★名家经典★

原位自生硼化物增强高强-高导铜基复合材料设计与制备

梁淑华[1,2] 姜伊辉[1,2] 石 浩[1,2] 曹 飞[1,2]

1 西安理工大学 材料科学与工程学院 导电材料与复合技术教育部工程研究中心 西安 710048
2 西安理工大学 材料科学与工程学院 陕西省电工材料与熔渗技术重点实验室 西安 710048



梁淑华

梁淑华，二级教授，西安理工大学副校长。荣获全国创新争先奖状、国家百千万人才工程及有突出贡献中青年专家、中国青年科技奖等荣誉称号。科技部高等学校学科创新引智基地、教育部导电材料与复合技术工程研究中心等平台主任。

主要从事先进铜材料设计与成型研究工作，面向国家重大工程中高端装备关键部件用铜材料寿命不足的共性难题，发明了耐烧、耐热、隔磁等不同功能系列铜材料，创制了铜/异质金属结构功能一体化部件成型技术，提出了原位制备铜基复合材料粉末的新方法，开发出复杂异形薄壁部件近净成形技术，系列产品应用于电力、航空、航天等领域。

摘 要 铜基复合材料因优异的抗高温软化能力成为面向极端服役环境应用的关键导电材料。然而，传统铜基复合材料存在强度-电导率倒置关系的科学难题。对此，作者团队提出了基于材料加工过程中原位反应时机的精准调控从而设计多元多尺度增强相的思路，分别针对铸造与粉末冶金等成形技术特点，设计出混杂增强与多级构型等具有特定结构的铜基复合材料，基于多元多尺度增强相的协同效应提升增强相的强化效率，有效缓解铜基复合材料综合性能倒置关系。本文以原位自生硼化物增强铜基复合材料体系为代表，系统阐述了在铸造与粉末冶金等传统金属材料制造技术框架下，将材料体系特征与制备技术特点相融合的高强-高导铜基复合材料组织设计方法，发展出了颗粒与晶须增强相混杂、微米与纳米尺度增强相混杂、颗粒微团簇与纳米相协同的多级构型等设计策略，实现了强度与电导率的协同优化。

关键词 铜基复合材料，硼化物，混杂增强，多级构型

中图分类号 TG146.1 **文章编号** 0412-1961(2026)10-1627-08

Design and Fabrication of High-Strength, High-Conductivity Copper Matrix Composites Reinforced with *In Situ*-Formed Borides

LIANG Shuhua [1,2], JIANG Yihui [1,2], SHI Hao [1,2], CAO Fei [1,2]

资助项目 国家自然科学基金项目Nos.52127802、52431008和52322409

收稿日期 2026-03-30 **定稿日期** 2026-06-25

作者简介 梁淑华，女，1968年生，教授，博士

通讯作者 梁淑华，liangsh@xaut.edu.cn，主要从事铜基材料成型技术、结构功能一体化异质金属熔浸渗技术、难熔金属及粉末冶金技术等方面的研究

引用格式 梁淑华, 姜伊辉, 石 浩等. 原位自生硼化物增强高强-高导铜基复合材料设计与制备 [J]. 金属学报, 2026, 62: 1627−1634.
Liang S H, Jiang Y H, Shi H, et al. Design and fabrication of high-strength, high-conductivity copper matrix composites reinforced with *in situ*-formed borides [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 1627−1634. DOI: 10.11900/0412.1961.2026.00091

1 Engineering Research Center of Conducting Materials and Composite Technology (Ministry of Education), School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China

2 Shaanxi Province Key Laboratory of Electrical Materials and Infiltration Technology, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China

Correspondent: LIANG Shuhua, professor, Tel: (029)82312185, E-mail: liangsh@xaut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.52127802, 52431008, and 52322409)

Manuscript received 2026-03-30, in revised form 2026-06-25

ABSTRACT Copper matrix composites exhibit excellent softening resistance at elevated temperatures. Therefore, they are promising electrically conductive materials for applications in demanding service environments. However, conventional copper matrix composites face a persistent tradeoff between mechanical strength and electrical conductivity. Therefore, to address this challenge, this study proposes a design strategy based on the precise control of *in situ* reaction timings during copper matrix composites fabrication via dual-beam melt mixing control technique, enabling the formation of reinforcements with multiple compositions, morphologies, and length scales. Considering the different processing characteristics of casting and powder metallurgy, copper matrix composites are designed and fabricated with hybrid and hierarchical reinforcement architectures. The strengthening efficiency of these reinforcements is improved via the synergistic effects of multitype and multiscale reinforcements, thereby overcoming the tradeoff between mechanical strength and electrical conductivity. Using copper matrix composites containing *in situ*-formed boride phases as a representative material system, this study systematically examines microstructural design principles for developing high-strength, high-conductivity materials. The analysis integrates the intrinsic characteristics of the Cu–boride system with the processing features of conventional metallic manufacturing routes, including casting and powder metallurgy. This study presents several design strategies, including the hybridization of particle and whisker reinforcements, hybridization of microscale and nanoscale reinforcements, and construction of hierarchical architectures comprising particle microclusters and nanoprecipitates. These strategies enable the simultaneous improvement of mechanical strength and electrical conductivity.

KEYWORDS copper matrix composites, boride, hybrid reinforcement, hierarchical architecture

金属Cu最突出的特点是高传导能力，因而被广泛应用于电力、电子、新能源等领域的结构-功能一体化导电部件[1]。伴随各领域技术的持续进步，核心部件服役环境愈发苛刻，对铜材料综合性能的要求日益提升。高强-高导铜材料的设计与制备不仅要解决金属材料中强度-塑性矛盾关系的共性难题，更为重要的是需克服强度-电导率倒置关系难题[2]。此外，导电部件服役时常因电流过大而由内部产生Joule热，从而诱发剧烈温升，因此，耐高温能力成为衡量新一代高强-高导铜材料应用潜力的重要指标。沉淀强化型铜合金基于纳米沉淀相的时效析出实现了强度与电导率的协同优化[3]，虽具备一定的耐热能力，但在高于时效温度的服役工况下，纳米沉淀相的粗化与回溶将造成合金综合性能急剧恶化。因此，面向极端服役场景导电部件的需求，基于高热力学稳定性增强相实现复合化成为高强-高导铜材料的重点发展方向之一。

在金属基复合材料中，陶瓷增强相通常需具备高热稳定性、高硬度、高模量等物理化学特性，以满足设计要求。但对于铜基复合材料，更需重点关注其导电性能。在众多陶瓷相中，过渡族金属硼化物(例如TiB_2)因突出的导电性能而被称为导电陶瓷，根源在于其独特的晶体结构：B原子层与Ti原子层在空间上交替堆叠[4]。B原子层内是类石墨烯的二维六角网状结构，形成了离域π电子；Ti原子在层内以金属键方式结合，形成了自由电子气。高载流子密度使TiB_2陶瓷具有与金属相近的导电能力。此外，TiB_2在热力学上具有较低的形成能，可在Cu基体中通过原位反应自发形成。因此，TiB_2成为铜基复合材料理想的增强相。

虽然TiB_2作为铜基复合材料增强相的优势显著，但是单纯依靠增加其含量来提升强度的传统手段依然会造成导电性能及塑性恶化，材料综合性能将偏离设计目标。针对该难题，作者团队近年来在铸造与粉末冶金等传统金属及合金制备技术框架下，开展了原位自生硼化物增强铜基复合材料设计与制备的基础研究。为综合平衡铜基复合材料的力学与导电性能，提出了基于多元多尺度增强相的

混杂结构以及多级构型等显微组织设计思路，即，通过调控多种特定类型增强相的空间分布状态，利用其在塑性变形过程中的协同作用提升增强相的强化效率，从而缓解电导率、塑性与强度之间的矛盾关系。基于该设计理念，结合铸造与粉末冶金技术特点，在材料制备过程的恰当时机引入原位反应，调控增强相特征，实现了高性能铜基复合材料的设计与制备。

1 混杂增强铜基复合材料

与其他金属材料相同，铜材料强度提升的主要途径是引入各种不同类型的晶体缺陷，如第二相体缺陷。然而，第二相含量的增加往往导致Cu晶格电子散射效应增强，电子平均自由程降低，使导电性能下降。这正是铜基复合材料呈现强度-电导率倒置关系的根本原因。针对此，作者团队在铸造成形技术框架下，提出了颗粒与晶须混杂[5]以及微纳双尺度颗粒混杂[6]两类混杂增强相协同强化设计策略，如图1所示。混杂增强设计是通过调控增强相形貌、尺寸等特征参量来提升强化效率，替代传统依靠增加增强相含量提升强度的方法，从而有效缓解强度-电导率倒置关系。在颗粒和晶须混杂增强相体系中，晶须主要承担宏观载荷传递，颗粒则通过调控局域应力场缓解晶须尖端应力集中，基于不同几何特征增强相的功能协同实现强化效率提升；在微纳双尺度混杂增强相体系中，纳米颗粒主要通过阻碍位错运动大幅提升材料塑性变形抗力，微米颗粒则主要通过调控裂纹扩展路径提高材料损伤容限，基于从微观组织到宏观损伤的跨尺度协同实现强化效率提升。因此，混杂增强设计可在相对较低的增强相含量下获得更高的强度，进而实现高强与高导的合理匹配。

1.1 颗粒与晶须混杂增强铜基复合材料

颗粒增强相主要通过刚性阻碍位错运动以及热

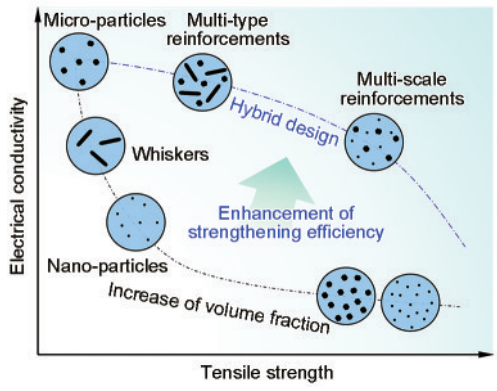


图1 混杂增强铜基复合材料设计示意图

Fig.1 Schematic of the design of hybrid reinforced copper matrix composites

错配效应强化基体，对屈服强度提升作用显著。相较之下，晶须则具有更高的载荷传递效率，能够承担较高的外部载荷，对抗拉强度提升效果明显。但是，单一颗粒增强相易在变形早期在界面位置形成微裂纹，单一晶须增强相则易诱发晶须端部应力集中而快速损伤。因此，通过颗粒与晶须混杂设计，晶须通过桥联作用有效抑制颗粒周围微裂纹的萌生与扩展，而颗粒能够有效缓解晶须端部的应力集中，基于塑性变形过程中二者的协同作用，显著提高铜基复合材料的损伤容限，即，基于二者混杂效应实现力学性能提升。

常见的稳定硼化钛相有TiB和TiB_2两种，TiB相属于FeB型的正交晶系[7]，通常以晶须形态存在，而TiB_2相属于AlB_2型的六方晶系[8]，往往以颗粒形态存在。因此，通过控制Ti、B原位反应可获得硼化物颗粒与晶须共存的组织特征。理论分析结果[9]表明，富Cu熔体中TiB_2颗粒与TiB晶须的原位形成是热力学驱动力支配下的动力学竞争过程。由于形成TiB晶须的热力学驱动力远低于TiB_2颗粒，且成分改变引起的化学Gibbs自由能变化使TiB晶须析出的热力学驱动力相对变化量更大，因此，相较于TiB_2颗粒，TiB晶须的形核/生长动力学对成分变化更为敏感。基于此，通过改变化学成分调控TiB晶须的析出动力学，能够有效控制富Cu熔体中TiB_2颗粒与TiB晶须的动力学析出行为，从而实现对原位自生颗粒和晶须相对含量的调控。

由于硼化钛与Cu基体间的界面能高、润湿性差(润湿角为142° [10])，原位自生增强相将自发团聚以降低体系总能量。针对该问题，作者团队[11]提出了基于微量元素界面吸附调控界面能的方法，从热力学上降低了增强相的团聚趋势。第一性原理计算结果表明，La、Ce等稀土元素吸附于相界面后均可显著降低界面能，但不同稀土元素的作用机制存在显著差异。Ce元素通过与复合材料界面处的组元发生轨道杂化强相互作用来降低界面能；La元素则物理吸附于界面处，主要通过静电屏蔽效应降低界面能。通过计算得到的微量元素作用效果也得到实验证实，即添加0.04% (质量分数)的La、Ce等微量稀土元素后，铜基复合材料的微观团聚现象得到显著改善，如图2[11~13]所示。

添加微量稀土元素不仅改善了界面润湿性，而且可通过影响晶面生长速率改变颗粒与晶须的形貌特征，其主要表现为：TiB_2颗粒从六棱柱形貌钝化为非规则颗粒、TiB晶须的长径比减小。六棱柱形TiB_2颗粒在尖角位置易形成应力集中，钝化后可延缓应

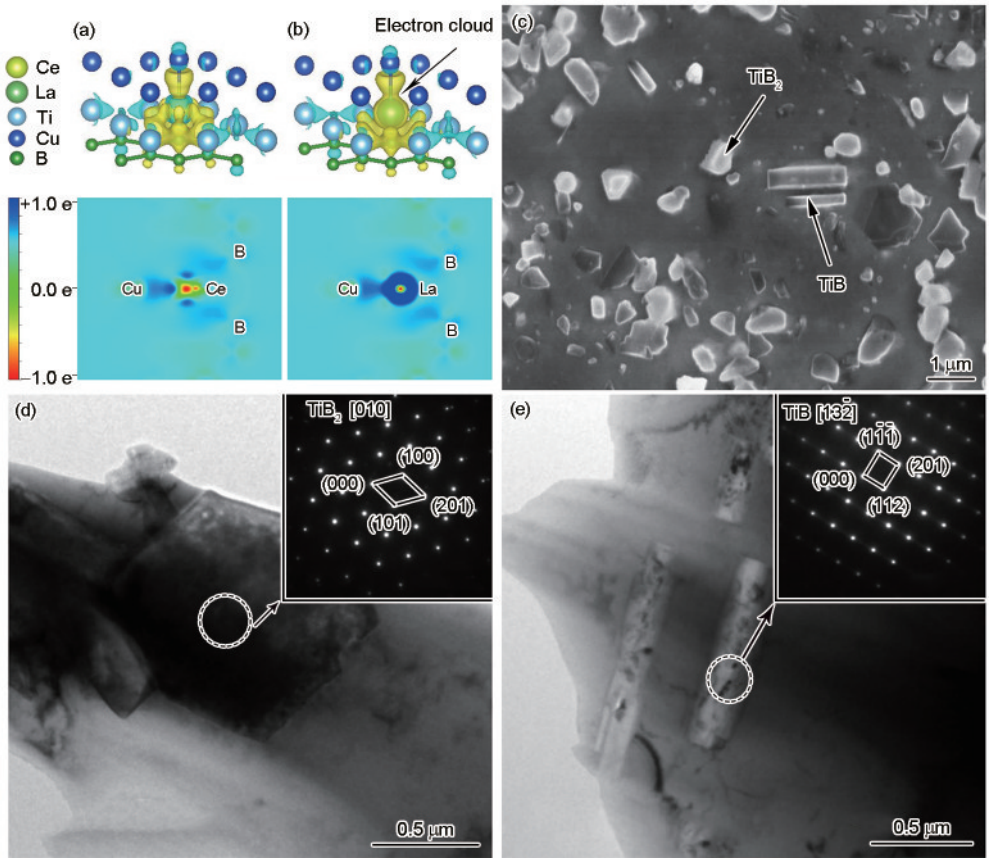


图 2 通过反应铸造成形技术制备的颗粒与晶须混杂增强铜基复合材料[11~13]

Fig.2 Copper matrix composites reinforced with particles and whiskers fabricated by reaction casting

(a, b) contour plots of charge differential density and cross-sectional charge density of TiB_2/Cu doped with Ce (a) and La (b)[11]

(c) microstructure of the (TiB_2 + TiB)/Cu composites doped with Ce[12]

(d, e) TEM images and corresponding SAED patterns (insets) of TiB_2 particle (d) and TiB whisker (e) (circle regions) in (TiB_2 + TiB)/Cu composites[13]

力集中发生而提高铜基复合材料的塑性。当TiB晶须的长径比较高时，其中间位置的应力远高于端部位置，在单向载荷下易断裂；而当长径比较小时，TiB晶须端部因应力集中而拔出。稀土元素可将TiB晶须的长径比有效调控为恰当数值(6∶1)，使其具备更优的承载能力。在基于稀土元素优化的颗粒与晶须混杂增强组织设计中，TiB晶须承担了主要应力，TiB_2颗粒优化晶须分布并缓解应力集中，从而实现了在不增加增强相含量的条件下，依靠增强相强化效率的提升实现力学性能优化，最终制备出的铜基复合材料实现了抗拉强度(671 MPa)与电导率(78.4%IACS)的良好性能匹配[12]。

1.2 微纳双尺度颗粒混杂增强铜基复合材料

如前文所述，颗粒在变形早期易引入微裂纹。究其根本，在塑性变形过程中，微米尺度颗粒对位错的刚性阻碍使相界面位置易发生位错塞积，导致应力集中程度较高，从而造成颗粒与基体间界面脱黏。通过微纳双尺度混杂设计，将纳米颗粒弥散分布于微米级颗粒之间的Cu基体中，作为位错运动的次级障碍，可改变位错运动路径与应变分布，降低微米颗粒与基体界面处的应力集中程度，进而延迟裂纹的萌生，实现铜基复合材料力学性能优化。

基于该理念，作者团队在微米尺度硼化物陶瓷颗粒增强铜基复合材料的基础上进一步引入纳米尺度颗粒。然而，由于纳米颗粒的比表面积大，无论利用原位还是外加方式将其添加至铜熔体中均会造成严重团聚，难以达到预期的强化效果。因此，作者团队采用材料成分与制备技术相结合的调控手段，在材料加工的不同阶段形成不同尺度的增强相，即，在液相原位反应阶段形成微米尺度硼化物颗粒，超出硼化物化学计量比的过渡族金属元素反应物残留元素以过饱和固溶的方式存在于Cu基体中，后续通过固态相变时效析出，在基体中形成弥散分布的纳米析出相，基于此开发出了微纳双尺度颗粒混杂增强铜基复合材料。

在设计超出化学计量比的金属组元时，需考虑其在Cu基体中的极限固溶度。在前文所述的Cu-Ti-B体系中，Ti元素在Cu基体中的室温固溶度较

高，时效处理无法使其从Cu基体中完全脱溶析出，不能满足铜基复合材料高导电性能的要求。鉴于此，作者团队优选出与Ti元素化学性质相近的同族Hf元素作为硼化物的金属组元。与Ti类似，Hf在铜熔体中也可与B通过液相原位反应形成微米级HfB_2颗粒；但与Ti不同的是，Hf在Cu基体中的固溶度在965 ℃时为0.87%(质量分数，下同)，而在500 ℃时仅为0.04%[3]。因此，基于恰当的固溶时效工艺，超出化学计量比的Hf元素可从Cu基体中充分析出，形成纳米析出相[3]。

作者团队基于新型材料体系，制备出了HfB_2颗粒(尺寸0.1~2 μm)与Cu-Hf金属间化合物析出相(尺寸1~10 nm)混杂增强的铜基复合材料。采用数字图像相关法分析了HfB_2/Cu-Hf复合材料在塑性变形过程中的应变演化，发现弥散分布的纳米Cu_5Hf析出相使复合材料的微观应变分布更均匀，并延迟了微米HfB_2颗粒在界面位置处应力集中的发生。通过原位透射电子显微镜进一步阐明其延迟的微观机制：弥散分布的纳米Cu_5Hf析出相与位错交互作用产生共格强化效应，有效降低了HfB_2颗粒与基体界面处的位错塞积程度，并改善了铜基复合材料中的微观应变状态。相较于单一HfB_2颗粒和Cu_5Hf析出相对材料强度的贡献(分别为42和341 MPa)，双尺度颗粒混杂增强相对强度的贡献(406 MPa)高于二者线性叠加，表明二者存在显著的混杂效应。基于此，制备出的微纳双尺度颗粒混杂增强铜基复合材料实现了多个性能的综合平衡：抗拉强度640 MPa、延伸率11.8%、电导率75.2%IACS[6]。

2 多级构型铜基复合材料

铸造法可获得弥散分布的混杂增强组织特征，而粉末冶金成形的优势在于其组织结构的设计灵活性更高。在传统粉末冶金技术制备的复合材料中，原位自生增强相往往是基于异种原材料粉末在烧结阶段通过固相扩散与反应形成的。特别地，在Cu-Ti-B体系中，可通过原位反应先形成Cu-Ti中间过渡相后，最终反应形成硼化物[14]。然而，相较于液相反应，固相反应的反应速率较慢且反应程度较低，导致反应不充分，从而影响铜基复合材料的导电性能。针对此，作者团队[15]创新性地提出了将粉末冶金与液相反应相结合制备原位自生铜基复合材料粉末的思路，即，将原位反应过程从传统固相烧结阶段提前至原材料粉末制备阶段，在气雾化过程的恰当时机引入液相原位反应，既可保证增强相的充分形成，又可通过快速凝固抑制其团聚与偏析，以新型铜基复合材料粉末为原料，通过粉末冶金成形制备出多级构型铜基复合材料。

2.1 原位自生铜基复合材料粉末

金属及合金粉末的制备技术已较为成熟，但金属基复合材料粉末的制备技术仍处于探索阶段，其主要难点在于增强相引入时机的控制。以气雾化法制粉为例，传统技术路径主要分为两类：一类是在熔炼阶段的大体积熔体中直接引入增强相后对复合熔体进行雾化[16]；另一类是在金属熔体雾化为小液滴后，将载有增强相颗粒的气流注入雾化锥，通过增强相颗粒与金属液滴间的飞行碰撞完成复合化[17]。然而，大体积复合熔体的雾化需在一定时间内完成，增强相在熔体中的团聚/偏析将导致不同雾化阶段中增强相体积分数存在差异；而基于颗粒流与液滴流随机撞击的复合方法，粉末中的增强相分布状态难以精准控制。因此，传统气雾化手段无法制备高品质铜基复合材料粉末。

针对上述问题，作者团队[15]提出了双束熔体混合反应耦合气雾化制粉的新思路，在熔炼与雾化中间阶段通过原位反应引入增强相。基于该原理创新，作者团队自主研制了原位自生铜基复合材料粉末气雾化制备仪器，通过精准控制增强相引入时机，实现了原位反应-熔体破碎-液滴凝固三个动力学过程的有机耦合。经原位反应引入自生增强相形成复合熔体后，在增强相发生宏观偏析之前便被雾化成微小的液滴，从而确保复合粉末在成分上的宏观均匀性，解决了高品质金属基复合材料粉末制备难题。

在自主研制的新型雾化制粉装备基础上，作者团队开发制备出了多种原位自生球形铜基复合材料粉末。以TiB_2/Cu粉末制备为例(图3[15,18])，小束流面积、高束流速率、大混合区角度以及低混合区高度有利于双束熔体的高效混合反应，进而形成TiB_2颗粒尺寸均匀、弥散分布的Cu-TiB_2复合熔体。该复合熔体束流单元在“撑伞状”与“倒喷泉状”两种破碎模式的脉动作用下形成一次破碎大熔滴，大熔滴进一步在“袋状破碎”与“剪切破碎”共存的混合式破碎模式作用下形成二次破碎微细液滴，最终球化并凝固为球形TiB_2/Cu复合材料粉末。基于上述雾化方式调控气雾化工艺参数，制备出了球形度高、粒径分布范围窄、O含量低、组织均匀的TiB_2/Cu复合材料粉末：粒径累积分布百分数达50%时对应的粉末粒径(d_{50})为32.86 μm，松装密度为4.76 g/cm^3，振实密度为5.99 g/cm^3，流动性为22.3 s/50 g[15]。

铜基复合材料粉末虽然在宏观尺度上组织均

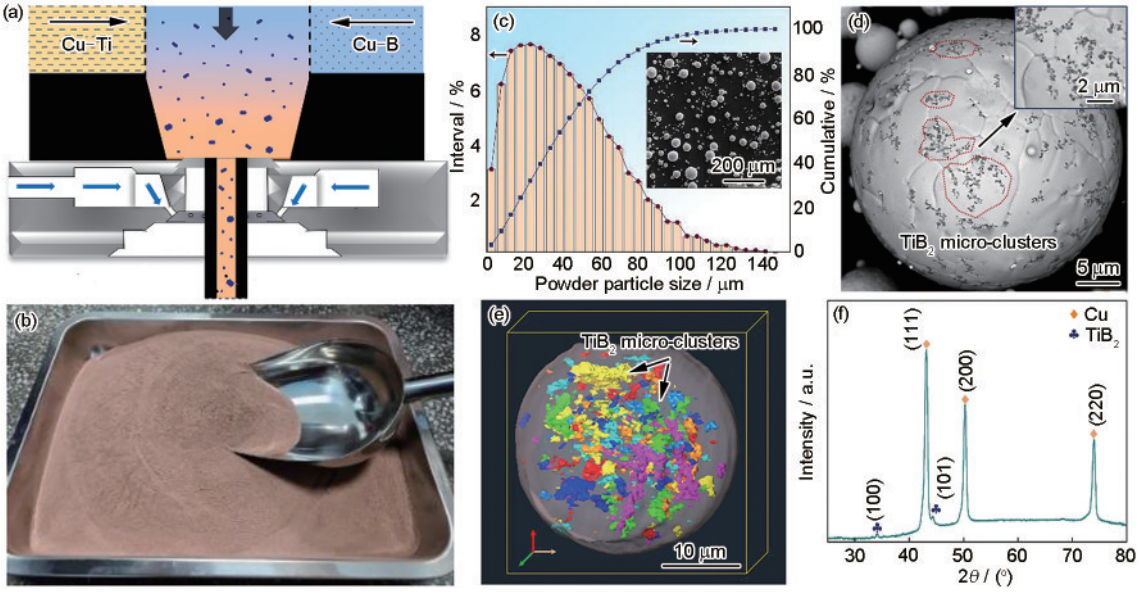


图3 原位自生铜基复合材料粉末制备原理及其宏、微观特征[15,18]

Fig.3 Preparation principle of *in situ* copper matrix composite powders and their macro- and micro-structure characteristics

(a) illustration of *in situ* reaction and gas atomization process[15]

(b) macrostructure characteristics of TiB_2/Cu composite powders

(c) powder size distribution and morphology (inset)[18]

(d) surface topography and detailed view (inset)[18]

(e) 3D rendering nano-CT image showing the TiB_2 particles micro-clusters[18]

(f) XRD pattern of the TiB_2/Cu composite powders[18]

匀，但是在单个粉末的微观尺度上，其内部TiB_2颗粒并非完全弥散分布，而是倾向于形成微团簇[18]。纳米级计算机断层扫描(CT)分析表明，此类微团簇尺寸在数微米至数十微米范围内。微团簇内部的TiB_2颗粒之间保持一定距离，呈现相对疏松的分布特征，这与传统团聚体内部颗粒之间的紧密相连状态存在本质区别。热力学上，熔体中局部颗粒密度涨落可降低系统总能量，使得TiB_2颗粒在铜熔体中自发堆积成为较疏松的微团簇；动力学上，雾化过程的快速凝固将熔体中TiB_2颗粒的分布状态冻结至粉末中。最终，铜基复合材料粉末形成了具有独特微团簇特征的显微组织。

2.2 铜基复合材料粉末烧结成形

以原位自生铜基复合材料粉末为原料，无需粉末预处理步骤，可直接烧结成形块体铜基复合材料。制粉技术的创新虽简化了粉末冶金工艺流程，但粉末中已形成的TiB_2颗粒阻碍了粉末间的体积扩散并减缓了烧结颈形成过程，抑制了粉末致密化，导致其烧结行为发生显著变化。铜基复合材料粉末的烧结致密化过程主要包括烧结初始阶段的塑性流动和颗粒重排，烧结中期基于塑性流动和幂律蠕变的快速致密化，以及烧结末期TiB_2颗粒阻碍塑性流动与抑制热扩散等机制共同作用下的缓慢致密化[19]。基于该机制调控粉末烧结成形工艺，作者团队制备出了致密度为99.5%的块体铜基复合材料。

铜基复合材料的固相烧结保留了原材料粉末中TiB_2颗粒的空间分布状态，颗粒仍以微团簇结构存在于Cu基体中。然而，由于粉末中存在超出化学计量比的B元素，导致Cu基体组织在烧结过程中发生了显著变化。在气雾化液滴凝固阶段，冷却速率极高，Cu基体晶粒凝固界面的推进速率与反应残余B元素在Cu熔体中的扩散速率相当，基于溶质截留效应形成了Cu-B过饱和固溶体。在后续高温烧结阶段，过饱和B元素以共格型$B_{24}Cu$纳米颗粒的形式析出。不同于传统固溶时效工艺获得的纳米析出相，$B_{24}Cu$相是在极端非平衡快速凝固条件下形成过饱和固溶体的基础上，通过高温烧结平衡析出的，因而具有超高热稳定性特征。得益于粉末中快速凝固组织特点，烧结态铜基复合材料中形成了TiB_2颗粒微团簇与高热稳定$B_{24}Cu$纳米颗粒共存的多级构型组织，如图4a~e[18]所示。

多级构型中纳米析出颗粒的作用如1.2节所述，此处重点阐述TiB_2颗粒微团簇特征对铜基复合材料显微组织和性能的影响。在显微组织特征上，微团簇内部与外部区域中TiB_2颗粒的体积分数存

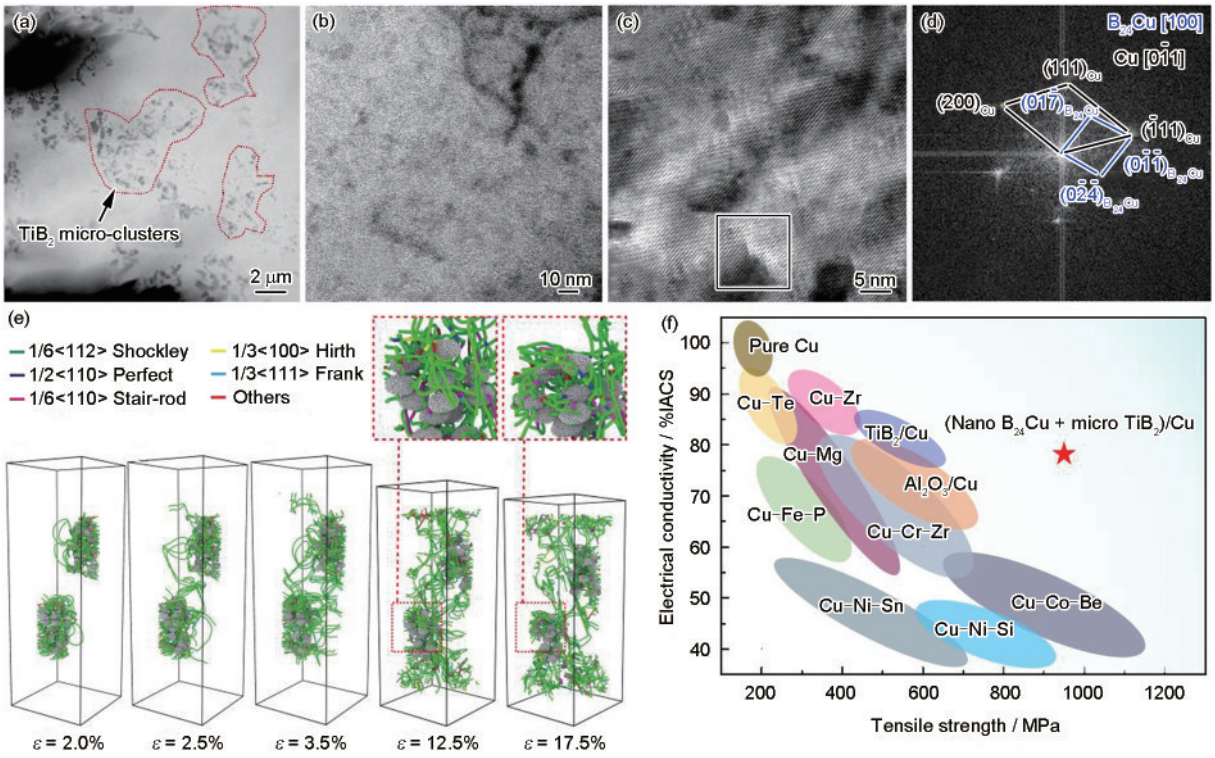


图 4 粉末冶金成形多级构型铜基复合材料的组织和性能[5,13,18,20]

Fig.4 Microstructures and properties of hierarchical architected copper matrix composites fabricated by powder metallurgy

(a) low magnification TEM image showing the micro-clusters of TiB_2 particles[18]

(b) high magnification TEM image showing the nano-precipitates[18]

(c) HRTEM image of coherent nano-precipitates[18]

(d) SAED pattern of coherent nano-precipitates of square region in Fig.4c[18]

(e) interaction between dislocations and TiB_2 clusters obtained by dislocation extraction algorithm method (ε—strain. Insets show the locally enlarged images of square regions)[18]

(f) plot of tensile strength versus electrical conductivity for different copper-based materials[5,13,18,20]

在很大差异。在变形初期，微团簇内部的 TiB_2 颗粒体积分数较高，对位错具有强烈钉扎作用，同时丰富的相界面又可作为位错发射源；而在微团簇外部 TiB_2 颗粒体积分数较低的区域，位错虽可自由滑移，但位错源较少。此时，铜基复合材料整体表现为近均匀塑性变形。随着变形程度增大，因颗粒钉扎作用，微团簇内部位错密度快速增长，形成位错塞积，导致该区域内位错滑移困难，后续塑性变形主要发生在微团簇外部区域。两区域的应变分配使得起源于微团簇外部的位错不断地滑移至微团簇内部，导致微团簇内部区域位错密度持续累积。在增强相弥散分布的组织中，当位错密度累积至一定程度后，因缺乏位错源而达到饱和。但是，在具有 TiB_2 微团簇特征的多级构型中，基于应变分配，位错密度持续累积至很高水平，从而赋予铜基复合材料优异的加工硬化能力。基于多级构型设计，冷变形后的铜基复合材料实现了综合性能的突破：抗拉强度高达 926 MPa、电导率为 79.8%IACS[18]，相较于图 4f[5,13,18,20] 中的 TiB_2/Cu 复合材料，在电导率相当的条件下，显著提高了铜基复合材料的抗拉强度。

3　总结与展望

面向高端装备对核心导电部件的重大需求，作者团队选择具有与金属相似导电能力的硼化物陶瓷作为增强相，基于原位反应时机的精准调控，开展了高性能铜基复合材料设计与制备基础研究。结合铸造成形技术，提出了铜基复合材料多元多尺度增强相混杂增强设计策略，通过增强相强化效率的提升破解铜基复合材料综合性能匹配难题。结合粉末冶金成形技术，提出了液相原位反应耦合气雾化制备铜基复合材料粉末的新思路，在新型原材料粉末基础上，创新设计出具有多级构型的铜基复合材料，基于优异的加工硬化能力，使冷加工态铜基复合材料的综合性能大幅提升。相较于国际公认的高强-高导铜材料标准(抗拉强度≥ 600 MPa、电导率≥ 80%IACS)，粉末冶金成形制备出的铜基复合材料在基本满足高电导率特征的同时，其抗拉强度提高了 54%。

针对高性能铜基复合材料的未来应用需求，仍需在以下几个方面持续开展深入研究。(1) 材料体系扩展。未来需在应用目标约束下开展硼化物陶瓷组元特征设计，开发出低成本、高性能的铜基复合材料新体系。(2) 先进制造技术开发。针对“超精尖特”装备对复杂结构关键导电构件的需求，需与人工智能(AI)、3D打印等先进技术融合，开发近净成形智能化制造技术。(3) 应用场景拓宽。从载流摩擦、电弧烧蚀、高温蠕变、疲劳等多重应用性能指标出发，全方位评价铜基复合材料在极端工况下的服役性能，从而针对不同场景选择恰当的铜基复合材料体系及相应制备技术。

参 考 文 献

[1] Yang K, Wang Y H, Guo M X, et al. Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: A review [J]. Prog. Mater. Sci., 2023, 138: 101141

[2] Zhang Z F, Hou J P, Liu R, et al. Quantitative relationships between the strength–plasticity and strength–electrical conductivity of metallic materials [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 253
(张哲峰, 侯嘉鹏, 刘 睿等. 金属材料强度-塑性及强度-电导率定量关系 [J]. 金属学报, 2026, 62: 253)

[3] Jiang Y H, Zhang X D, Cai P T, et al. Precipitation behavior and microstructural evolution during thermo-mechanical processing of precipitation hardened Cu–Hf based alloys [J]. Acta Mater., 2023, 245: 118659

[4] Wang H, Min X M, Wang W M, et al. Quantum chemistry calculation on titanium diboride crystal [J]. Chin. J. Nonferrous Met., 2002, 12: 1229
(王 皓, 闵新民, 王为民等. 二硼化钛电子结构的量子化学计算 [J]. 中国有色金属学报, 2002, 12: 1229)

[5] Liang S H, Li W Z, Jiang Y H, et al. Microstructures and properties of hybrid copper matrix composites reinforced by TiB whiskers and TiB_2 particles [J]. J. Alloys Compd., 2019, 797: 589

[6] Zhang X D, Jiang Y H, Cao F, et al. Hybrid effect on mechanical properties and high-temperature performance of copper matrix composite reinforced with micro-nano dual-scale particles [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2024, 172: 94

[7] Huang B, Duan Y H, Hu W C, et al. Structural, anisotropic elastic and thermal properties of *M*B (*M* = Ti, Zr and Hf) monoborides [J]. Ceram. Int., 2015, 41: 6831

[8] Paul B, Okamoto N L, Kusakari M, et al. Plastic deformation of single crystals of CrB_2, TiB_2 and ZrB_2 with the hexagonal AlB_2 structure [J]. Acta Mater., 2021, 211: 116857

[9] Jiang Y H, Li D, Liang S H, et al. Phase selection of titanium boride in copper matrix composites during solidification [J]. J. Mater. Sci., 2017, 52: 2957

[10] Xu Q, Zhang X H, Han J C, et al. Combustion synthesis and densification of titanium diboride–copper matrix composite [J]. Mater. Lett., 2003, 57: 4439

[11] Pang Y H, Li P T, Jiang Y H, et al. First-principles calculations reveal two interface mechanisms to improve dispersion and strength of TiB_2/Cu composites [J]. Mater. Lett., 2026, 409: 140159

[12] Cao F, Zhang X D, Dong G Z, et al. Microstructures and properties of in situ (TiB_{2p} + TiB_w)/Cu composites with different Ce content [J]. Adv. Eng. Mater., 2022, 24: 2200251

[13] Cao F, Dong G Z, Jiang Y H, et al. Effect of La addition on microstructures and properties of TiB_2(–TiB)/Cu hybrid composites prepared by in situ reaction [J]. Mater. Sci. Eng., 2020, A789: 139605

[14] Ren J Q, Liang S H, Jiang Y H, et al. Research on the microstructure and properties of in situ (TiB_2–TiB)/Cu composites [J]. Acta Metall. Sin., 2019, 55: 126
(任建强, 梁淑华, 姜伊辉等. 原位(TiB_2-TiB)/Cu复合材料组织与性能研究 [J]. 金属学报, 2019, 55: 126)

[15] Shi H, Zhao Y, Gao H B, et al. In-situ spherical TiB_2/Cu composite powder: A new method of liquid phase reaction coupled with gas atomization [J]. Mater. Charact., 2022, 191: 112096

[16] Perminov A, Bartzsch G, Franke A, et al. Manufacturing Fe–TiC composite powder via inert gas atomization by forming reinforcement phase in situ [J]. Adv. Eng. Mater., 2021, 23: 2000717

[17] Li X G, Heisterüber L, Achelis L, et al. Multiscale descriptions of particle-droplet interactions in multiphase spray processing [J]. Int. J. Multiphase Flow, 2016, 80: 15

[18] Shi H, Jiang Y H, Li P T, et al. A novel hierarchical structure of in-situ copper matrix composites reinforced with micro-clusters of TiB_2 particles and nano-precipitates of $B_{24}Cu$ particles [J]. Composites, 2025, 297B: 112311

[19] Shi H, Cao F, Zhang H D, et al. Densification behavior, mechanical and electrical properties of in-situ TiB_{2p}/Cu composite powder via vacuum hot pressing [J]. Mater. Charact., 2023, 202: 113004

[20] Davis J R. ASM Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys [M]. Materials Park: ASM International, 2001: 1

(责任编辑:肖素红)