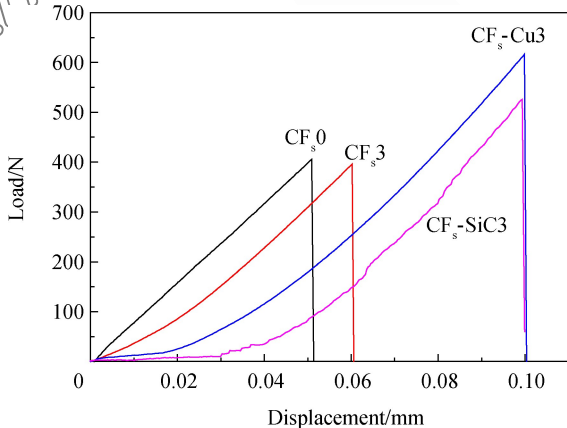


图 6 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料的载荷-位移曲线
Fig. 6 Load-displacement curves of CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ composites

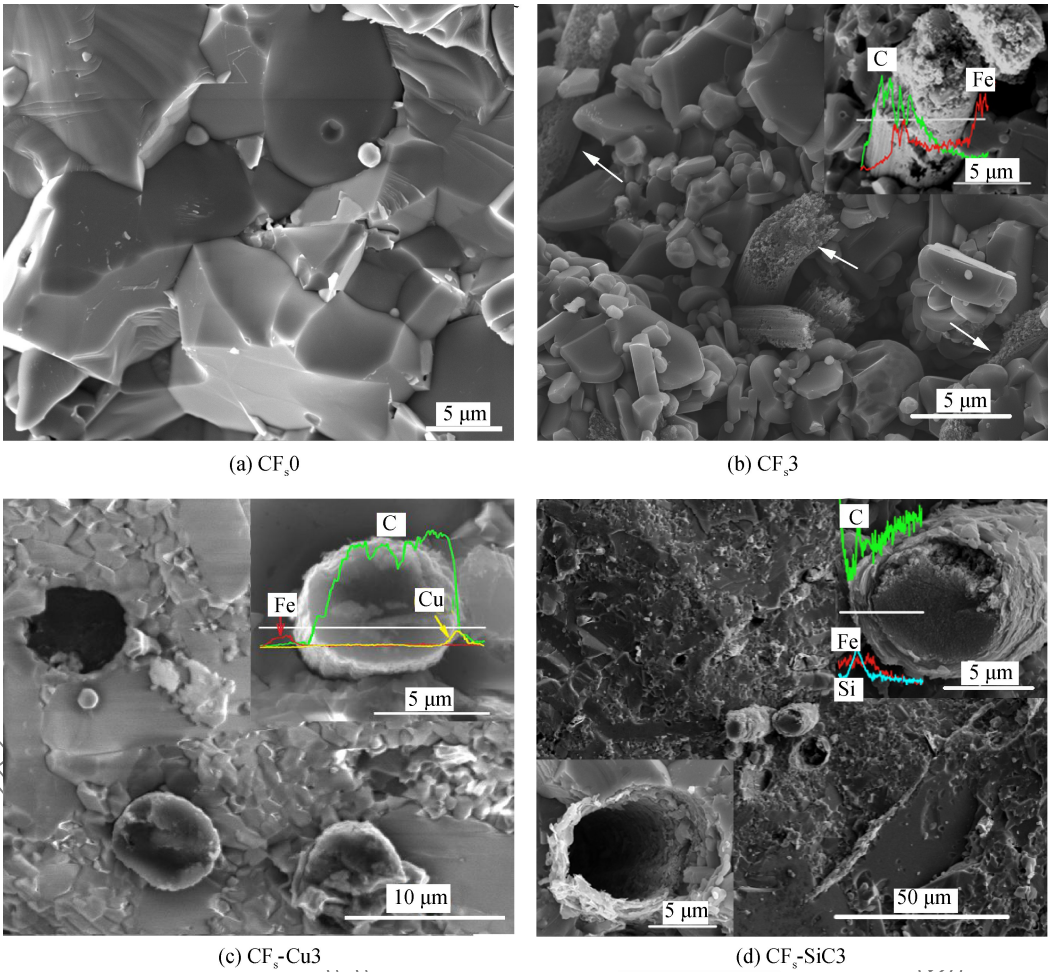


图 7 $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料断面形貌

Fig. 7 Fracture morphology of $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ composites

著细化且组织不甚致密，与其较低的相对密度（见图 5）一致；同时 CF_s 发生严重侵蚀，这是由于 CF_s 与基体中 Fe 等金属元素易发生反应形成铁碳化合物，铁的碳化物在较高温度下会发生反应析出石墨^[14, 16, 22]，对 CF_s 损伤较大，破坏纤维整体的完整性，从 EDS 线扫描图谱可以看出，Fe 元素已侵入 CF_s 内部。

由图 7(c) 可以发现， $\text{CF}_s/\text{Fe}_3\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料基体致密且 CF_s 较完整，尽管纤维周围已没有明显的 Cu 镀层，但从 EDS 线扫描图谱可以发现 CF_s 附近基体中存在 Cu 元素的富集，纤维内部未发现 Fe 元素侵入，说明 Cu 镀层可以对 CF_s 形成有效保护，使纤维的力学性能不被破坏，起到增强体的作用。同时发现，纤维拔出较短，说明镀层与基体结合力强，在受力过程中，裂纹沿纤维滑动距离较短，几乎可以穿过纤维而与基体同时断裂，其脱黏-拔出增韧机制未能有效发挥作用。这是由于 Cu 镀层在烧结温

度下熔化促进了基体的烧结致密性，且 Cu 元素富集到纤维周围，除了保护纤维不被侵蚀之外，进一步增加了基体的热膨胀系数，冷却时基体收缩对纤维施加压应力，从而提高了纤维与基体间的结合力。

由图 7(d) 可以看出， $\text{CF}_s\text{-SiC}_3$ 复合材料的基体较为致密， CF_s 表面涂层完整，在复合材料中形成清晰界面。断裂过程中，既存在涂层与基体之间的剥离，即涂层随 CF_s 一起拔出基体，也可以观察到涂层从 CF_s 表面剥离而留在基体中，说明涂层与纤维和基体二者之间的结合力相当。由 EDS 图谱发现， CF_s 表面存在 Si 及 C 元素的特征峰，与期待的 SiC 涂层成分相符，另外，涂层内发现了较多的 Fe 元素。从热力学计算可知，在 1 667 K 时，反应式 $\text{Fe} + \text{SiC} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Si} + \text{C}$ 的 ΔG 为 -1295.2，说明 SiC 涂层在复合材料烧结过程可能发生界面反应，形成 Fe_3Si ^[23-25]。PyC-SiC 涂层烧结后形成与纤维及基体之间的弱相互作用，很大程度上促进了纤维

脱黏和拔出,从而促进 CF_s/Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料
初化所需的渐进破坏机制。

3 结 论

(1) 在温度为 1 450℃、压力为 20 MPa、保温
45 min 的热压烧结条件下可以获得较为致密的
Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料。直接加入到 Fe₃Al-Al₂O₃
基体中的短切碳纤维(CF_s)会被 Fe 元素侵蚀,同时
由于纤维桥架作用降低了复合材料的致密性,难以
达到纤维增强的目的。

(2) 制备 CF_s 表面镀 Cu 和沉积 SiC 的 CF_s/
Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料,CF_s 表面制备 1 μm 厚的
Cu 镀层或沉积 PyC-SiC 涂层可有效保护 CF_s 在
Fe₃Al-Al₂O₃ 基体中的完整性,对提高 CF_s/Fe₃Al-
Al₂O₃ 复合材料力学性能十分重要。

(3) CF_s 表面镀 Cu 或沉积 PyC-SiC 的 CF_s/
Fe₃Al-Al₂O₃ 复合材料载荷-位移曲线出现明显的
非线性特征,纤维拔出和桥连机制导致的应力消除
是非线性变形的主要因素,同时提供了复合材料初
化所需的渐进破坏机制。

参考文献:

[1] 张长瑞,郝元恺. 陶瓷基复合材料-原理、工艺、性能与设计
[M]. 长沙:国防科技大学出版社,2001.
ZHANG C R, HAO Y K. Ceramic matrix composites-princi-
ple, technology, property and design [M]. Changsha: Na-
tional University of Defense Technology Press, 2001 (in Chi-
nese).

[2] HE P G, JIA D C, LI Y T, et al. Preparation and mechanical
performance of ductile C_{sf}/Al₂O₃-BN composites Part 1:
Effects of fiber length and sintering temperature[J]. Ceram-
ics International, 2016, 42(8): 9821-9829.

[3] FAN C Y, MA Q S, ZENG K H. Thermal stability and oxida-
tion resistance of C/Al₂O₃ composites fabricated from a sol
with high solid content[J]. Ceramics International, 2017, 43
(14): 10983-10990.

[4] CANO-CRESPO R, MOSHTAGHIOUN B M, GÓMEZ-
GARCÍA D, et al. Carbon nanofibers replacing graphene ox-
ide in ceramic composites as a reinforcing-phase: Is it feasi-
ble? [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37
(12): 3791-3796.

[5] ZHANG K, ZHANG Z J, LU X X, et al. Microstructure
and composition of the grain/binder interface in WC-Ni₃Al
composites[J]. International Journal of Refractory Metals

and Hard Materials, 2014, 44: 88-93.

[6] LI X Q, CHEN J, ZHENG D H, et al. Preparation and me-
chanical properties of WC-10Ni₃Al cemented carbides with
plate-like triangular prismatic WC grains[J]. Journal of Al-
loys and Compounds, 2012, 544: 134-140.

[7] LONG J Z, ZHANG Z J, XU T, et al. WC-Ni₃Al-B compos-
ites prepared through Ni + Al elemental powder route[J].
Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012,
22(4): 847-852.

[8] RODEL J, PRIOELIPP H, CLAUSSEN N, et al. Ni₃Al/
Al₂O₃ composites with interpenetrating networks[J]. Scripta
Metallurgica et Materialia, 1995, 33(5): 843-848.

[9] TUAN W H. Toughening alumina with nickel aluminide in-
clusions[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000,
20(7): 895-899.

[10] 孙康宁,尹衍升,李爱民. 金属间化合物/陶瓷基复合材料
[M]. 北京:机械工业出版社,2002.
SUN K N, YIN Y S, LI A M. Intermetallic/ceramic matrix
composites[M]. Beijing: China Machine Press, 2002 (in Chi-
nese).

[11] 王敏,贾建刚,郭铁明,等. 碳纤维增强 Al₂O₃-20%Ni 金属
陶瓷复合材料的制备及组织性能[J]. 复合材料学报, 2017,
34(12): 2778-2784.
WANG M, JIA J G, GUO T M, et al. Fabrication and prop-
erties of carbon fiber reinforced Al₂O₃-20%Ni metal-ceramic
composites[J]. Acta Materialae Compositae Sinica, 2017, 34
(12): 2778-2784 (in Chinese).

[12] HE P G, JIA D C, LI Y T, et al. Preparation and mechanical
performance of ductile C_{sf}/Al₂O₃-BN composites Part 2:
Effects of fiber contents and ablation properties[J]. Ceramics
International, 2016, 42(9): 11063-11069.

[13] ZHANG H H, ZHANG Y M, WANG B, et al. Preparation
and characterization of continuous alumina based fiber rein-
forced with orientated mullite whisker[J]. Chemical Engi-
neering Journal, 2015, 268: 109-115.

[14] 易涛,陈汴琨,吴云书. 碳纤维与铜、钴、铁等金属的相容性
研究[J]. 复合材料学报, 1987, 4(3): 57-67.
YI P, CHEN B K, WU Y S. Compatibility of carbon fiber
with copper, cobalt, iron and other metals[J]. Acta Materialae
Compositae Sinica, 1987, 4(3): 57-67 (in Chinese).

[15] DRAPER S L, GAYDOSCH D J, NATHA M V. Compatibili-
ty of Fe-40Al with various fibers[J]. Journal of Materials Re-
search, 1990, 5(9): 1976-1984.

[16] YANG Y, ZHANG B S, XU W D, et al. Preparation and
electromagnetic characteristics of a novel iron-coated carbon

- fiber[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 365(1-2): 300-302.
- [17] ZHANG Y H, WU G H. Interface and thermal expansion of carbon fiber reinforced aluminum matrix composites [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(11): 2148-2151.
- [18] WANG Y Q, ZHOU B L, WANG Z M. Oxidation protection of carbon-fibers by coatings [J]. *Carbon*, 1995, 33(4): 427-433.
- [19] 欧阳雯婧, 贾建刚, 马勤, 等. 基于短切碳纤维表面均匀包覆 Cu 层工艺的 C_F/Cu 复合材料制备与表征[J]. *复合材料学报*, 2016, 33(12): 2824-2830.
- OUYANG W J, JIA J G, MA Q, et al. Preparation and characterization of C_F/Cu composite based on copper-plating process of short carbon fibres [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2016, 33(12): 2824-2830 (in Chinese).
- [20] 张梅英. 碳化硅涂层对碳纤维单丝拉伸性能的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2017.
- ZHANG M Y. Effect of silicon carbide coating on tensile properties of carbon fiber monofilament [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2017 (in Chinese).
- [21] 朱建坤, 罗发, 李鹏, 等. 短切碳纤维含量对 C_{sf}/Al₂O₃ 复合材料性能的影响[J]. *材料导报*, 2010, 24(10): 23-25.
- ZHU J K, LUO F, LI P, et al. Effect of short carbon fiber content on the properties C_{sf}/Al₂O₃ composites [J]. *Materials Review*, 2010, 24(10): 23-25 (in Chinese).
- [22] EVANS A G, MARSHALL D B. Overview No. 85: The mechanical behavior of ceramic matrix composites [J]. *Acta Metallurgica*, 1989, 37(10): 2567-2583.
- [23] 汤文明, 郑治祥, 丁厚福, 等. SiC/Fe-Cr 合金界面反应的研究[J]. *无机材料学报*, 2001, 16(5): 921-927.
- TANG W M, ZHENG Z X, DING H F, et al. Interfacial reaction of SiC/Fe-Cr alloy [J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2001, 16(5): 921-927 (in Chinese).
- [24] 任志恒, 金鹏, 曹小明, 等. SiC 泡沫陶瓷/Fe 基双连续相复合材料的制备和性能[J]. *材料研究学报*, 2014, 28(11): 814-820.
- REN Z H, JIN P, CAO X M, et al. Preparation and performance of SiC foam ceramic/Fe matrix co-continuous phase composites [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2014, 28(11): 814-820 (in Chinese).
- [25] TANG W M, ZHENG Z X, DING H F, et al. Control of the inter-face reaction between silicon carbide and iron [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2003, 80(1): 360-365.