

混杂增强(CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料的制备与性能

曹 飞^{1,2}, 史 军^{1,2}, 王若斯^{1,2}, 张兴德^{1,2}, 姜伊辉^{1,2}, 肖 鹏^{1,2}, 梁淑华^{1,2}

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 陕西省电工材料与熔渗技术重点实验室, 陕西 西安 710048)

摘 要: 以碳纳米管 (CNTs) 和 TiB₂ 颗粒作为 Cu 基复合材料的增强相, 研究了不同体系复合材料的组织和性能。首先利用球磨、表面吸附和热压烧结相结合技术制备具有层叠结构的 CNTs/Cu 复合材料, 改善了 CNTs 在 Cu 基复合材料中的易团聚问题。CNTs/Cu 复合材料的致密度和导电率随 CNTs 含量增加而降低, 抗拉强度和伸长率随 CNTs 含量增加先升高后降低, 当 CNTs 含量为 0.1% (质量分数, 下同) 时综合性能最优, 致密度、导电率和抗拉强度分别为 97.57%、91.2 % IACS 和 251 MPa。而球磨后热压烧结的 1%TiB₂/Cu 复合材料致密度、导电率和抗拉强度分别为 97.61%、58.3 % IACS 和 436 MPa。在此基础上, 将 TiB₂ 颗粒原位引入到具有层叠结构的 CNTs/Cu 复合材料, 制备获得混杂增强的 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料。相比单一 CNTs (或 TiB₂) 增强的 Cu 基复合材料, (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料的强度提升显著。其中, (0.1% CNTs+1% TiB₂)/Cu 复合材料的导电率和抗拉强度分别为 56.4 % IACS 和 531 MPa, 相比 1% TiB₂/Cu, 其导电率仅降低 3.3%, 而抗拉强度则升高 21.8%。这主要是由于片层间 CNTs 可起承担和传递载荷的作用, 同时片层间弥散分布的 TiB₂ 颗粒可以钉扎位错, 2 种强化机制的共同作用使 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料的抗拉强度显著提升。

关键词: 铜基复合材料; 碳纳米管 (CNTs); TiB₂ 颗粒; 混杂增强; 热压烧结

中图分类号: TG146.1⁺1; TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3515-07

Cu 基复合材料因具有良好的导电性、导热性、耐磨性以及优良的力学性能等, 有望成为火箭发动机内衬、超高压开关触头以及电焊机导电嘴等高性能零部件应用潜在材料^[1-2]。常见的制备 Cu 基复合材料的增强相主要有氧化物、硼化物、碳化物以及氮化物等^[3-4], 其中 TiB₂ 颗粒、SiC 晶须、碳纤维和碳纳米管 (CNTs) 等不同类型的增强体因其物理性能不同对复合材料性能的影响各异, 备受研究者关注。

CNTs 可看作是由单层或多层原子厚的石墨烯片从特定和离散的角度卷曲形成的纳米结构无缝中空管^[5], 具有良好的导热性、导电性, 优异的抗拉强度, 较低的热膨胀系数和耐高温抗氧化等特征, 在 Cu 材料中引入 CNTs 能够提高基体的强度、硬度、耐磨性、热稳定性以及导电率等^[6-7], 因此 CNTs 是一种理想的 Cu 材料增强相。CNTs 在 Cu 基复合材料中的增强机制主要包括载荷传递强化、细晶强化和位错强化等^[8-10]。虽然 CNTs 增强 Cu 基复合材料有着巨大的应用潜力, 但依然面临两方面问题^[11-12]: 一是 CNTs 在 Cu 基体中易团聚; 二是 CNTs 与 Cu 基体的润湿性差。TiB₂ 颗粒因高熔点、高硬度和低电阻率等优点也成为有潜力的 Cu 合金强化增强

体^[13], 所制备的 TiB₂/Cu 复合材料有望在点焊电极、电接触开关及集成电路引线框架等方向获得应用。Xia 等^[14]将 Cu 粉、Ti 粉和 B 粉球磨后采用热压烧结制备了 TiB₂/Cu 复合材料, TiB₂ 颗粒在复合材料中均匀弥散分布, 其中 1.5% TiB₂/Cu 复合材料 (质量分数) 的抗拉强度达到 560 MPa。Zou 等^[15]采用铸造法制备 TiB₂/Cu-La 复合材料, 冷轧后复合材料的抗拉强度和维氏硬度分别为 507 MPa 和 1381.8 MPa, 同时导电率达 87.5 % IACS。另外, 王娜^[16]将 Cu、Ti 和 B 粉混粉后通过电磁和热压烧结制备出 TiB₂/Cu 复合材料, 复合材料表现出优异的力学性能和电学性能。因此, 引入 TiB₂ 颗粒也是增强 Cu 基体的一种有效手段。

相比单一增强 Cu 基复合材料^[17], 混杂增强可以发挥增强体各自优势并起到协同强化作用, 从而提高复合材料性能。常见的混杂增强方式有颗粒和颗粒混杂、颗粒和晶须混杂以及颗粒和纤维混杂等。例如, Yin 等^[18]研究了 TiB₂ 颗粒和 TiN 颗粒混杂增强 Cu 基复合材料的强度, 发现混杂增强具备更高的承载能力。Liang 等^[19]在铸造法制备 TiB₂/Cu 复合材料的基础上研究了 TiB₂ 颗粒和 TiB 晶须混杂增强的 Cu 基复合材料, 在 TiB₂/Cu

收稿日期: 2022-07-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51834009, 51904241, 51974244)

作者简介: 曹 飞, 男, 1987 年生, 博士, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, E-mail: caofei@xaut.edu.cn

基础上再次提高强度，而对导电率的影响较小。Nageswaran 等^[20]通过搅拌铸造法制备 TiO₂ 颗粒和石墨烯混杂增强的 Cu 基复合材料，引入 TiO₂ 颗粒后显著提高了复合材料的强度、硬度和耐磨性。因此，混杂增强 Cu 基复合材料有突出的发展前景，能够结合不同增强相形貌、尺寸的优势解决强度提升困难等问题。

本研究以 CNTs 和 TiB₂ 颗粒作为增强相，首先利用球磨、表面吸附和热压烧结相结合技术制备具有层叠结构的 CNTs/Cu 复合材料，解决 CNTs 在 Cu 基复合材料中易团聚的问题。在此基础上，将 TiB₂ 颗粒原位引入到具有层叠结构的 CNTs/Cu 复合材料，研究 CNTs 和 TiB₂ 混杂增强对 Cu 复合材料的组织和性能的影响。

1 实验

实验所用材料有：羧基化多壁碳纳米管（CNTs，外径为 30~50 nm，长度为 0.5~2 μm）、碳纳米管分散液（CNTs 质量分数为 10.0%，非离子表面活性剂质量分数为 1.6%）、电解 Cu 粉（50 μm）、TiH₂ 粉末（500 nm）、B 粉末（500 nm）。研究了单一增强和混杂增强 3 种 Cu 基复合材料（图 1）。方案 I：将电解 Cu 粉以 400 r/min 的转速在不锈钢球磨罐中球磨 8 h，获得片状 Cu 粉，并将其逐渐加入 CNTs 悬浮液中（悬浮液制备是用去离子水将 CNTs 分散液稀释并超声处理 2 h），同时机械搅拌使 CNTs 与 Cu 粉发生物理吸附，将沉淀得到的 CNTs/Cu

粉末真空干燥，并预压成块。方案 II：将 TiH₂ 粉、电解 Cu 粉和 B 粉以相同工艺球磨 8 h，球磨过程中氩气保护。将球磨后的粉末预压成 Φ21 mm×12 mm 块体。方案 III：以相同工艺同时球磨 TiH₂、B、Cu 3 种粉末，并将球磨后的粉末置于去离子水中进行机械搅拌，同时用移液枪将超声后的 CNTs 稀释液加入其中，使混合粉末表面最大程度地吸附 CNTs，最后干燥沉淀物并预压成块。将上述 3 种预压块在氮气气氛热压烧结炉中进行烧结制备，烧结温度为 960 °C，保温 1 h，烧结压力为 28 MPa，最终制备获得不同 CNTs 含量（0.05%、0.1%、0.15%，质量分数，下同）的 CNTs/Cu 复合材料、1%TiB₂/Cu 及不同含量 CNTs 和 1%TiB₂ 颗粒混杂增强的 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料。

利用扫描电子显微镜（SEM，JSM-6700F）观察预制混合粉末形貌、烧结态复合材料微观组织以及拉伸断口形貌。对烧结态样品取样抛光并在 70% H₃PO₄ 和 30% 乙醇组成的腐蚀液（体积分数）中进行电解腐蚀，腐蚀电压 5 V，腐蚀时间 14 s。利用阿基米德排水法测量复合材料的实际密度，同时计算复合材料的理论密度，通过实际密度与理论密度比值获得复合材料致密度。利用布氏硬度计（HB-3000 型）测试复合材料硬度。利用涡流电导仪（7051 A 型）测量复合材料的电导率，并根据国际退火铜标准换算为电导率（%IACS）。使用电子万能试验机（HT-2402 型）测试复合材料的抗拉强度。

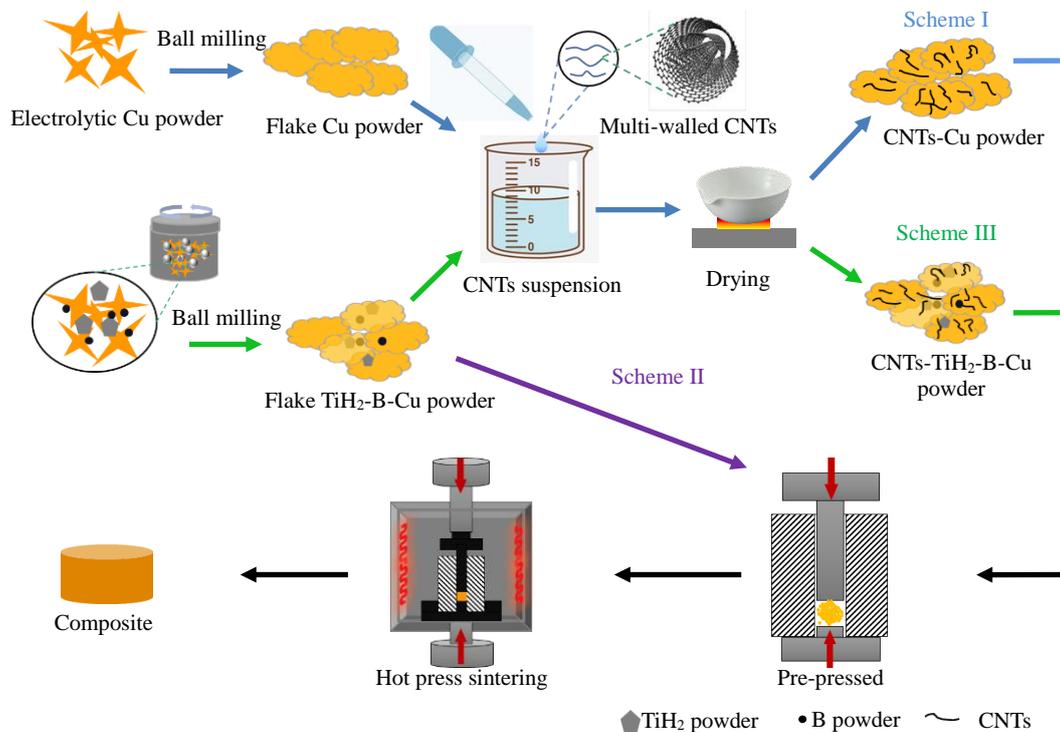


图 1 3 种 Cu 基复合材料制备流程示意图

Fig.1 Preparation process schematic of three types of copper matrix composites

2 结果与讨论

2.1 CNTs/Cu 复合材料微观组织

图 2a 为球磨预制的片状 Cu 粉末的 SEM 形貌。经长时间球磨后，电解 Cu 粉发生塑性变形，形成几何形状不规则的片状粉末，片状粉末的大小不等且厚度较薄。图 2b 为片状 Cu 粉末吸附 0.1% CNTs 后的微观形貌。发现相较于传统整体球磨法^[12]，CNTs 较均匀地吸附在片状 Cu 粉末表面。因此，基于片状铜粉的表面吸附法可以有效缓解 CNTs 的团聚和分布不均问题。

图 3 为不同 CNTs 含量的烧结态 CNTs/Cu 复合材料 SEM 照片。其中，图 3a 和 3b 为烧结态 0.05% CNTs/Cu 复合材料的微观组织，发现在热压烧结后存在明显的层叠结构（图 3a），且层叠间距较大，CNTs 分布在层叠结构的界面处，层叠界面结合较紧密（图 3b），无明显裂纹。图 3c 和 3d 为烧结态 0.1% CNTs/Cu 复合材料微观

组织，此时复合材料的层叠结构更为明显，且层叠界面结合紧密。当 CNTs 含量达到 0.15% 时（图 3e 和 3f），Cu 片层表面吸附的 CNTs 团聚加剧，对 Cu 基体连接产生隔离作用，导致 CNTs 与 Cu 的界面结合不紧密，易产生微孔并成为微裂纹源（图 3f），进而影响烧结态复合材料性能。

2.2 TiB₂/Cu 复合材料微观组织

图 4 为 TiH₂、B 和 Cu 粉末球磨后的混合粉末和烧结态复合材料 SEM 形貌。图 4a 显示片状 TiH₂-B-Cu 混合粉末片层尺寸为 10~200 μm，厚度为 2~10 μm。图 4b 显示的 TiB₂/Cu 复合材料中原位生成的 TiB₂ 颗粒均匀弥散分布，大多数 TiB₂ 颗粒尺寸小于 1 μm，且并未观察到层叠结构。

2.3 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料微观组织

图 5a 为制备(CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料所用球磨预制的片状 TiH₂-B-Cu 粉末 SEM 形貌，其中大部分混合粉

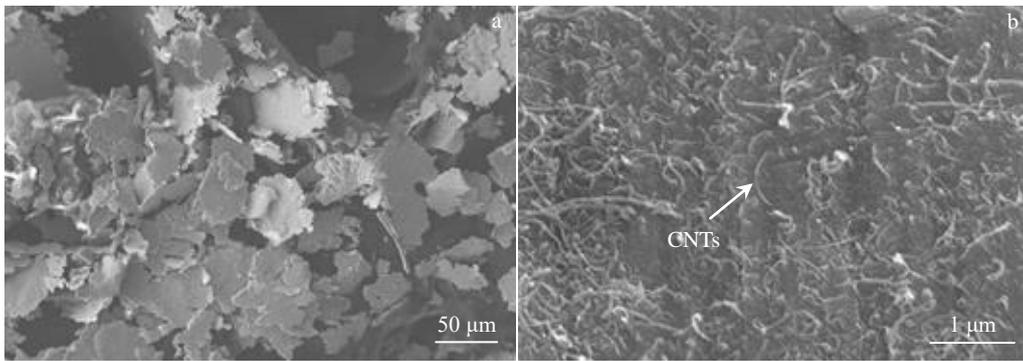


图 2 球磨后片状 Cu 粉末和吸附 CNTs 后的 CNTs-Cu 粉末的 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphologies of flake Cu powder after ball milling (a) and CNTs-Cu powder after CNTs adsorption (b)

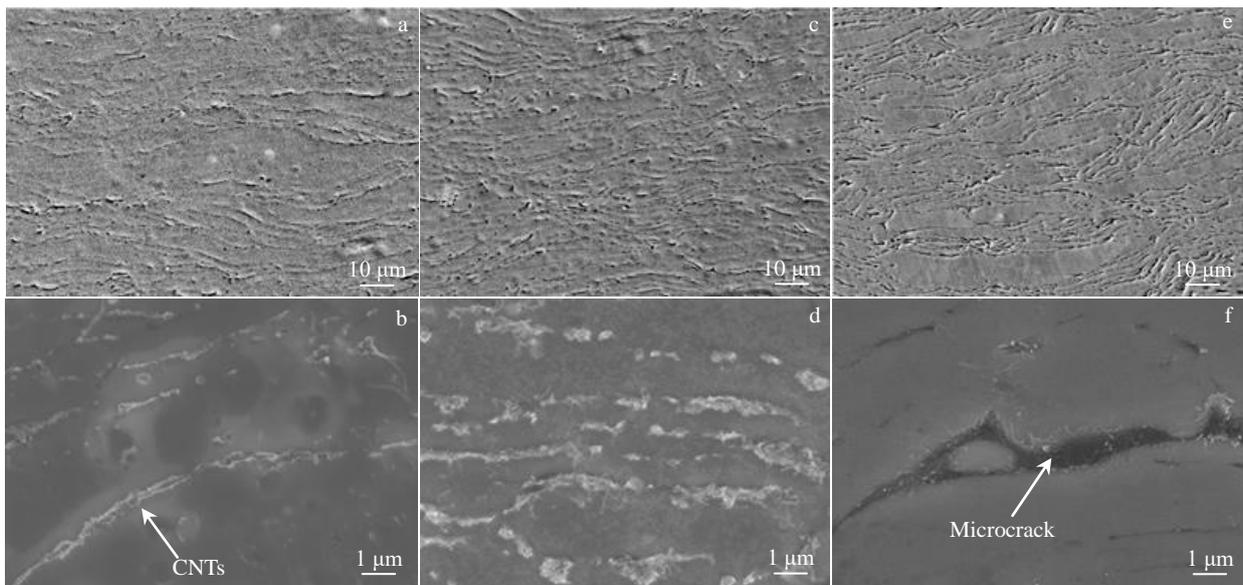


图 3 烧结态 CNTs/Cu 复合材料 SEM 照片

Fig.3 SEM images of sintered CNTs/Cu composites with different CNTs contents: (a, b) 0.05%, (c, d) 0.1%, and (e, f) 0.15%

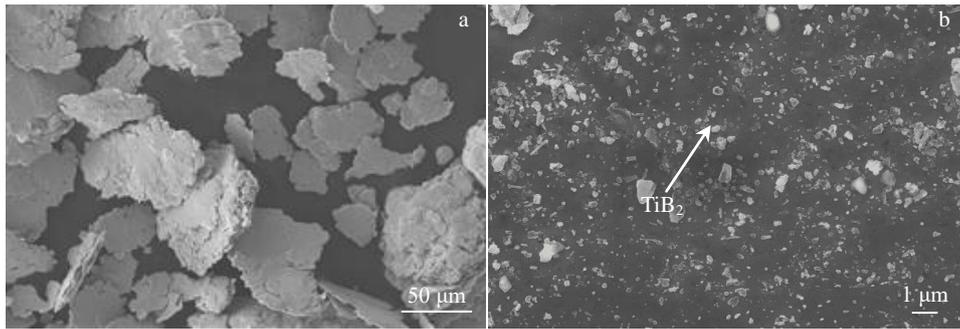


图 4 球磨后片状 $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末和烧结态 TiB_2/Cu 复合材料 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ flake powder after ball milling (a) and sintered TiB_2/Cu composite (b)

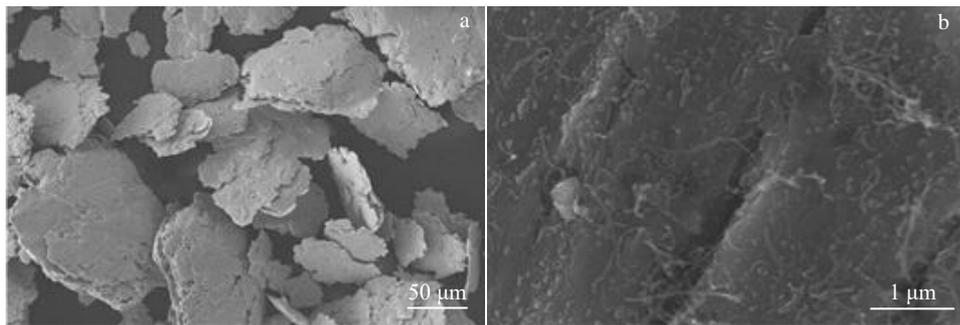


图 5 球磨后片状 $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末和吸附 CNTs 后的 $\text{CNTs-TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末的 SEM 形貌

Fig.5 SEM morphologies of flake $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ powder after ball milling (a) and $\text{CNTs-TiH}_2\text{-B-Cu}$ powder after CNTs adsorption (b)

末片层尺寸为 $40\sim 60\ \mu\text{m}$ ，厚度为 $1\sim 2\ \mu\text{m}$ ，其有利于 CNTs 在 $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末表面充分吸附。图 5b 为吸附 CNTs 后的 $\text{CNTs-TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末，可观察到 CNTs 均匀分布在片状混合粉末表面，没有明显的 CNTs 团聚现象，该结果与图 2b 相似。

图 6 为不同比例 CNTs 和 TiB_2 颗粒混杂增强的烧结态 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料的微观组织，其中 0.05% CNTs 和 1% TiB_2 混杂增强 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料组织也存在层叠结构（图 6a 和 6b），但因 CNTs 含量较低导致层叠结构不明显。相比而言， 0.1% CNTs 和 1% TiB_2 混杂增强 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料具有更明显的层叠结构（图 6c 和 6d），可以观察到 TiB_2 颗粒弥散分布和 CNTs 层状分布。此外，CNTs 与 TiB_2 在 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料中的空间分布不同，CNTs 和 TiB_2 颗粒交替分布形成叠加复合结构，这种结构不仅有利于 2 种增强相充分发挥各自的增强优势，而且有利于 2 种增强相产生协同作用。

2.4 不同体系复合材料性能分析

为了分析 CNTs 和 TiB_2 混杂对复合材料性能的影响，对不同体系复合材料性能进行测试，结果如表 1 所示。图 7 为不同体系复合材料工程应力-应变曲线。由表 1 可知， CNTs/Cu 复合材料的致密度和导电率随 CNTs

含量增加而降低。当 CNTs 含量为 0.15% 时， CNTs/Cu 复合材料的致密度和导电率降低，但仍可达到 96.48% 和 87.8% IACS，明显高于 TiB_2/Cu 复合材料。 CNTs/Cu 复合材料的硬度和抗拉强度随 CNTs 含量增加先升高后降低。当 CNTs 含量为 0.1% 时， CNTs/Cu 复合材料抗拉强度达到最大（ $251\ \text{MPa}$ ），但当 CNTs 含量为 0.15% 时，其抗拉强度降低至 $196\ \text{MPa}$ 。这可能是由于当 CNTs 含量增加时，Cu 片层表面吸附的 CNTs 数量增加，在层叠结构界面处易出现微裂纹和孔隙（图 3f），导致 CNTs 含量为 0.15% 的复合材料综合性能最差。烧结态 1% TiB_2/Cu 复合材料的导电率为 58.3% IACS，而抗拉强度和硬度较高，其中抗拉强度为 $436\ \text{MPa}$ 。

相比单一增强相增强 Cu 基复合材料，CNTs 和 TiB_2 混杂增强复合材料的导电率与 TiB_2/Cu 复合材料的接近，但明显低于 CNTs/Cu 复合材料的，这可能是由于 TiB_2/Cu 和 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料的烧结制备均涉及 TiB_2 的原位反应，在球磨制备 $\text{TiH}_2\text{-B-Cu}$ 粉末过程中难免会引入杂质，容易造成 Cu 基体晶格畸变而损害导电率，导致 2 种体系复合材料导电率相较于 CNTs/Cu 复合材料均偏低。与导电率不同， TiB_2/Cu 和 $(\text{CNTs}+\text{TiB}_2)/\text{Cu}$ 复合材料抗拉强度均远高于 CNTs/Cu 复合材料。其中， 0.1% CNTs 和 1% TiB_2 混杂增强 Cu 基复合材料的抗

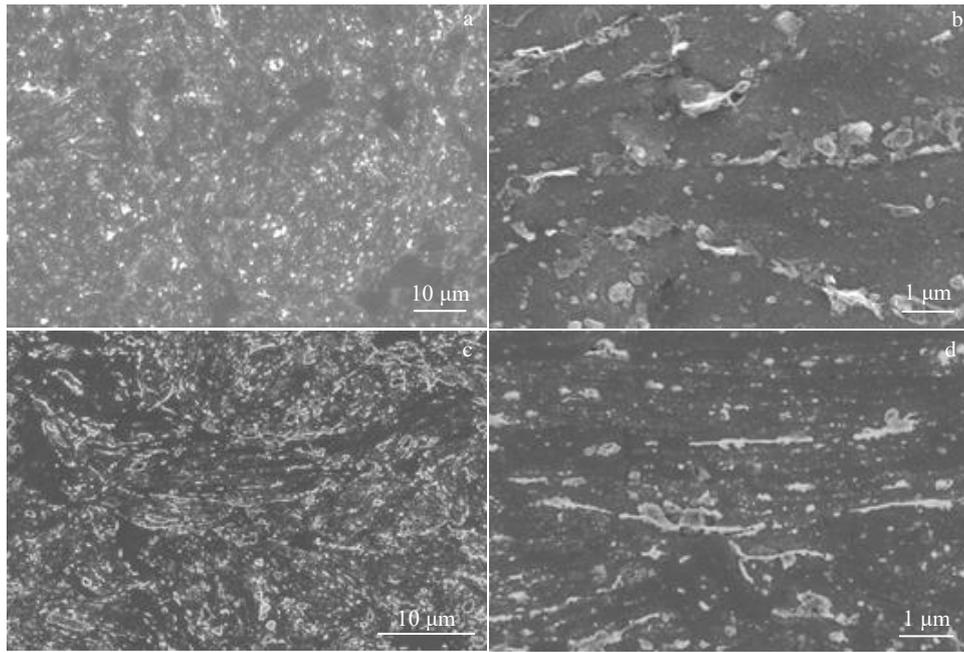


图 6 烧结态 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料的 SEM 照片

Fig.6 SEM images of sintered (CNTs+TiB₂)/Cu composites with different content ratios of CNTs and TiB₂: (a, b) 0.05%CNTs+1%TiB₂; (c, d) 0.1%CNTs+1%TiB₂

表 1 不同体系 Cu 基复合材料性能

Table 1 Properties of different copper matrix composites

Copper matrix composites	Relative density/%	Conductivity/%IACS	Hardness, HBW/ >9.8 MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
1%TiB ₂ /Cu	97.61	58.3	124	436	2.2
0.05%CNTs/Cu	97.75	92.4	51	234	12.0
0.1%CNTs/Cu	97.57	91.2	38	251	15.8
0.15%CNTs/Cu	96.48	87.8	55	196	6.2
(0.05%CNTs+1%TiB ₂)/Cu	97.58	57.5	136	506	4.0
(0.1%CNTs+1%TiB ₂)/Cu	97.21	56.4	142	531	4.3

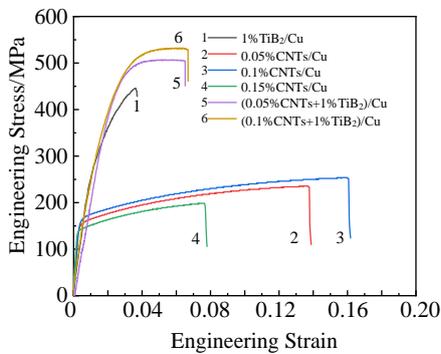


图 7 不同体系 Cu 基复合材料的工程应力-应变曲线

Fig.7 Engineering stress-strain curves of different copper matrix composites

拉强度最高，达到 531 MPa。而且相比单一增强的 1%TiB₂/Cu 复合材料，其导电率仅降低 3.3%，而抗拉强度则升高 21.8%，这主要归因于片层间 CNTs 可起承担和传递载荷的作用^[21]，同时片层间弥散分布的 TiB₂ 颗粒可以钉扎位错，2 种强化机制共同作用使复合材料的抗拉强度显著提升。

由图 7 可知，TiB₂ 颗粒和 CNTs 混杂增强 Cu 基复合材料具有更高的抗拉强度，为了分析 3 种体系 Cu 基复合材料强度的差异，对复合材料拉伸断口形貌及特征进行分析，如图 8 所示。图 8a 和 8b 为 1%TiB₂/Cu 复合材料的断口形貌，能够观察到较小的韧窝和剥离的 TiB₂ 颗粒，弥散分布的 TiB₂（见图 4b）能够有效钉扎基

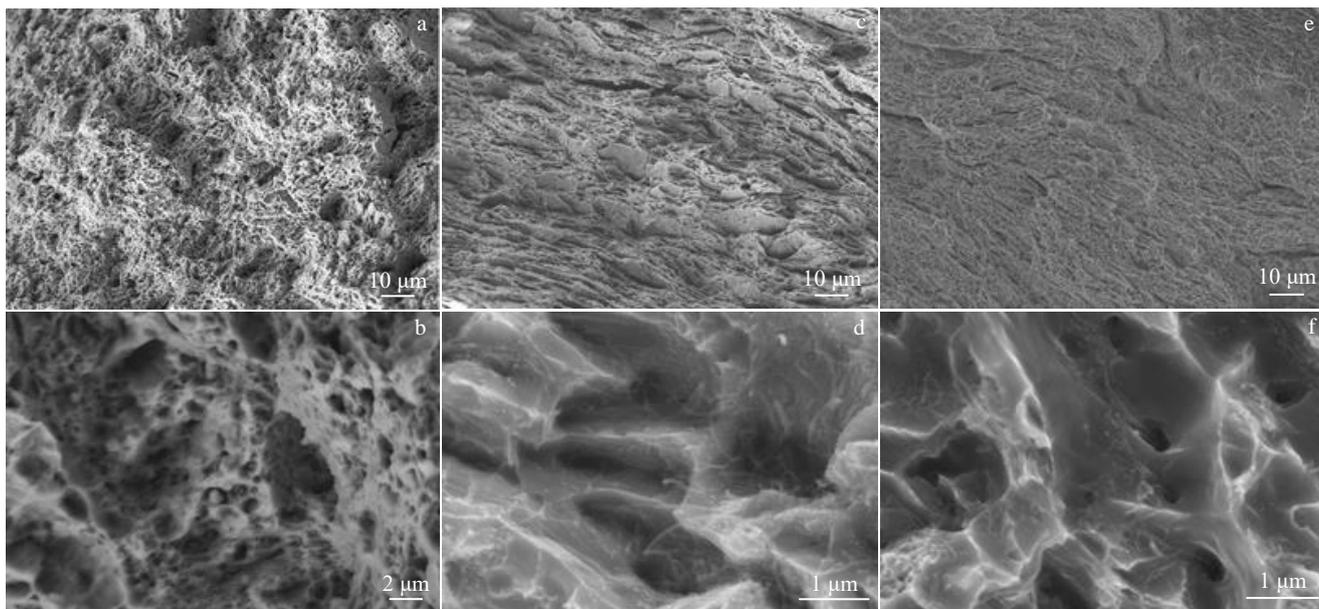


图 8 不同体系 Cu 基复合材料拉伸断口 SEM 形貌

Fig.8 Tensile fracture SEM morphologies of different copper matrix composites: (a, b) 1%TiB₂/Cu, (c, d) 0.1%CNTs/Cu, and (e, f) (0.1%CNTs+1%TiB₂)/Cu

体晶粒,限制了基体晶粒在变形过程中的塑性流动,表现出较高强度但伸长率较低。而 0.1%CNTs/Cu 复合材料断口保留了其微观组织中的层叠结构,同时具有较大且较深的韧窝和被拔出的 CNTs(图 8d),表明 CNTs 能够延长裂纹扩展路径而使复合材料表现出较好的伸长率^[22],但 CNTs 更多分布在层界面,能够承担的载荷有限,因此 CNTs/Cu 复合材料强度较低。图 8e 和 8f 为 (CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料断口形貌,其断口兼具了 TiB₂/Cu 和 CNTs/Cu 复合材料的断裂特征。弥散分布的 TiB₂ 颗粒能够钉扎基体而提高复合材料强度,而在层界面被拔出的 CNTs 能够延长裂纹扩展路径,提高复合材料的伸长率。因此,在 TiB₂ 颗粒和 CNTs 的协同作用下,(CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料不仅能获得较高强度,也改善了塑性。

3 结 论

1) 利用吸附法和热压烧结法成功制备出具有层叠结构的 CNTs/Cu 复合材料,其导电率随 CNTs 含量增加而降低,而抗拉强度随 CNTs 含量的增加先升高后降低。当 CNTs 含量为 0.1% (质量分数,下同) 时,复合材料综合性能最优,导电率和抗拉强度分别为 91.2 %IACS 和 251 MPa。

2) 单一 TiB₂ 颗粒增强的 1%TiB₂/Cu 复合材料导电率和抗拉强度分别为 58.3 %IACS 和 436 MPa。

3) 相比单一 TiB₂ 或 CNTs 增强 Cu 基复合材料,混

杂增强(CNTs+TiB₂)/Cu 复合材料的强度显著提升。其中,(0.1%CNTs+1%TiB₂)/Cu 的导电率和抗拉强度分别为 56.4 %IACS 和 531 MPa,相比 1%TiB₂/Cu,其导电率仅降低 3.3%,而抗拉强度则升高 21.8%。

参考文献 References

- [1] Zhang X, Zhao N Q, He C N. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 113: 100 672
- [2] Wu Gaohui(武高辉). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2014, 31(5): 1228
- [3] François J J, Jankowiak A. *Journal of Aerospace Lab*[J], 2011, 3(8): 1
- [4] Glaser F W, Moskowitz D, Post B *et al.* *JOM*[J], 1953, 5(9): 1119
- [5] Lv Jimin(吕吉敏), Zhang Xiaohui(章潇慧), Xiong Dingbang(熊定邦) *et al.* *Materials China* (中国材料进展)[J], 2018, 37(6): 453
- [6] Zhao Naiqin(赵乃勤), Guo Siyuan(郭斯源), Zhang Xiang(张翔) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2021, 57(9): 1087
- [7] Wang J W, Ding X F, Zhang J J *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(1): 1448
- [8] Guo Changhong(郭长虹). *Study on Preparation and Strengthening Mechanism of Copper Matrix Composites Enhanced by Nanophases* (纳米相增强铜基复合材料制备及强化机理研究)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019
- [9] Shan Y C, Pu B W, Liu E Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 797: 140 058

- [10] Nam D H, Cha S I, Lim B K *et al.* *Carbon*[J], 2012, 50(7): 2417
- [11] Zheng Z, Chen Y, Zhang M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 804: 140 788
- [12] Cai Xiaolan(蔡晓兰), Xu Zhongwen(许忠文), Hu Cui(胡 翠) *et al.* *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2015, 33(5): 370
- [13] Wu Bo(吴 波). *Development of High-Strength and High-Conductivity Copper Matrix Composite Reinforced with TiB₂ Particles*(TiB₂ 颗粒增强高强高导铜基复合材料研制)[D]. Nanchang: Nanchang University, 2008
- [14] Xia M, Feng Y, Tian P *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(11): 3260
- [15] Zou C L, Kang H J, Wang T M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 687: 312
- [16] Wang Na(王 娜). *Study on Microstructure and Property of In Situ TiB₂/Cu System Composites*(原位自生 TiB₂/Cu 复合材料显微组织与性能的研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006
- [17] Zhu Xian(祝 先). *Fabrication and Mechanical Properties of Carbon Nanotube Reinforced Aluminium Matrix Composites by Powder Metallurgy Method*(碳纳米管增强铝基复合材料的粉末冶金法制备及其力学性能)[D]. Changchun: Jilin University, 2016
- [18] Yin J W, Zhou P L, Liang H Q *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2020, 33(12): 1609
- [19] Liang S H, Li W Z, Jiang Y H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 797: 589
- [20] Nageswaran G, Natarajan S, Ramkumar K R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 768: 733
- [21] Tjong S C. *Materials Science and Engineering R*[J], 2013, 74(10): 281
- [22] Jiang Y H, Wang D, Liang S H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 748: 173

Preparation and Properties of Hybrid Reinforced (CNTs+TiB₂)/Cu Composites

Cao Fei^{1,2}, Shi Jun^{1,2}, Wang Ruosi^{1,2}, Zhang Xingde^{1,2}, Jiang Yihui^{1,2}, Xiao Peng^{1,2}, Liang Shuhua^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: The effects of single and hybrid reinforcement of carbon nanotubes (CNTs) and TiB₂ particles on the microstructure, density, electrical conductivity, hardness and tensile property of copper matrix composites were studied. Firstly, CNTs/Cu composites with brick structure were prepared by the combined preparation technology of ball milling, surface adsorption and hot-pressing sintering, which solved the problem of agglomeration of CNTs. The relative density and electrical conductivity of the sintered CNTs/Cu composites decrease with the increase in the CNTs content, while the tensile strength and elongation firstly increase and then decrease with the increase in the CNTs content. The comprehensive performance is the best when the CNTs content is 0.1wt%, and the relative density, electrical conductivity and tensile strength are 97.57%, 91.2 %IACS and 251 MPa, respectively. Meanwhile, the relative density, electrical conductivity and tensile strength of the sintered 1wt% TiB₂/Cu composite are 97.61%, 58.3 %IACS and 436 MPa, respectively. Finally, hybrid reinforced (CNTs+TiB₂)/Cu composites were prepared by introducing in situ TiB₂ particles into CNTs/Cu composites with brick structure. Compared with single CNTs (or TiB₂) reinforced copper matrix composites, the strength of CNTs and TiB₂ hybrid reinforced composites is significantly improved. When 0.1wt% CNTs and 1wt% TiB₂ were mixed, the composite relative density, electrical conductivity and tensile strength is 97.21%, 56.4 %IACS and 531 MPa, respectively. And the electrical conductivity decreases by 3.3%, while the tensile strength increases by 21.8% compared with 1wt% TiB₂/Cu. It is mainly attributed to the role of CNTs of carrying and transferring loads, and the role of dispersed TiB₂ particles for the dislocations pinning, the two strengthening mechanisms work together to significantly improve the tensile strength of (CNTs+TiB₂)/Cu composites.

Key words: copper matrix composites; carbon nanotubes (CNTs); TiB₂ particles; hybrid reinforcing; hot-pressing sintering

Corresponding author: Jiang Yihui, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, E-mail: jiangyihui@xaut.edu.cn