● 试验研究 Experimental Research ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.02.001

# 表面涂覆对碳纤维镁基复合材料组织与性能的影响

李是捷[1],周海涛[2],应 韬[1],肖 旅[2],曾小勤[1]
(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院,上海 200240;2. 上海航天精密机械研究所,上海 201600)

**摘 要**:通过溶胶凝胶法在短切碳纤维表面涂覆了 MgO、$SiO_2$、$TiO_2$ 涂层,分析了各涂层对碳纤维润湿性能的影响,制备了镁基复合材料,研究了碳纤维表面涂覆对镁基复合材料组织和性能的影响规律。结果表明,MgO 涂层表面较为粗糙,存在团聚的 MgO 颗粒,$SiO_2$、$TiO_2$ 涂层表面较为光洁,沿碳纤维径向连续分布,具有良好的仿形性。而且 3 种涂层的存在均可显著改善碳纤维的润湿性,润湿角由未涂覆时的 120°降低到 90°以下,其中 MgO 涂层的润湿角仅为 42°。采用涂覆后的碳纤维分别制备了镁基复合材料,其中 $TiO_2$ 涂覆后的复合材料强度最高,$SiO_2$ 次之,MgO 最低。这是由润湿性和界面反应共同作用导致的。

**关键词**:碳纤维;溶胶凝胶;镁基复合材料;润湿性;力学性能
**中图分类号**:TB333 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2021)02-0069-07

# Effect of Surface Coating on Microstructure and Properties of Carbon Fiber Magnesium Matrix Composites

LI Shijie[1], ZHOU Haitao[2], YING Tao[1], XIAO Lyu[2], ZENG Xiaoqin[1]
(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 2. Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, China)

**Abstract**: MgO, $SiO_2$, and $TiO_2$ coatings were applied to the surface of chopped carbon fiber by sol-gel method, and the influence of each coating on the wettability of carbon fiber was analyzed. The coated carbon fiber reinforced magnesium composites were prepared, and the effect of surface coating on the microstructure and properties of the composites was investigated. The results show that the surface of MgO coating is rough and there are agglomerated MgO particles. The surface of $SiO_2$ and $TiO_2$ coating is smooth and continuously distributed along the radial direction of carbon fiber, which has good profile property. Moreover, the presence of three kinds of coatings can significantly improve the wettability of carbon fiber. The wetting angle of the MgO coating decreased from 120° to less than 90°, and the wetting angle of the MgO coating is only 42°. The coated carbon fibers are used to prepare magnesium matrix composites, and the composite strength of $TiO_2$ is the highest, followed by $SiO_2$ and MgO. This is caused by a combination of wettability and interfacial reaction.

**Key words**: carbon fiber; sol-gel; magnesium composite; wettability; mechanical property

碳纤维增强复合材料具有低密度和高模量的优异性能,是结构材料的理想选择,在航空航天领域中具有广泛的应用前景[1]。低密度意味着更高的空间余量和更低的能源损耗,高模量意味着更稳定的刚度和高精度。目前,碳纤维树脂基复合材料已发展相对成熟,但是它易受到应用环境的限制,存在老化、吸潮和易分解污染环境的问题[2,3]。而金属材料抗疲劳性能高,不易分解,具有良好的加工性能、高导热率和高尺寸稳定性,应用环境限制少[4]。因此,开发轻质高强的碳纤维金属基复合材料具有重大意义。

镁合金是最轻的金属结构材料,作为复合材料的基体具备密度低、高比强度等优点[5]。但是碳纤维与基体镁不润湿,两者间的润湿角约为 120°,毛细作用力会阻碍浸渗的进行[6]。即使是高压浸渗,金属液也难以完全填充两纤维间的细小间隙,易出现浸渗缺陷[7]。通过在碳纤维表面涂覆涂层是当前最有

**收稿日期**:2020-10-23
**基金项目**:装备预研航天科技联合基金(6141B061304);上海交通大学科技创新专项资金(AF0500149),上海市科委科研计划项目(18511109302)
**作者简介**:李是捷(1996-),上海嘉定人,硕士生.研究方向:镁合金加工技术研究.电话:15000728957,
E-mail:lishijie2014@sjtu.edu.cn
**通讯作者**:应 韬(1985-),浙江金华人,博士,助理研究员.研究方向:高性能镁合金和铝合金研究.
E-mail:yingtao85@sjtu.edu.cn

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

效的改善碳纤维增强镁基复合材料界面润湿性的方法。目前,涂层制备的方法主要有化学镀、化学气相沉积法和溶胶凝胶法等。任富忠[8]用化学镀在碳纤维表面均匀沉积 0.5 μm 厚的金属镍层,与镁润湿性良好,界面层没有发生扩散而消失,制得的体积分数 5.5%C/Mg 复合材料的抗拉强度达 241.83 MPa,相较于无涂层的 C/Mg 复合材料提升 59 MPa,但 Ni 层会导致碳纤维再结晶,损伤纤维的性能。Popovska[9]用化学气相沉积法在碳纤维表面沉积 TiN 涂层,最佳涂层厚度为 15~20 nm,与基体镁润湿性良好,制得的体积分数 58.5%C/Mg 复合材料的弯曲强度由 1 180 MPa 提升至 2 130 MPa,但是基体中含 Al 时,界面处择优生长的 TiNCx 针状相会降低复合材料宏观力学性能。Katzman[10]用溶胶凝胶法在碳纤维表面制备了均匀的 $SiO_2$ 涂层,避免了碳纤维因高温氧化而性能受损,改善了体系的润湿性,相较于无涂层的 C/Mg 复合材料抗拉强度提升了 21 MPa,工艺简单成本低,可应用于大规模工业生产。因此本文选择溶胶凝胶法,在碳纤维表面涂覆 MgO、$SiO_2$ 和 $TiO_2$ 3 种金属氧化物涂层,并制备了碳纤维镁基复合材料,研究表面涂覆对碳纤维润湿性以及镁基复合材料组织和性能的影响。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 试验材料

试验材料选取 PAN 基短切碳纤维,规格和性能参数见表 1。基体选取为 99.99%的高纯镁,其成分见表 2。

表1 试验用碳纤维的性能参数
Tab.1 The properties of caber fibers

| 生产厂家 | 型号 | 拉伸强度 /MPa | 拉伸模量 /GPa | 密度 /(×10³ kg/m³) | 伸长率(%) | 单丝直径 /μm | 短切长度 /mm |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 日本东丽 | T700SC | 4 900 | 230 | 1.8 | 2.1 | 7 | 2 |

表 2 高纯镁的成分 $w$(%)
Tab.2 Chemical composition of pure Mg

| Al | Zn | Mn | Si | Fe | Cu | Pb | Mg |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.002 | 0.002 | 0.000 9 | 0.001 | 0.001 2 | 0.000 5 | 0.001 5 | 余量 |

### 1.2 溶胶配备

#### 1.2.1 MgO 溶胶

取一定量的碱式碳酸镁和柠檬酸溶于水中,剧烈搅拌 17 h 水解后可得 MgO 溶胶。MgO 溶胶对温度不敏感,在常温下即可获得。反应物质量比:碱式碳酸($Mg_2(OH)_2CO_3$):柠檬酸($C_6H_8O_7$):水($H_2O$)=9.6:42:80。

#### 1.2.2 $SiO_2$ 溶胶

将一定量的正硅酸乙酯(TEOS)加入无水乙醇($C_2H_5OH$)中,溶液中加入水($H_2O$)和丙三醇($C_3H_8O_3$)后,滴加浓盐酸(63% HCl)直至溶液的 pH=3,搅拌后溶液变得清澈透明,在室温下继续剧烈搅拌 1 h 后,室温下陈化 1 h,可得 $SiO_2$ 溶胶。反应物体积比:TOES:$C_2H_5OH$:$C_3H_8O_3$:$H_2O$=104:92:12:9。

正硅酸乙酯首先发生水解反应,乙氧基被羟基所置换,生成的羟基化学物经缩合及缩聚过程形成 Si-O-Si 后,相互反应成为溶胶。催化剂盐酸能加快水解反应。丙三醇作为干燥控制化学添加剂,控制凝胶形成尺寸均匀的颗粒,避免热处理烧结过程中因内部应力分布不均而开裂[11]。

#### 1.2.3 $TiO_2$ 溶胶

将一定量的钛酸四丁酯($Ti[CH_3(CH_2)_3O]_4$)与无水乙醇($C_2H_5OH$)混合后,置入冰水浴中,在剧烈搅拌下缓慢滴加乙醇+水+冰醋酸的混合溶液,直至溶液 pH=3,在冰水浴中继续搅拌 0.5 h,可得 $TiO_2$ 溶胶。反应物质量比:Ti $[CH_3(CH_2)_3O]_4$:$C_2H_5OH$:($C_2H_5OH$:$H_2O$:$CH_3COOH$)=5:25:25:(25:9:1.5)

### 1.3 碳纤维涂层处理

涂层制备的工艺流程:除胶→酸化→浸渍→干燥→烧结。首先将碳纤维浸泡于丙酮中,超声清洗 30 min 去除表面有机胶。除胶后的碳纤维在 75 ℃水浴下用 20%硝酸氧化处理 2 h,活化碳纤维表面。随后在超声条件下将碳纤维浸渍于 3 种溶胶中,随后取出干燥烧结。

### 1.4 镁基复合材料制备

将涂层碳纤维与粘结剂混合烧结后制得一定强度的预制块,采用挤压浸渗法制备碳纤维增强镁基复合材料。浸渗温度为 700 ℃,浸渗压力为 40 MPa,保压时间为 1 min。

### 1.5 组织结构和性能表征

材料的显微组织表征和物相分析分别采用扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射(XRD)进行。SEM 试样经机械抛光后,在 Phenom-Pro SEM 设备中进行扫描电子显微表征和 EDS 能谱分析。XRD 试样预磨至表面光洁后在 Rigaku Smart Lab X 射线衍射仪中用 CuKα1 以 5°/ min 扫描速度进行 XRD 物相分析。

采用 DSA100 接触角测量仪分析各涂层润湿性,测量液滴为 5 μL 水。使用 Zwick Roell 万能试验

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

机进行拉伸性能测试，拉伸试样标距长度为 18 mm，标距宽度为 3.4 mm，拉伸速度为 1 mm / min，对至少 3 个试样进行测试。

## 2　试验结果及讨论

### 2.1　涂层形貌与结构

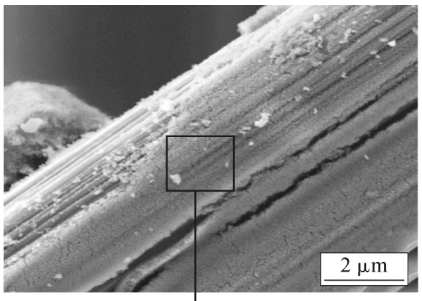
图 1(a)为碳纤维经过 MgO 涂层处理后的微观形貌，可以发现 MgO 涂层不光滑，而是由许多细小的 MgO 颗粒堆叠沉积而成的膜层，结构致密度低，表面粗糙松散。膜层颗粒间结合力较差，部分膜层出现明显的裂纹，在之后的纤维预热和挤压浸渗中，难以有效保护碳纤维，纤维性能降低且易成为浸渗缺陷的诱发处。观察 MgO 涂层碳纤维截面，纤维单丝之间分隔明显，没有粘连现象。MgO 涂层与碳纤维的结合较差，表面有小块涂层掀起脱落，涂层完整性低。但是这种由细小颗粒堆积而成的 MgO 涂层表面粗糙，且与镁化学相容性高，有利于改善涂层与镁基体之间的润湿性。图 1(d)为 MgO 粉末的 X 射线衍射结果，观察到突出而尖锐的 MgO 衍射峰，说明碳纤维表面涂层为晶体 MgO。同时，也能观察到明显的的 $Mg(OH)_2$ 晶体衍射峰，MgO 涂层会在空气中水解生成 $Mg(OH)_2$，降低涂层与碳纤维的结合力，破坏涂层完整性。而 MgO 涂层本身非常粗糙松散的结构，进一步加速了 MgO 涂层的水解。对于涂覆有 MgO 涂层的碳纤维需保存在干燥的环境中，避免 MgO 水解。

图 2(a)为碳纤维经过 $SiO_2$ 涂层处理后的微观形貌，相较于 MgO 涂层，$SiO_2$ 涂层更均匀光亮，$SiO_2$ 涂层完整地包覆住整根纤维，能有效提高碳纤维的抗氧化能力。$SiO_2$ 涂层沿碳纤维轴向连续分布，包覆涂层后的纤维表面仍有特殊的沟壑形貌，涂层有很好的仿形性。极小部分沟壑底部的碳纤维缺少涂层的保护。图 2(d)为 $SiO_2$ 粉末的 X 射线衍射结果，仅在 $2\theta$=23°位置附近出现一个明显的宽化峰，表明该 $SiO_2$ 涂层具有非晶态结构。

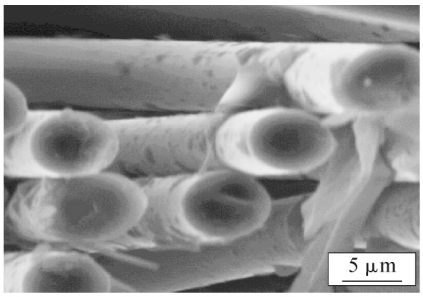
图 3(a)为碳纤维经过 $TiO_2$ 涂层处理后的微观形貌，$TiO_2$ 涂层光滑连续，沿碳纤维径向连续分布，具有良好的仿形性，完整的涂层结构阻挡空间中的氧气与碳纤维的直接接触，减少氧化失重对纤维性能的损伤。相较于 MgO 涂层，$TiO_2$ 涂层没有细小的颗粒，结构致密。相较于 $SiO_2$ 涂层，$TiO_2$ 涂层虽然没有突出的沟壑形貌，但是涂层整体结构更加完整，沟壑底部也能涂覆到 $TiO_2$ 涂层。整体上看，$TiO_2$ 涂层在沿碳纤维轴向上存在小裂纹缺陷，可能是 $TiO_2$ 胶体在高温烧结过程中，胶体失水缩合，收缩现象更剧烈，导致 $TiO_2$ 涂层存在小裂缝。图 3(d)为 $TiO_2$ 粉末的 X 射线衍射结果，$TiO_2$ 特征峰尖锐，涂层晶型为锐钛矿型 $TiO_2$。

### 2.2　涂层润湿性能

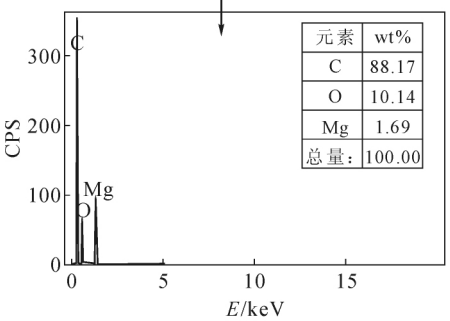
图 4 比较了无涂层、MgO 涂层、$SiO_2$ 涂层和 $TiO_2$ 涂层碳纤维对水的润湿角。未涂层碳纤维与水的润湿角最大，大于 120 ℃，纤维与水不润湿。镁液与水滴类似，与碳纤维不润湿，即使是很大的浸渗压力也无法将镁液完全充型入纤维束间隙中。纤维与



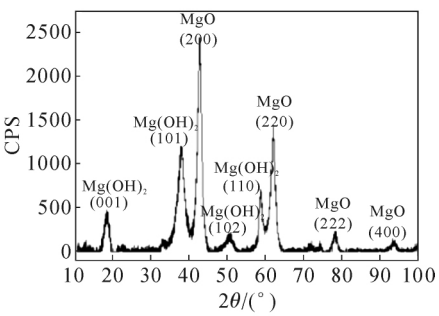

(a)MgO涂层微观形貌




(b)MgO涂层微观形貌




(c)EDS




(d)衍射图谱

图 1 MgO 涂层形貌和 XRD 图谱

Fig.1 SEM images and XRD spectrum of carbon fiber with MgO coating investigated

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

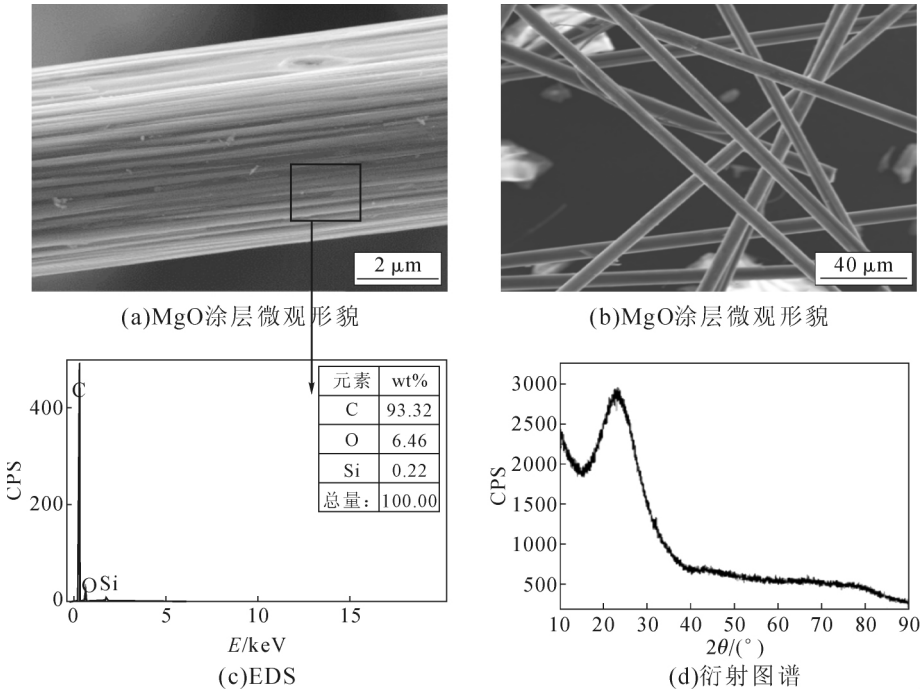



图 2 $SiO_2$ 涂层形貌和 XRD 图谱

Fig.2 SEM images and XRD spectrum of carbon fiber with $SiO_2$ coating investigated

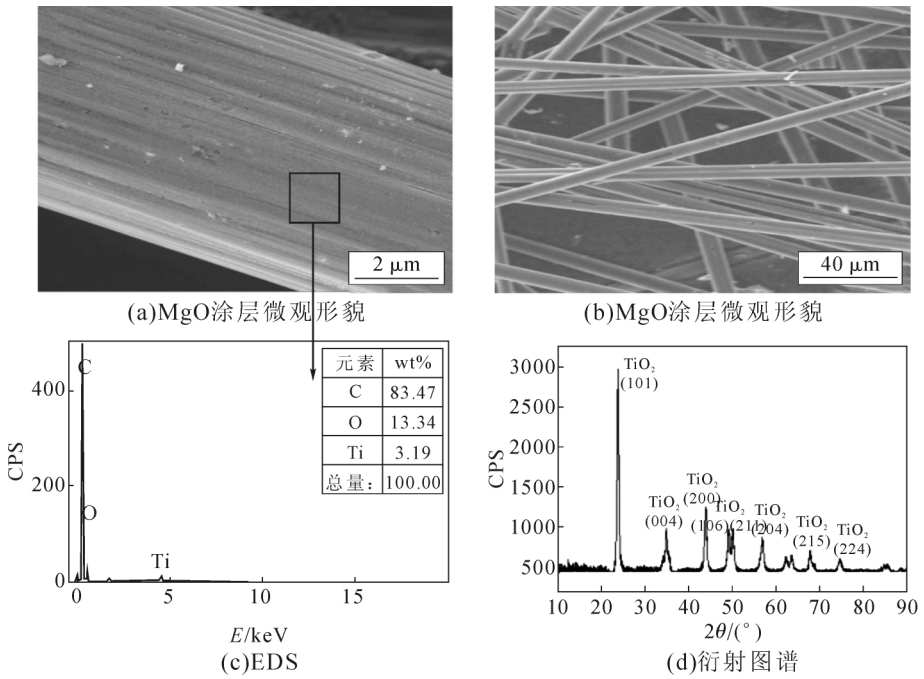



图 3 $TiO_2$ 涂层形貌和 XRD 图谱

Fig.3 SEM images and XRD spectrum of carbon fiber with $TiO_2$ coating investigated

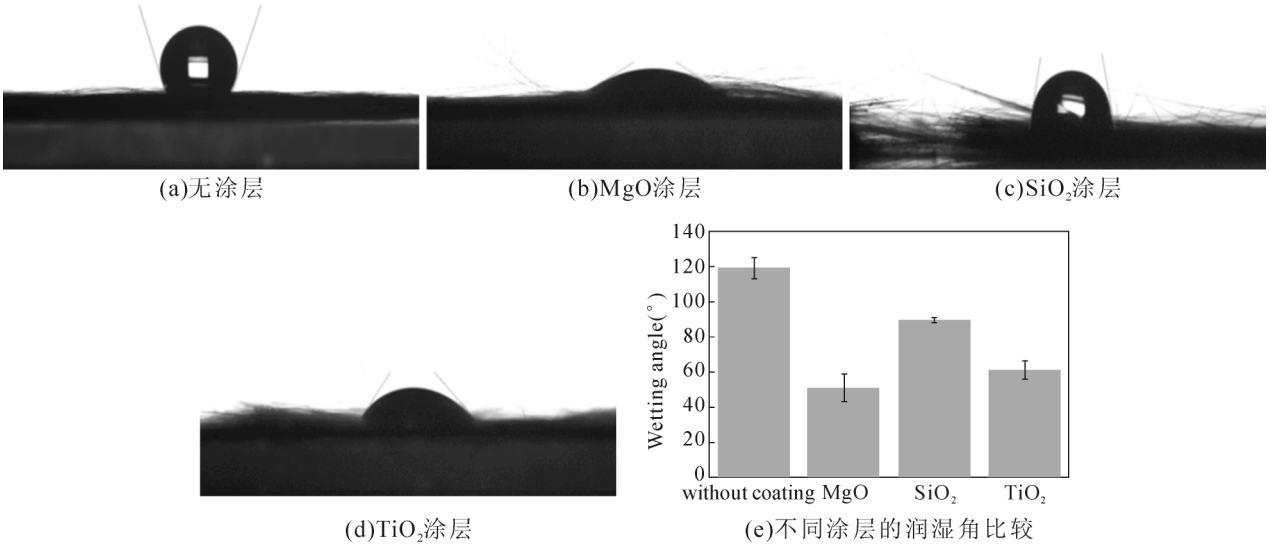
纤维之间的间隙越小浸渗越困难。纤维束间的金属液横向流动进一步挤压减小了束内的间隙，使得充型更加困难，所获得的铸件中会存在大量浸渗缺陷，例如孔洞、裂纹等，铸件力学性能低。

3 种氧化物涂层对改善纤维表面的润湿性均有着积极的作用，与水的润湿角明显降低。3 种涂层中，$SiO_2$ 涂层的润湿角最大，为 89°，MgO 涂层的润湿角最小，为 42°，这 3 种涂层对于水都是润湿的。结合涂层的微观形貌，$TiO_2$ 涂层相较于 $SiO_2$ 涂层结构更加完整光滑，润湿性更好，润湿角为 60°。MgO 涂层的表面形貌非常粗糙，由细小 MgO 颗粒堆垛而成，结构疏松粗糙，使得水能够很容易浸润 MgO 涂层表面。涂层的引入提高了纤维的表面能，降低了其润湿角。对于润湿的表面，在浸渗过程中，金属液能自发浸润纤维与纤维之间的缝隙，大大减少了浸渗压力和浸渗缺陷。

### 2.3 涂层碳纤维增强镁基复合材料

图 5 为 MgO 涂层、$SiO_2$ 涂层和 $TiO_2$ 涂层碳纤

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

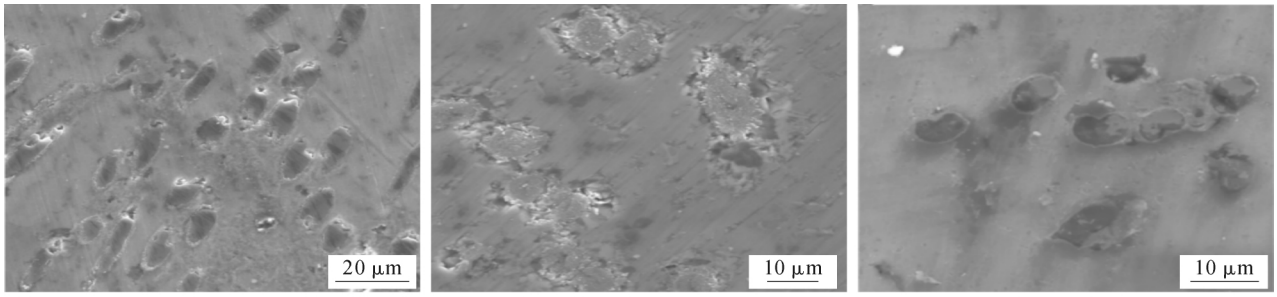



(a)无涂层　(b)MgO涂层　(c)$SiO_2$涂层

(d)$TiO_2$涂层　(e)不同涂层的润湿角比较

图 4 不同涂层碳纤维的润湿性能

Fig.4 Wetting property of carbon fiber with different coatings




(a)MgO涂层　(b)$SiO_2$涂层　(c)$TiO_2$涂层

图 5 不同涂层碳纤维增强镁基复合材料的金相组织

Fig.5 Metallographic structure of C/Mg composites with different carbon fiber coatings

维增强镁基复合材料的显微金相图片。图 6 为这 3 种涂层的元素面扫及线扫结果。通过挤压浸渗制备成复合材料后,3 种涂层碳纤维与基体结合良好,在界面处均没有形成明显的针状界面反应物。从图 5(a)和图 6(d) 元素线扫结果中可以看出 Mg 和 O 元素在界面处含量呈明显阶梯式变化，白色的 MgO 涂层分布在碳纤维周围一圈，界面分界较为清晰。MgO 涂层与基体 Mg 的化学相容性良好,不会发生界面反应。在润湿角测试中,MgO 涂层的润湿角最小,大大提高了碳纤维界面处的润湿性和浸渗质量。但是在部分碳纤维的一侧仍存在明显的浸渗不充分的区域,原因是 MgO 涂层与基体 Mg 没有界面反应存在,界面结合力较差,基体冷却时的体积收缩产生浸渗缺陷。

$SiO_2$ 涂层和 $TiO_2$ 涂层碳纤维与基体结合紧密,没有微孔和微裂纹等缺陷,对于 $SiO_2$ 涂层,碳纤维周围存在明显的黑色界面产物,$SiO_2$ 涂层与基体 Mg 发生界面反应,根据图 6(e)~(h)EDS 元素分析,生成粗大的镁硅相和 MgO,富集在界面处。但是,仍有部分 $SiO_2$ 涂层未消耗完以及界面反应生成的 MgO 分布在碳纤维周围,起到保护碳纤维,阻挡隔离的作用。对于 $TiO_2$ 涂层,也与基体 Mg 发生界面反应,根据图 6(i)~(l)EDS 元素分析,生成 Ti 和 MgO,Ti 和 Mg 在任何相中的溶解度很低且不会反应生成中间相化合物。生成的 Ti 层和 MgO 层形成一层连续很薄的反应界面层,将内部的 $TiO_2$ 涂层与基体镁隔离开,避免持续的界面反应把涂层消耗完[12]。

图 7 为 MgO 涂层、$SiO_2$ 涂层和 $TiO_2$ 涂层碳纤维增强镁基复合材料在铸态下的力学性能对比。MgO 涂层尽管对纤维润湿性的改善效果最佳,但是界面结合较为薄弱，纤维非常容易脱粘且纤维周围存在有明显的浸渗缺陷，碳纤维难以起到增强的作用,故力学性能较差。$SiO_2$ 涂层界面处强烈的界面反应造成纤维难以脱粘，粗大的析出相破坏了界面结构，造成应力集中，复合材料的力学性能较差。

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

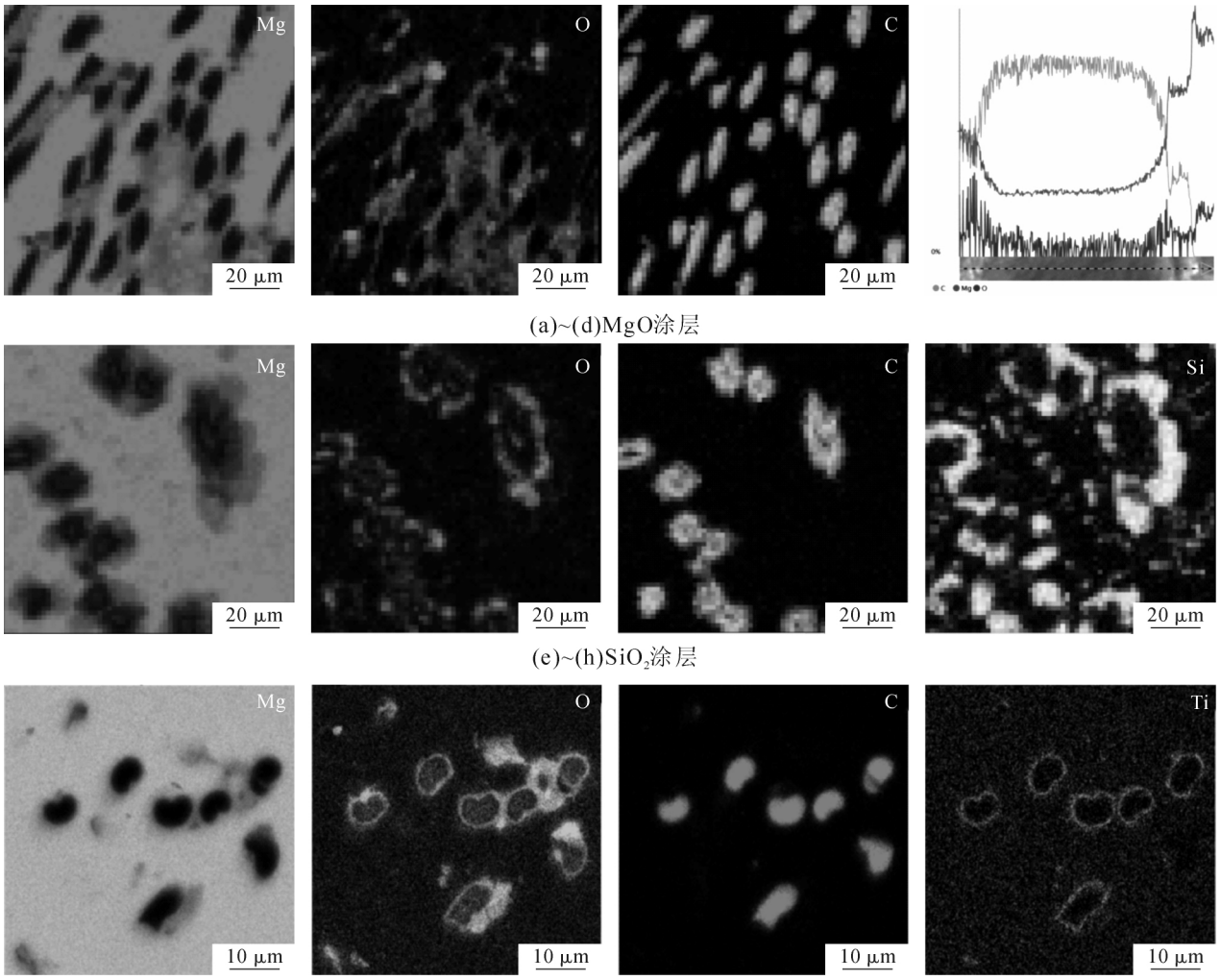



图 6 不同涂层碳纤维增强镁基复合材料的元素面扫及线扫结果

Fig.6 EDS element line-scan and face-scan results of C/Mg composites with different carbon fiber coatings

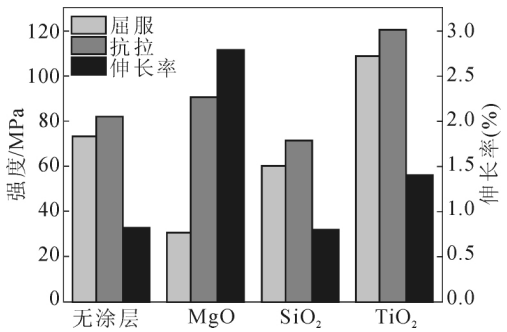



图 7 不同涂层碳纤维增强镁基复合材料在铸态下的力学性能对比

Fig.7 Comparison of mechanical properties of carbon fiber reinforced magnesium matrix composites with different coatings in as-cast state

$TiO_2$ 涂层碳纤维周围的浸渗缺陷最少，润湿性提高的同时涂层与基体之间的界面反应能够有效改善界面的结合，界面处平整光洁，复合材料整体的力学性能最高，复合材料在铸态下的屈服强度能达到 109 MPa，相较于无涂层碳纤维的复合材料强度提升 46.3%。

## 3 结论

(1)采用溶胶凝胶法在碳纤维表面上涂覆了连续均匀的 MgO、$SiO_2$ 和 $TiO_2$ 涂层。MgO 涂层由细小的 MgO 颗粒堆叠而成，结构疏松。$SiO_2$ 和 $TiO_2$ 涂层结构完整致密，有良好的仿形性，涂层阻挡空间中的氧气与碳纤维直接接触，减少氧化失重对纤维性能的损伤。

(2)MgO、$SiO_2$ 和 $TiO_2$ 涂层都能够改善纤维对镁液的润湿性。其中，MgO 涂层因其粗糙疏松的表面形貌，润湿性最好，润湿角仅为 42°。

(3)在 3 种不同涂层碳纤维增强的镁基复合材料中，虽然 MgO 涂层与基体镁润湿角最小，但是由于其界面处微孔等缺陷的存在，力学性能较差。$SiO_2$、$TiO_2$ 涂层均会与基体镁发生较轻微的界面反应，有利于界面结合强度的提升，其中 $TiO_2$ 涂层碳纤维增强镁基复合材料的界面平整光洁，力学性能

(下转第 84 页)

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

直径大约为 0.1~0.2 μm 球状微晶和花状沉积物。EDS 点扫描结果显示,球状微晶与铜元素有强烈的相关性，可以肯定球状微晶是 Fe-Si-B 复合非晶微粉中非晶铁和晶态的铁还原出的铜产物。EDS 面扫描结果显示,花状结构区域富集着大量的硫元素和氧元素,猜测花状结构很可能是溶液中的硫酸根离子被吸附到微粉表面形成的某种物质。如图 4(b)所示，反应进行 60 min,Fe-Si-B 非晶复合微粉表面表面已经被产物层均匀的覆盖，但该产物层极不稳定，可以清楚的看到其已经开始破裂并成片揭起,露出新鲜的基体表面。如图 4(c)、图(d)所示,为了与 Fe-Si-B 复合非晶非晶微粉表面微观形貌形成对比,在相同的反应时间点对 300 目铁粉的表面进行观察。在反应 15 min 时,铁粉表面生成与 Fe-Si-B 非晶复合微粉表面(图 4(a))类似大小的球状微晶和花状沉积物,EDS 检测结果可以确定球状微晶仍是 Cu(Ⅱ)的还原产物。可以发现铁粉表面的微晶密度要远比 Fe-Si-B 复合非晶微粉表面的小，这也再次印证 Fe-Si-B 复合非晶合金具有比晶态铁更高的反应活性。随着反应持续进行到 60 min(图 4(d)),铁粉表面已被产物层紧密覆盖，发现铁粉表面生成无数细小的晶粒紧密的堆积在一起,晶粒之间似乎被絮状物质黏连并且颗粒之间聚集在一起[8]。

## 3 结论

(1)Fe-Si-B 非晶复合微粉反应速率系数 $k_{obs}$ 为 0.236 $min^{-1}$,300 目铁粉的反应速率系数为 0.087 $min^{-1}$,去除速率远远高于铁粉,并且去除过程符合伪一级动力学模型。

(2)反应过程中,Fe-Si-B 复合非晶合金微粉表面会形成一层非致密且容易脱落的氧化层，使得内层的零价铁能继续参与反应。

(3)Fe-Si-B 复合非晶合金微粉去除 Cu(Ⅱ)主要基于氧化还原反应,还原产物为 Cu 和 $Cu_2O$。

**参考文献：**

[1] None. Biology of freshwater pollution: By C. F. Mason. Longman, Harlow. 1982. [J]. Environmental Pollution, 1982, 29(2):165.

[2] Olomukoro J O, Ezemonye L I N. Assessment of the macro-invertebrate fauna of rivers in southern Nigeria [J]. Zoologica Africana, 2007, 42(1):1-11.

[3] 李金祺. Fe-Si-B 非晶合金去除水中 Cu(II)和 Ni(II)的性能研究[D]. 兰州:兰州理工大学,2019.

[4] Zhang C, Wu Y, Liu L. Robust hydrophobic Fe-based amorphous-coating by thermal spraying[J]. Applied Physics Letters, 2012, 101(12):44.

[5] Wang W H . Bulk Metallic Glasses with Functional Physical Properties[J]. Advanced Materials, 2010, 21(45):4524-4544.

[6] Zhang C Q, Zhu Z W, Zhang H F, et al. On the decolorization property of Fe-Mo-Si-B alloys with different structures [J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2012, 358(1):61-64.

[7] Yue C, Jiao C, Fan W. Synthesis and characterization of coated zero-valent iron nanoparticles and their application for the removal

[8] 杜进英,张香云,李世霞,等. Fe-Si-B 非晶合金薄带对水中 Cu(II)的去除性能及机理研究[J]. 铸造技术,2020,41(2):111-114.

(上接第 74 页)

最佳,铸态的屈服强度达到 109 MPa,相较于无涂层碳纤维的复合材料强度提升 46.3%。

**参考文献：**

[1] 欧阳海波,齐乐华,李贺军. 液态浸渗法制备碳纤维增强镁基复合材料研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金,2008,000(0S1):67-73.

[2] Dibenedetto A T . Tailoring of interfaces in glass fiber reinforced polymer composites: A review [J]. Materials ence & Engineering A, 2001, 302(1):74-82.

[3] 王耀先. 复合材料结构设计. 北京：化学工业出版社, 2001:79-83.

[4] 田君,李文芳,韩利发,等. 镁基复合材料的研究现状及发展[J]. 材料导报,2009,23(17):71-74.

[5] 谭娟，马南钢. 镁基复合材料的制备方法研究 [J]. 材料导报,2006,20(F11):261-264.

[6] 刘贯军,李文芳,杜军. 铝、镁基复合材料的润湿性探究[J]. 铸造,2006(9):911-915.

[7] Viala J C, Fortier P, Claveyrolas G, et al. Effect of magnesium on the composition, microstructure and mechanical properties of carbon fibres[J]. Journal of Materials ence, 1991, 26(18):4977-4984.

[8] 任富忠. 短碳纤维增强镁基复合材料的制备及其性能的研究[D]. 重庆:重庆大学, 2011.

[9] Popovska N , Gerhard H , Wurm D . Chemical vapor deposition of titanium nitride on carbon fibres as a protective layer in metal matrix composites[J]. Materials & Design, 1997, 18(4/6):239-242.

[10] Katzman H A . Fibre coatings for the fabrication of graphite-reinforced magnesium composites[J]. Journal of Materials ence, 1987, 22(1):144-148.

[11] 赵慧锋,夏存娟,马乃恒,等. 涂层碳纤维增强镁基复合材料[J]. 热加工工艺,2007,036(12):37-39.

[12] 夏存娟. 涂层碳纤维镁基复合材料的界面控制[D]. 上海:上海交通大学,2013.

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net