

文章编号: 1671-6833(2021)05-0100-06

基体碳种类对 C/Cu 复合材料界面浸润行为的影响

朱 强¹, 张东生², 范宇恒¹, 张 静¹, 赵红亮¹

(1. 郑州大学 材料科学与工程学院, 河南 郑州 450001; 2. 巩义市泛锐熠辉复合材料有限公司, 河南 巩义 451200)

摘 要: 采用真空反应浸渗法, 分别以碳纤维/树脂碳(C/C)、碳纤维(C_f)、高纯石墨(Graphite)以及玻璃碳(GC)为基体碳制备了C/Cu复合材料。利用OM、XRD、SEM、EDX等检测分析方法研究了不同的基体碳种类对C/Cu复合材料浸润行为以及界面层组织形貌的影响。结果表明: C_f 和C/C与Cu-Ti合金基体润湿性较好, 接触角分别为 56.26° 和 40.12° , 而Graphite和GC与Cu-Ti合金基体不润湿, 接触角均大于 90° 。Cu-Ti合金与 C_f 、C/C良好的润湿性源于熔渗过程中C原子在 Ti_xCu_y 相中反应扩散所生成的TiC界面层能够较好地与C相和Cu润湿, 从而有效改善了C/Cu界面润湿性和界面结合状态, 其中, 基体碳为 C_f 时所生成的TiC界面层厚度最大, 且致密均匀。综合考虑基体碳与Cu-Ti合金的润湿行为及界面层组织, 4种碳基体制备铜复合材料时的优劣顺序为 C_f 、C/C、Graphite、GC。

关键词: 基体碳; 反应浸渗; 界面层; 浸渗机制; 复合材料

中图分类号: TG161

文献标志码: A

doi: 10.13705/j.issn.1671-6833.2021.05.013

0 引言

C/Cu复合材料作为一种功能材料, 在具有高强度以及良好的导电、导热性能的同时, 还具有良好的耐电弧烧蚀、抗熔焊性能和抗热震性能。近年来在滑动导电材料、电子封装材料、电接触材料、轨道电磁发射系统、集成电路散热板及耐磨器件等领域具有广泛的应用前景^[1-4]。

然而, Cu与C的溶解度有限, 互溶性较低, 自润湿性差, 且不能形成中间化合物, 导致C相与Cu相多为物理结合, 因此两者很难形成良好的界面结合^[5], 给碳铜复合材料的制备带来困扰。目前促进碳铜相形成良好界面结合的方法主要有两种: 铜基体合金化和碳增强相表面改性, 但关于改变碳基体从而改善C/Cu界面结合性能的研究相对较少。虽然现有关于碳纤维、碳毡、石墨、碳碳复合材料增强铜基复合材料已有大量报道^[6-8], 但研究主要集中在C/Cu复合材料制备方法与性能方面, 关于不同碳基体对C/Cu界面行为影响的系统及理论研究还有待进一步完善。为了进一步改善C/Cu界面的结合性能, 提升C/Cu复合材

料的综合性能, 本文选用碳纤维/树脂碳(C/C)、碳纤维(C_f)、高纯石墨(Graphite)以及玻璃碳(GC)4种不同碳基体与Cu-10%Ti(质量分数为10%, 下同)浸渗剂通过真空反应浸渗工艺制备C/Cu复合材料, 从不同碳基体对C/Cu界面润湿行为影响出发, 结合C/Cu界面微观组织的表征, 探究不同碳基体对C/Cu界面的影响。通过此研究, 可为制备更高性能C/Cu滑动导电材料提供选材指导。

1 实验方案

1.1 实验材料

本实验采用4种基体碳分别为: 高纯石墨(纯度约为99.9%, 质量分数, 下同), 玻璃碳(德国HTW), 单向聚丙烯腈碳纤维, 碳纤维/树脂碳复合材料。其中碳纤维/树脂碳复合材料是以密度为 $0.45\sim 0.55\text{ g/cm}^3$ 的聚丙烯腈碳纤维针刺整体毡为预制体, 用酚醛树脂浸渍/碳化(I/C)的方法制备 1.5 g/cm^3 的C/C复合坯体。为了方便研究不同基体碳与Cu-Ti合金基体自发润湿性及C/Cu界面层微观组织, 实验前先将每个基体碳坯

收稿日期: 2020-11-01; 修订日期: 2020-12-19

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51801186); 河南省青年人才托举工程项目(2020HYTP019); 中国博士后科学基金资助项目(2018M642776)

通信作者: 赵红亮(1972—), 男, 河南周口人, 郑州大学教授, 博士, 主要从事金属材料及加工技术研究, E-mail: zhhlwkr@zzu.edu.cn。

体的 X 和 Y 方向上各钻出 2 个直径为 1 mm 的通孔。

1.2 浸渗剂制备

实验用原始粉末为 Cu 粉(纯度 99.9%(质量分数),平均粒度为 50~75 μm),Ti 粉(纯度为 99.9%(质量分数),平均粒度为 5~10 μm),C 粉(纯度 99.9%(质量分数),平均粒度为 70~100 μm)。将铜钛合金粉末按照 9:1 的质量比充分混合均匀后,放入直径为 20 mm 的压片模具中,采用 YLJ-15T 微型压力机单轴加压 20 MPa,保压 5 min 制得圆柱体合金浸渗剂(直径约 20 mm,长度 15 mm \pm 1 mm)。制备示意图如图 1 所示。



图 1 浸渗剂试样制备示意图

Figure 1 Schematic diagram of preparation of infiltrant

1.3 浸渗实验

浸渗前先将铜钛合金浸渗块置于氧化铝坩埚底部,将基体碳置于 Cu-Ti 浸渗剂合金锭上面,然后将坩埚置于实验用的真空管式烧结炉中,通过高温使得 Cu-Ti 合金熔化后浸渗碳基体中制备 C/Cu 复合材料。浸渗温度为 1 150 $^{\circ}\text{C}$,保温时间 3 h,冷却方式为随炉冷却。

1.4 相分析及微观组织观察

分别用金相显微镜(OM)观察并测量固液界面接触角;X 射线衍射(XRD)观察 C/Cu 复合材料物相成分;扫描电子显微镜(SEM)、能谱仪(EDS)等分析手段对 C/Cu 复合材料界面层显微结构及元素分布进行观察及检测。

2 分析与讨论

2.1 基体碳对界面润湿的影响

为了更直观地研究 Cu-Ti 金属液在不同基体碳中毛细管体系的润湿行为,在不同基体碳坯体上钻取直径 1 mm 的通孔。图 2 为固-液界面接触角示意图,接触角 θ 即为气-液界面通过液体与固-液界面所夹的角。

利用金相显微镜多次测量不同基体碳与 Cu-Ti 合金基体界面的接触角,结果如图 3 所示。可以看出, C_r 与 Cu-Ti 合金基体固液界面形成接触角为 40.12 $^{\circ}$,基体碳为 C/C 的固液界面接触角为 56.26 $^{\circ}$,均小于 90 $^{\circ}$,但是 Graphite 和 GC 的固液界面接触角则大于 90 $^{\circ}$ 。根据 Young 方程^[9]以及热

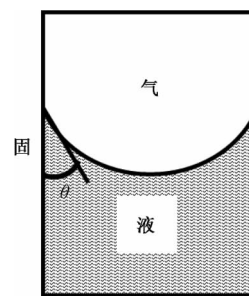


图 2 固-液界面接触角示意图

Figure 2 Schematic diagram of solid-liquid interface contact angle

力学方法可知:当 Cu-Ti 合金浸渗剂一定时,接触角 $\theta \leq 90^{\circ}$,则润湿过程可以自发进行;反之,当 $\theta > 90^{\circ}$ 时,固液界面不发生润湿。因此,在 4 种基体碳中, C/C 和 C_r 与 Cu-Ti 合金的润湿性较好,而 Graphite 和 GC 与 Cu-Ti 合金不润湿。

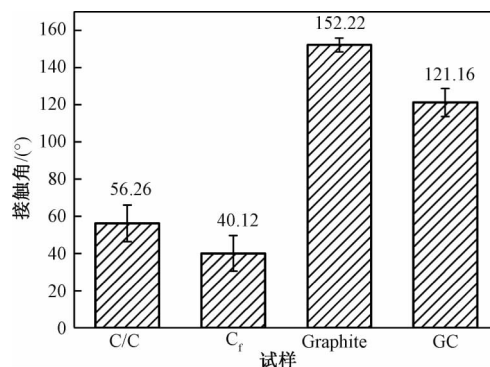


图 3 不同基体碳与 Cu-Ti 合金界面接触角

Figure 3 Interface contact angle of different matrix carbon and Cu-Ti alloy

图 4 为不同基体碳与 Cu-Ti 合金基体的微观形貌 SEM 图。从图中可以看出,基体碳 C/C 和 C_r 与 Cu-Ti 合金基体的润湿性较好,固-液界面前沿呈

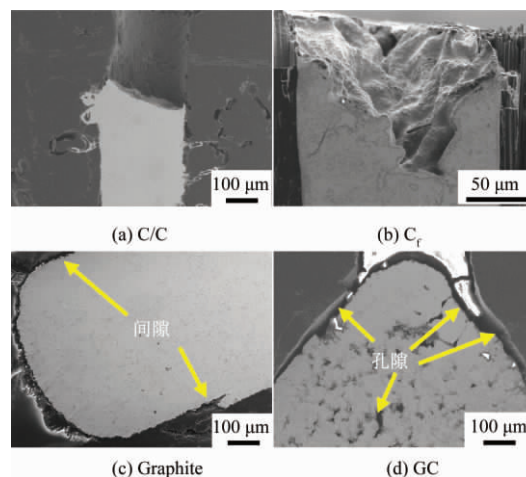


图 4 不同基体碳与 Cu-Ti 合金基体微观形貌 SEM
Figure 4 SEM microstructures of different matrix carbon and Cu-Ti alloy matrix

弯月面向下,接触面结合致密,未见明显的裂纹及孔隙。而 Graphite 和 GC 与 Cu-Ti 合金基体界面前沿弯月面向上,表明 Graphite 和 GC 与 Cu-Ti 合金基体润湿性较差,界面处存在明显的空隙。其中基体碳为 GC 的 Cu-Ti 合金基体内部缺陷较大,空隙也相对较多,这是由于 GC 结构致密、孔隙率小,浸渗时 Cu-Ti 合金溶液中夹杂的气体无法通过基体碳向外渗透,不能及时排出。因此与 Graphite 相比,GC 与 Cu-Ti 合金的润湿性更差。

2.2 不同基体碳界面层微观形貌及成分分析

图 5 所示为利用不同基体碳所制备的 C/Cu 复合材料 X 射线衍射图谱。从图 5 可以看出,当基体碳为 C/C、C_f、GC 时,所得到的 C/Cu 复合材料中主要物相为 C 相、Cu 相以及 TiC 相;当基体碳为 Graphite 时, C/Cu 复合材料的物相主要为 Graphite-2H 相和 Cu 相。尽管基体碳为 C/C、C_f 和 GC 的 C/Cu 复合材料都形成了 TiC 相,但是 C/C 和 C_f 的 TiC 相衍射峰强度较明显,GC 的 TiC 相衍射峰强度较弱,这说明玻璃碳与 Cu-Ti 合金反应时形成的 TiC 相含量较少;而当基体碳为 Graphite 时,却没有检测到 TiC 衍射峰,这说明石墨与 Cu-Ti 合金反应时形成的 TiC 相尺寸较小,含量过少或者没有生成 TiC 相,无法产生明显的衍射。结合前面的接触角分析可以推测, C/Cu 复合材料制备过程中所形成的 TiC 相对 C/Cu 界面润湿行为起着决定性作用。

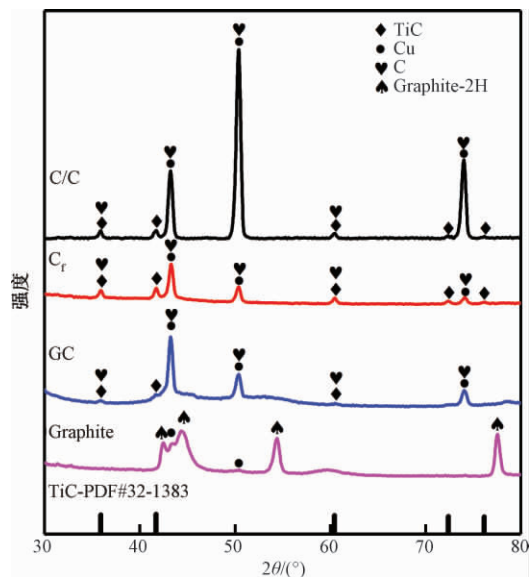


图 5 不同基体碳制备 C/Cu 复合材料 XRD 衍射图谱

Figure 5 XRD diffraction patterns of different matrix carbon C/Cu composites

为了更加直观地观察 4 种基体碳与 Cu-Ti 合金的界面层以及其元素分布情况,分别做了 SEM

和 EDS 线扫描分析,结果如图 6 所示。其中黑色区域为 C 相,白色区域为 Cu 相,中间少量灰色部分为不同基体碳与 Cu-Ti 合金形成的界面层。图 6(e)~6(h) 分别对应图 6(a)~6(d) 中 EDS 线扫描元素分布图,从图 6 中可以看出,在从 C 相向 Cu 相过渡过程中, C 元素峰强逐渐降低, Cu 元素峰强逐渐增强,而 Ti 元素的峰强呈先升高后降低的趋势,灰色区域所含元素主要为 Ti 和 C 元素,结合图 5 的 XRD 衍射图谱可知,不同基体碳与 Cu-Ti 合金形成的 C/Cu 复合材料中除了存在 C 相、Cu 相,还产生了新的 TiC 相,因此可推断灰色界面层即为浸渗过程中 C 和 Ti 反应生成的 TiC 相。在图 6(a) 中, C/C 与 Cu-Ti 合金形成的界面层近 Cu 侧存在游离态的 TiC,且在 Cu-Ti 合金基体中发现即使单独的碳颗粒外围也形成了灰色界面层,这表明 C/C 中的 C 原子容易扩散进入 Cu-Ti 合金基体中,且与之形成良好的界面结合。C_f 与 Cu-Ti 合金形成的 TiC 界面层更加致密, TiC 界面层沿着碳纤维均匀分布,界面结合处未见有明显缺陷。Graphite 与 Cu-Ti 合金形成的 TiC 界面层较薄,且在 Graphite 与 TiC 界面层结合处存在间隙,界面结合较弱,这说明石墨基体中 C 原子的扩散能力较弱,浸渗过程中存在少量的 TiC 聚集在石墨界面,难以形成紧密的 C/Cu 界面结合状态。而且在 Cu-Ti 合金中存在较少的 TiC 团聚物,进一步说明 Graphite 基体难以扩散出大量 C 原子进入 Cu-Ti 合金中,无法形成 TiC。GC 与 Cu-Ti 合金基体的界面未见明显的连续 TiC 界面层,仅存在游离的 TiC 颗粒聚集,而且在界面结合处发现明显的孔隙。结合 SEM 观测与 EDS 分析可知,以 Graphite、GC 为碳基体的 C/Cu 复合材料界面处 TiC 分布较少且稀松,这与 XRD 中未在这两种复合材料界面中发现明显的 TiC 衍射峰的结果相吻合。

图 6(e)~6(h) 中界面层定义为在基体碳与 Cu 基体之间 C、Ti 两种元素同时存在的区域。从 4 种基体碳界面向 Cu-Ti 合金基体方向的 EDS 线扫描元素分布可知,在靠近 C/Cu 界面处, C 元素含量均显著降低,同时 Ti 元素含量逐渐升高,而 Cu 元素含量上升趋势明显滞后于 Ti 元素。这说明在基体碳界面处存在 C 和 Ti 反应扩散层,且存在交叉扩散现象。Cu 元素的滞后现象进一步说明了 Cu 与基体碳既不发生化学反应,也不润湿。基体碳为 C_f 的界面处 Ti 元素在达到峰值后迅速降低,与 C 元素几乎同时消失,这说明碳纤维界

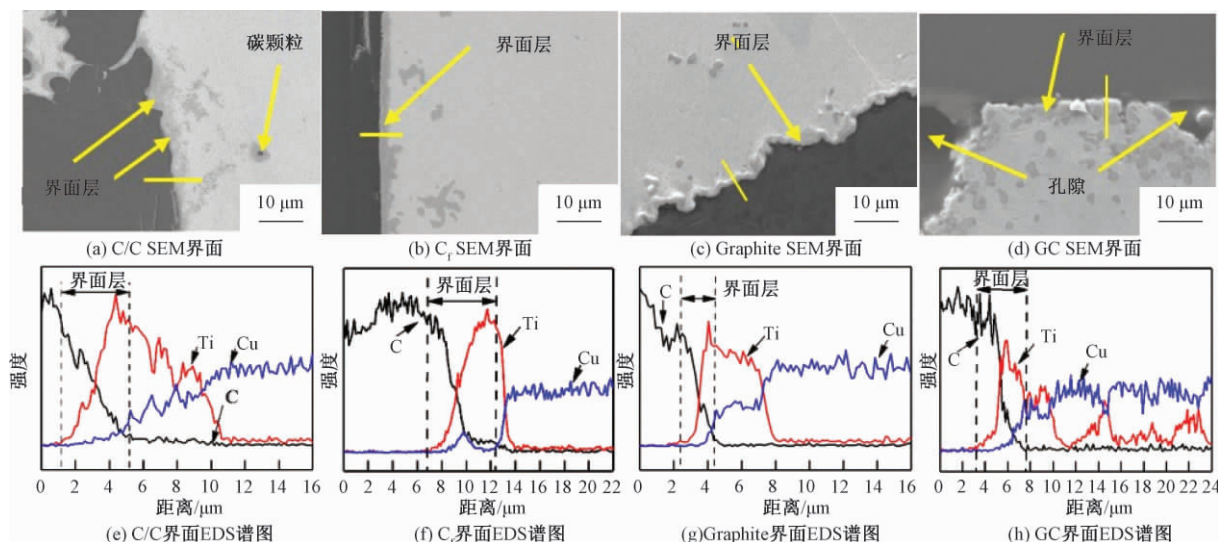


图6 不同基体碳与 Cu-Ti 合金的界面层 SEM 和 EDS 线扫描

Figure 6 SEM and EDS line scans of the interface layer of different matrix carbon and Cu-Ti alloy

面处的 Ti 元素全部反应生成 TiC, 而且 C 元素扩散距离最大。基体碳为 Graphite 和 GC 的界面处 C 元素消失后仍有部分 Ti 元素存在, 且界面层宽度明显小于 C_f 基体的界面层。这说明基体碳为 Graphite 和 GC 中的 C 原子扩散能力较弱, 扩散距离有限, 且不能扩散出足量的 C 原子进入 Cu-Ti 合金基体中参与反应形成 TiC。

结合上述实验结果分析和 Ti-Cu 相图以及文献 [10-12] 的研究, 提出了 C/Cu 复合材料毛细管体系界面层微观结构形成机制, 如图 7 所示。图 7(a) 所示为基体碳与 Cu-10%Ti 合金锭的初始状

态。在加热温度逐渐升高至 886 °C 时, Cu-Ti 合金锭中 Cu、Ti 粉末颗粒发生缓慢的固态扩散反应^[11], 形成少量的 Ti_xCu_y 相 (图 7(b))。随着温度继续升高, 一旦达到 Cu-Ti 合金共晶点约 930 °C 时, Cu-Ti 合金锭迅速熔化形成 Cu-Ti 液相 (图 7(c))。其中存在大量 Ti_xCu_y 相, 由于碳和铜几乎不润湿, 因此二元 Cu-Ti 液相在毛细管力及真空负压的驱动下沿着基体碳孔隙不断上升。同时基体碳界面的 C 原子不断向 Cu-Ti 合金溶液中扩散形成 C-Ti-Cu 三元液相合金体系 (图 7(d))。根据 Liang 等^[11] 的研究可知, TiC 相是 C-Ti-Cu 体系

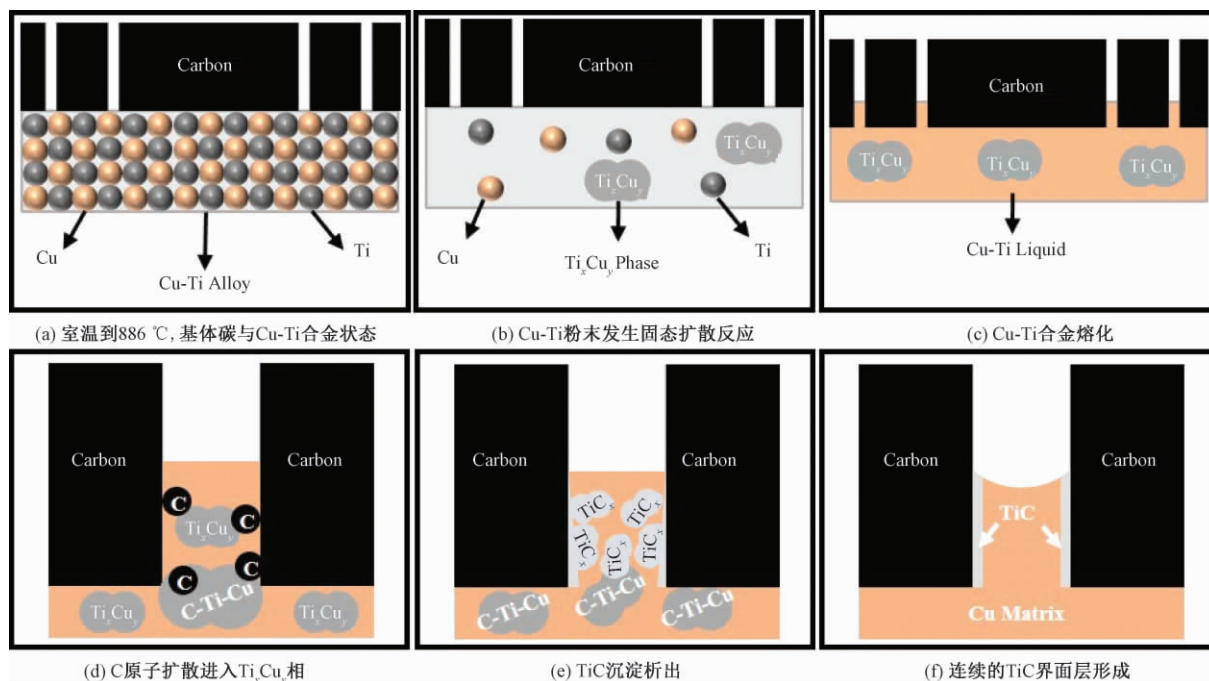


图7 C/Cu 复合材料界面层形成机制示意图

Figure 7 Schematic diagram of C/Cu composites interface layer formation mechanism

中最稳定的物相。因此随着 C 原子溶解进入 Ti_xCu_y 相不断发生扩散反应形成 TiC, Ti_xCu_y 固溶体中的 Cu 被置换出来。由热力学及反应扩散机制可知,当 C-Ti-Cu 体系中 TiC 浓度饱和时,便沉淀析出新相 TiC,这种非化学计量比的 $TiC_{0.49 \sim 1.00}$ 与铜合金产生润湿^[13],有效改善了 Cu-Ti 合金溶液的浸渗能力,但相比于 Cu 元素,Ti 元素与 C 元素的亲和力更大,所以不断析出的 TiC 相逐渐向基体碳界面上沉淀。当靠近基体碳一侧 Ti_xCu_y 相中的 Ti 不断被 C 消耗,高浓度梯度的 Ti_xCu_y 会不断向基体碳一侧扩散,从而促进了 TiC 向基体碳一侧推移(图 7(e))。随着反应扩散持续进行,最终 TiC 相不断沉淀聚集在基体碳界面处,形成了连续的 TiC 界面层(图 7(f))。综上所述,浸渗过程中的润湿行为主要是 C 原子通过反应扩散进入 Ti_xCu_y 相形成了 TiC 新相,改善了基体碳界面与 Cu 基体的润湿性,大大降低了 C/Cu 界面的接触角,促进了 Cu-Ti 合金溶液的浸渗,有效连接了基体碳和铜基体,强化了界面结合状态。

2.3 界面润湿行为综合分析

通过扫描电镜测量 4 种基体碳与 Cu-Ti 合金基体的界面层厚度、接触角及界面层厚度如表 1 所示。可以看出, C_f 和 C/C 与 Cu-Ti 合金形成的界面层厚度相对较大,分别为 5.21 μm 和 4.28 μm ,而 Graphite 和 GC 界面层厚度仅为 2.16 μm 和 2.83 μm 。由上述结果分析可知:TiC 界面层形成主要受 C 原子扩散能力影响,而 C 原子的扩散能力主要与基体碳的微观结构有关,本文采用的 PAN 基碳纤维表面存在无定形碳和少量乱层石墨结构碳^[14],C/C 基体中的树脂碳是酚醛树脂在 950 $^{\circ}C$ 碳化形成的,石墨化程度较低,属于无定形碳,高温下结构不稳定,C 原子容易扩散。此外碳纤维为圆柱状,在扩散反应过程中与 Cu-Ti 合金的接触面积更多,同时碳纤维表层的无定形碳在高温下扩散能力强。然而由于酚醛树脂高温裂解不彻底,在高温浸渗过程中,扩散进入 Cu-Ti 合金中的 C 原子夹杂有其他杂质原子,阻碍了 C 原子充分反应形成 TiC 相。因此 C/C 基体界面层厚度略低于 C_f 基体。

Graphite 和 GC 基体与 Cu-Ti 合金基体不润湿,界面层厚度较低,主要由于 Graphite 为六边形片层结构,主要为 sp^2 杂化态碳原子,能自由扩散的 C 原子有限,因而界面层厚度较小。此外 Graphite 界面粗糙,更易于形成 TiC 沉淀附着,因此能够形成连续的界面层。GC 结构主要为类富

勒烯结构^[15],微观结构比较稳定而表现出化学惰性,高温下 C 原子不易扩散。而 GC 结构除了存在石墨微晶的 sp^2 杂化态碳原子,还存在 sp^3 杂化态碳原子,高温下继续转变为 sp^2 杂化态碳原子^[16],因此相比 Graphite 基体存在更多的失稳碳原子扩散进入 Cu-Ti 合金中反应形成 TiC,但由于 GC 界面光滑,TiC 颗粒难以沉淀附着,游离存在于玻璃碳界面,导致界面层不致密,厚度增加。

因此 C_f 与 Cu-Ti 合金基体的接触角最小,界面层厚度最大,组织结构更均匀致密;C/C 界面接触角小于 90° ,界面层厚度较厚,但组织结构不够致密;而 Graphite 和 GC 与 Cu-Ti 合金基体接触角大于 90° ,界面层厚度较低,且界面层组织结构缺陷较多,界面结合较弱。因此综合评价 4 种基体碳与 Cu-Ti 合金的润湿行为和界面组织结构的优劣顺序为 C_f 、C/C、Graphite、GC。

表 1 不同基体碳与 Cu-Ti 合金基体的
接触角及界面层厚度

Table 1 Interface contact angle and interface layer thickness of different matrix carbon and Cu-Ti alloy

| 基体碳种类 | 接触角/($^{\circ}$) | 界面层厚度/ μm |
|----------|--------------------|----------------|
| C/C | 56.26 | 4.28 |
| C_f | 40.12 | 5.21 |
| Graphite | 152.22 | 2.16 |
| GC | 121.16 | 2.83 |

3 结论

(1) 采用 4 种基体碳制备的 C/Cu 复合材料中,C/C 和 C_f 与 Cu-Ti 合金的润湿性良好,接触角分别为 56.26 $^{\circ}$ 和 40.12 $^{\circ}$; Graphite 和 GC 与 Cu-Ti 合金不发生润湿,接触角均大于 90° 。

(2) C/Cu 复合材料主要由 C、Cu 和 TiC 相组成,且 C/Cu 界面层主要为 TiC 相。 C_f 的界面层较致密均匀,且厚度最大,约 5.21 μm ; C/C 界面 C 原子扩散范围广,界面层游离 TiC 相较多,厚度约 4.28 μm ;而 Graphite 和 GC 界面存在明显间隙和孔隙,界面层厚度较小。综合评价 4 种基体碳与 Cu-Ti 合金的润湿行为及界面层组织的优劣顺序为 C_f 、C/C、Graphite、GC。

(3) C/Cu 复合材料毛细管体系界面层形成机制是由于 C 原子通过反应扩散进入 Ti_xCu_y 相形成了 TiC 新相,且 TiC 相与 C 相和 Cu 相能够完全润湿,大量的 TiC 相沉淀在基体碳上形成连续的界面层,从而有效改善了 C/Cu 界面润湿性和界面结合状态。

参考文献:

- [1] 王海涛, 文攀龙, 梁磊, 等. 润湿性对 $\text{AgSnO}_2\text{TiO}_2$ 触头材料性能的影响 [J]. 电子元件与材料, 2016, 35(7): 80–83.
- [2] ZHANG H, LUO L, YANG K, et al. Improved multi-scale wavelet in pantograph slide edge detection [J]. Optik-international journal for light and electron optics, 2014, 125(19): 5681–5683.
- [3] ZHOU W Y, RAN L P, PENG K, et al. Effect of carbon/carbon preform density on the microstructure and properties of Mo_2C interlayer-modified carbon/carbon-copper composites for sliding contact materials [J]. Advanced engineering materials, 2016, 18(2): 277–283.
- [4] LIU X R, LIU Y B, SUN Y, et al. Fabrication of C/Cu composites by mechanical activation and spark plasma sintering [J]. Advanced materials research, 2012, 499: 223–226.
- [5] RAN X, LIU R H, ZHANG D D. Research on carbon fiber reinforced C/Cu composites [J]. Advanced materials research, 2012, 472–475: 843–846.
- [6] NOWELL M M. Ion beam preparation of passivated copper integrated circuit structures for electron backscatter diffraction/orientation imaging microscopy analysis [J]. Journal of electronic materials, 2002, 31(1): 23–32.
- [7] 代坤, 孔威威, 展鹏飞, 等. 石墨烯/TPU/PDMS 导电复合材料的拉伸敏感性能研究 [J]. 郑州大学学报 (工学版), 2019, 40(2): 75–79.
- [8] LI H J, WANG Y, FU Q G. Ablation resistance of carbides-coated C/C composites [J]. Surface engineering, 2017, 33(11): 1–7.
- [9] SEVENO D, BLAKE T D, DE CONINCK J. Young's equation at the nanoscale [J]. Physical review letters, 2013, 111(9): 096101.
- [10] OKAMOTO H. Cu-Ti (copper-titanium) [J]. Journal of phase equilibria, 2002, 23(6): 549–550.
- [11] LIANG Y H, HAN Z W, LI X J, et al. Study on the reaction mechanism of self-propagating high-temperature synthesis of TiC in the Cu-Ti-C system [J]. Materials chemistry and physics, 2012, 137(1): 200–206.
- [12] WU H, YI M Z, GE Y C, et al. Microstructural development of a C/C-ZrC-Cu composite prepared by reactive melt infiltration with Zr/Cu powder mixture [J]. Materials characterization, 2018, 138: 238–244.
- [13] RAMBO C R, TRAVITZKY N, GREIL P. Conductive TiC/Ti-Cu/C composites fabricated by Ti-Cu alloy reactive infiltration into 3D-printed carbon performs [J]. Journal of composite materials, 2015, 49(16): 1971–1976.
- [14] EDIE D D, STONER E G. Effect of microstructure and shape on carbon fiber properties [M]//BUCKLEY J D, EDIE D D. Carbon-carbon materials and composites. Oxford: William andrew publishing, 1993: 41–69.
- [15] SHARMA S, KUMAR C N S, KORVINK J G, et al. Evolution of glassy carbon microstructure: *in situ* transmission electron microscopy of the pyrolysis process [J]. Scientific reports, 2018, 8(1): 1–12.
- [16] TZENG S S, CHR Y G. Evolution of microstructure and properties of phenolic resin-based carbon/carbon composites during pyrolysis [J]. Materials chemistry and physics, 2002, 73(2/3): 162–169.

Effect of Matrix Carbon Species on Interface Wetting Behavior of C/Cu Composites

ZHU Qiang¹, ZHANG Dongsheng², FAN Yuheng¹, ZHANG Jing¹, ZHAO Hongliang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China; 2. Gongyi Van Yihui Composites Material Co., Ltd., Gongyi 451200, China)

Abstract: The vacuum reaction infiltration method was used to prepare C / Cu composites with carbon fiber / resin carbon (C/C), carbon fiber (C_f), graphite (Graphite), and glassy carbon (GC) as matrix carbon. The OM, XRD, SEM, EDX and other detection and analysis methods were used to study the influence of different matrix carbon on the wetting behavior of C/Cu composites and the microstructure of the interface layer. The results showed that C/C and C_f had good wettability with Cu-Ti alloy, and the contact angles were 56.26° and 40.12° , respectively. However, Graphite and GC did not wet with Cu-Ti alloy, and the contact angles were both larger than 90° . The good wettability between Cu-Ti alloy and C/C, C_f is mainly because the TiC layer which is formed by reaction-diffusion during the vacuum reaction infiltration can be wetted well with C and Cu, improving the C/Cu interface wettability and interface bonding state. The TiC interface layer is dense and uniform, and had the largest thickness when the matrix carbon is C_f . Finally, by considering the wetting behavior and the interface layer microstructure, the order of precedence for different carbon matrix is as follows: C_f , C/C, Graphite, GC.

Key words: matrix carbon; reactive infiltration; interface layer; infiltration mechanism; composites