

金属基复合材料的内源性效应

李 赞, 张 荻

(上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘 要: 复合化是实现金属材料高性能化、多功能化的有效途径。通过在金属基体中引入高性能增强相形成金属基复合材料, 可显著提升基体本征性能, 实现传统金属材料无法比拟的高比强度、高比刚度、低膨胀等优异力学与功能特性。然而, 受限于其工程化材料属性以及常规复合效应, 金属基复合材料的进一步发展面临巨大挑战。突破传统复合性能上限需要发展复合新理念与新途径, 在此提出“金属基复合材料的内源性效应”设计新原理, 目的是通过复合组分之间的强相互影响, 获得超越线性叠加的非常规复合效应。从金属基复合材料力学性能与功能特性 2 个方面出发, 以典型研究结果为例综述了内源性复合实现金属基复合材料超优性能的基本途径及其关键作用, 最后进行了总结与展望, 为新型高性能金属基复合材料的设计和创制提供新思路。

关键词: 金属基复合材料; 力学性能; 功能特性; 复合设计

中图分类号: TB33 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)08-0605-09

引用格式: 李赞, 张荻. 金属基复合材料的内源性效应[J]. 中国材料进展, 2023, 42(8): 605-613.

LI Z, ZHANG D. The Self-Stimulation Effect for High-Performance Metal Matrix Composites[J]. Materials China, 2023, 42(8): 605-613.

The Self-Stimulation Effect for High-Performance Metal Matrix Composites

LI Zan, ZHANG Di

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: One of the most important way to improve the properties of metals is forming composites. Metal matrix composites possess the superiorities in mechanical and functional properties, such as high specific strength, high specific stiffness, and low thermal expansion coefficient, making them be ideal candidates in many cutting-edge-technologies. The incorporation of high-performance reinforcement in metal matrix will, undoubtedly, lead to significant increments in mechanical and functional properties. However, as constrained by the nature of engineering materials as well as the traditional design approaches, metal matrix composites are facing the challenges of limited development motivation. New design strategies and routes must be developed to address this issue. We here come up with a concept of “self-stimulation effect” in metal matrix composites to create new deformation and physical features via the composite effect, leading to unprecedented properties that well beyond those obtained from the traditional “rule-of-mixtures”. We review some of the literatures on this field, mainly focus on mechanical and functional properties, to demonstrate the crucial role of self-stimulation on the achievement of excellent properties. This review is ended with some in-depth discussion on the further development of metal matrix composites.

Key words: metal matrix composites; mechanical property; functional property; composite design

1 前 言

金属基复合材料是以金属及其合金为基体, 与一种或多种增强相构筑而成的、以金属材料为主体的复合材料。广义上, 增强相可为金属或非金属; 而狭义上金属基复合材料的增强相多为无机非金属, 如陶瓷颗粒、高性能纤维、纳米管/片等^[1-4]。金属复合化的根本宗旨是

收稿日期: 2023-02-04

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52171142); 国家自然科学基金重大研究计划项目(52192595)

第一作者: 李 赞, 男, 1989 年生, 副教授, 博士生导师,

Email: njulizan@sjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202302003

通过具有特定性能的增强相的引入,优化金属基体力学性能与物理特性,满足特定服役条件下的材料性能需求。因而,自 20 世纪 80 年代广泛发展以来,金属基复合材料一直以工程化、应用化为研究目标,开展以具体应用需求为导向的应用基础研究,广泛应用于航空航天、军事装备、电子信息等关键领域^[5, 6]。然而,受限于工程化应用的先天“基因”,金属基复合材料的复合理论与性能调控基础在较长时间内发展有限,力学与功能特性鲜能突破传统“混合法则”性能边界,已经难以支撑应用领域日益提升的性能要求;此外,近 10 年来金属材料迅猛发展,新材料体系、新组织调控、新综合性能、新微观机理涌现,不断突破传统金属材料性能瓶颈^[7-11],金属基复合材料的进一步发展面临巨大外部挑战。因此,必须思考发展新源泉。事实上,金属基复合材料具有不可比拟的体系优势,能够通过增强相的可控引入对复合组织进行多维精细设计,进而实现材料性能调控;然而现有复合化的宗旨在于如何在复合材料中充分发挥增强相与金属基体的自身性能,进而开展界面、构型等组织优化设计,缺乏实现更高复合性能的理论指导原则。要想超越传统“混合法则”性能上限、拓展金属基复合材料性能边界,就需要在复合材料可控性优势的基础上促进复合组分协同响应,构筑增强相与金属基体相互正向激发的新原理与新途径。

因而,金属基复合材料的内源性效应,在此定义为“依托增强相与金属基体之间的强相互影响,优化或改变复合组分的本征形变机制或物化性能,获得超越线性叠加的复合效应”。以激发复合材料的内源性效应为原则,指导新型金属基复合材料设计与构筑,将是其未来最具潜力的发展方向之一。本文从金属基复合材料力学性能与功能特性内源性效应 2 个方面出发,以典型研究结果为例阐述内源性新型复合理念对提升金属基复合材料性能的关键作用,并在最后进行了总结与展望,旨在为新型金属基复合材料的设计与创制提供启发与参考。

2 金属基复合材料力学性能的内源性效应

2.1 力学性能瓶颈——强塑性倒置

复合材料中的增强相会提升金属基体的强度与弹性模量,但同时会显著降低复合材料的塑韧性。这种强度-塑韧性倒置关系极大程度上限制了金属基复合材料的规模化发展与关键应用。金属基复合材料强塑性倒置矛盾的本质在于增强相与金属基体的形变失配^[2, 12, 13]。颗粒、晶须、纤维等“硬而脆”的异质增强相与“软而韧”的金属基体在复合制备或服役过程中存在非均匀形变,进而在界面产生微区应力集中,导致界面开裂或金属基体先期

失效。如何缓解由形变失配引起的界面应力集中是突破金属基复合材料低塑性的关键所在。近 10 年来,国内外研究者们创新性地提出“构型强韧化”学术思想,发展出微纳砖砌^[14, 15]、三维网络^[16, 17]、双相互联^[18-20]等多种金属基非均匀复合构型;依托结构效应调控复合材料形变过程中的应力-应变分配,缓解了复合界面微区应力集中现象。这虽然取得了一定效果,但仍难以改变复合材料界面应力集中的固有属性,因而相较于金属基体,金属基复合材料在形变过程中必然提前断裂,无法实现强度与塑性的同时提升。突破强度-塑性倒置矛盾,在传统金属复合理论中似乎难以实现。

2.2 复合化激发金属形变新机制以实现强塑化

由此,金属基复合材料实现相比于基体强度与塑性同步提升的核心点是:通过增强相与金属基体的相互作用,对基体的本征形变行为进行调控,基于复合化激发的金属基体自身性能优化,实现金属基复合材料的强塑性性能超越。事实上,金属基复合材料在形变过程中金属基体与增强相不可避免地相互影响,根据 Eshelby 颗粒强化连续弹性理论,增强相与金属基体的形变失配会在复合界面处产生弹性应力场或几何必需位错 (geometrically necessary dislocations, GNDs)^[21],在金属基体中引入长程背应力进而实现显著强化^[12, 22, 23]。然而,这种由微观尺度界面背应力引发的强化效应与宏观尺度上增强体的承载作用在物理上完全等价,实则并未改变基体的屈服与应变硬化机制,因而金属基复合材料的强度(尤其是屈服强度)与应变硬化能力难以突破传统混合法则上限。金属基复合材料实现超优复合性能,关键在于激发金属基体新形变机制。Chen 等^[24]利用超声搅拌结合金属可控蒸发,制备出了具有高体积分数、纳米尺度、均匀分散的纳米 SiC 增强镁基复合材料(图 1a 和 1b),陶瓷颗粒的体积分数可达 14%。利用微纳压缩实验表征该复合材料的力学性能,纳米增强相不仅发挥了奥罗万强化与承载强化效果,提升了镁基复合材料的屈服强度(由镁基体的 50 提升至 410 MPa,图 1c),而且激活了锥面和柱面等镁基体本征上难以激发的滑移体系,显著提升了位错在镁基体中的运动与增殖能力(图 1d);镁基复合材料的强度与塑性相比于镁基体同步、大幅提升。众所周知,纳米晶金属具有很高的强度(可达 GPa 级),但位错在纳米晶内难以增殖、储存,纳米晶金属的应变硬化率与拉伸塑性很低(通常小于 5%)^[25-27]。因而在纳米晶尺度的金属基复合材料中实现高拉伸塑性,在理论上极具挑战。作者研究组^[28]提出“纳米晶内纳米分散(nanodispersion in nanograins)”的新策略,用以创制超高强度、高塑性的金属基复合材料。其学术思想是在纳米晶的晶内引入高密

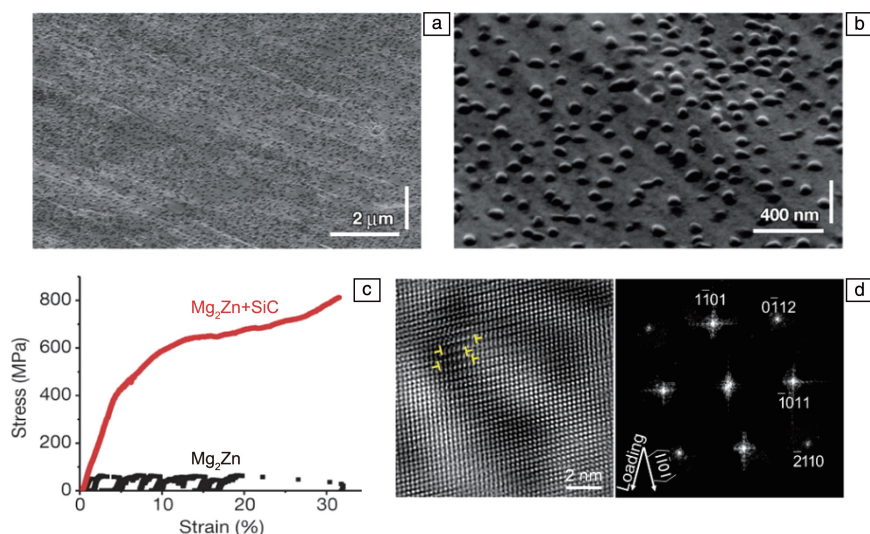


图1 纳米SiC增强镁基复合材料的复合组织与力学性能^[24]: (a)复合材料截面形貌的扫描电子显微镜(SEM)照片; (b)局域放大SEM照片; (c)复合材料与金属基体微柱压缩应力-应变曲线; (d)形变复合组织的透射电子显微镜(TEM)表征, 位错在非基面(如 $\{10\bar{1}1\}$ 锥面)滑移, 促进应变强化

Fig. 1 The microstructures and mechanical properties of magnesium matrix composites containing dense SiC nanoparticles^[24]: (a) cross-sectional scanning electron microscopy (SEM) image showing the microstructure of the composite; (b) an-enlarged overview of the microstructure; (c) micro-pillar compression stress-strain curves for the composite and metal matrix; (d) transmission electron microscopy (TEM) characterization of the deformed microstructure (note: dislocations are $\{10\bar{1}1\}$ activated on pyramidal planes)

度、超纳尺度(<3 nm)的纳米碳, 通过纳米碳调控纳米晶金属本征形变机理, 激发金属基体位错交互作用与储存机制, 大幅提升金属基复合材料的应变硬化能力与拉伸塑性; 在技术上提出了缺陷诱发石墨烯自发破碎与球化的晶内化方法, 获得了高密度的纳米碳($\sim 5.6 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$) 在纳米铜晶内的均匀、高效分散(图2a~2c)。进一步性能测试表明, 晶内复合化不仅能够进一步强化纳米晶金属, 获得超高的屈服强度与抗拉强度(0.89 GPa、1.25 GPa)(图2d), 而且晶内纳米碳可以直接与位错交互作用, 促进位错界面处形核与发射, 显著提升位错在纳米晶内部的储存与应变硬化(图2e和2f)。因此, 纳米碳增强纳米晶铜具备超常的拉伸塑性($\sim 13.3\%$), 显著高于纯铜基体($\sim 6.3\%$)。以上典型研究结果清楚展现了复合化能够激发金属形变新机制, 在金属基复合材料中实现相比于金属基体强度与塑性的同步提升, 这种内源性效应在金属基复合材料的传统强韧化理论中基本难以实现。

实际上, 具备反常力学性能金属体系, 其形变机理亦多数与内源性效应密切相关。Wang等^[29]在早期报道了具有双峰晶粒尺寸分布的纳米结构金属, 是开辟异质结构强韧化方向的前驱工作之一; 具有双峰结构的金属具备非凡的屈服强度与拉伸塑性的协同效果, 其主要原因之一就是粗晶与细晶区域的形变失配引起的界面应力集中, 会在粗晶区域内诱发孪晶等独特形变机制, 改变其本征强度与应变硬化, 进而提升强塑性协同效果。

Li等^[30]制备了粗晶钛和细晶钛层状分布的复合结构, 界面处由形变失配所累积的高水平局域应力会在粗晶层中激活锥面 $\langle c+a \rangle$ 位错滑移, 进而优化粗晶钛的屈服与硬化行为, 使得复合结构具备与细晶组分相似的屈服强度, 同时具备与粗晶近似的拉伸塑性。Cheng等^[31-33]利用电化学沉积法, 构筑了沿样品沉积方向硬度周期性变化的纳米孪晶梯度复合组织, 通过梯度效应, 在样品内部(而非复合界面处)引发单一组元中无法获得的高密度几何必需位错, 促使位错快速增殖与储存, 梯度结构的屈服强度明显高于混合法则上限, 甚至高于最强梯度组元。因而, 内源强韧化效应具有奇异性、普适性和创新性。金属基复合材料具有增强相组分可控、分布可控及复合界面可控等组织调控能力, 具有天然的、不可比拟的体系优势; 因而通过复合化设计和可控组织构筑, 充分发挥内源强韧化效益, 是实现金属基复合材料强度与塑性同步提升的关键途径之一。

2.3 复合化调控金属物理特性以实现强塑化

上述增强相与基体的直接作用能够激发金属基体新形变机制, 实现内源强韧化效应。事实上, 增强相的高性能化、纳米化已然成为金属基复合材料近年来的发展主流^[17, 34]。这种纳米化的显著特征是复合界面的体积分数超越传统金属基复合材料体系一个或几个数量级^[27]。依托高体积分数复合界面, 可以对金属基体的物理特性, 如晶界/界面能、凝固形核机制、成型过程等进

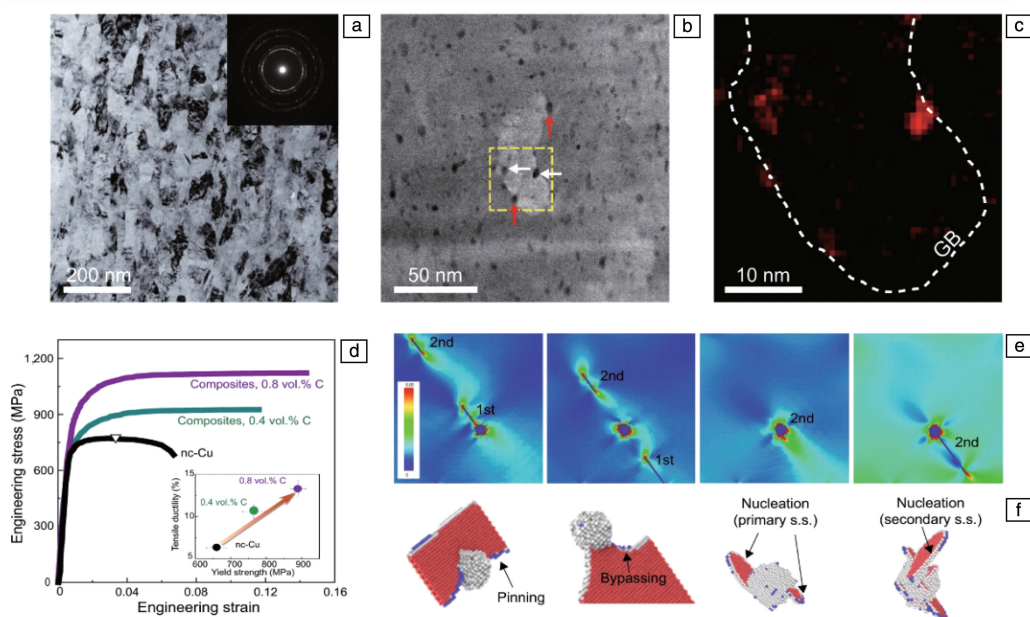


图 2 纳米碳增强纳米晶铜的复合组织与力学性能^[28]: (a) 纳米晶复合组织的 TEM 照片; (b) 复合组织局域放大 TEM 照片, 典型的晶内分散与晶界分散纳米碳分别由白色与红色箭头所示; (c) 对应于图 2b 中黄色所围区域的电子能量损失谱 (EELS) 面扫描图谱; (d) 不同纳米碳含量的纳米晶复合材料拉伸性能; (e, f) 纳米碳引发新变形机理的分子动力学模拟结果

Fig. 2 The microstructures and mechanical properties of nanocarbon reinforced nanograined copper^[28]: (a) TEM image showing the nanograined microstructure of the composite; (b) an-enlarged overview of the microstructure, where the intragranularly and intergranularly distributed carbon nanoparticles are indicated by white and red arrows, respectively; (c) electron energy loss spectroscopy (EELS) of the selected region in Fig. 2b; (d) tensile properties of composites with various contents of nanocarbon; (e, f) molecular dynamics (MD) simulations of deformation mechanisms

行精细调控; 因此, 金属基复合材料实现相比于基体强度与塑性同步提升的另一重要方向是: 利用复合化效应对金属基体“改性”, 优化其物理特性, 间接性地调控金属变形与断裂行为, 进而实现金属基复合材料力学性能的显著提升。

金属晶界处原子排布较无序、整体能量较高, 倾向于作为位错阱而降低位错储存能力, 导致具有细晶尺度的金属基体强度高但塑性很低^[26, 27]。然而具有纳米孪晶、稳态位错胞等低能量界面的金属不仅阻碍位错运动实现强化, 而且对位错“既堵也储”, 实现金属塑韧化。作者研究组^[35]提出通过增强相降低金属晶界能, 进而优化基体位错运动与储存行为的强韧化新策略; 构筑了具有石墨烯插层的铜晶界复合组织(图 3a), 计算和实验均表明石墨烯含有 20% sp^3 杂化键时界面能相较于铜晶界能显著降低(图 3b 和 3c); 与超细晶铜基体(晶粒尺寸 ~ 100 nm)力学性能相比, 具有较低界面能的石墨烯-铜基复合材料强度与塑性同步提升; 组织分析表明低能复合界面可以促进金属内部位错增殖, 显著提升应变硬化率与拉伸延伸率(图 3d 和 3e)。因而, 复合化引起的物理特性改变, 是激发金属塑韧化新机理, 获得高性能的新途径。

复合化亦能够优化金属成型过程、消除裂纹孔洞等缺陷, 进而同步提升金属基复合材料强塑性能。比如绝大多数铝合金激光增材制造非常困难, 其根本原因在于增材制造过程中的极高温度梯度促使凝固晶粒取向生长, 形成柱状晶^[36-38]。当柱状晶尺度过大, 凝固前沿熔体难以有效填充凝固枝晶间隙, 最终形成高密度、宏观尺度裂纹(即 RDG 热撕裂理论^[39]), 因此增材制造铝合金几无拉伸强度与塑性。抑制裂纹形成的关键是提高金属凝固过程的形核率, 形成等轴晶组织; 复合化途径能够容易地实现上述目标。Martin 等^[40]在高强 7075 铝合金中添加 Zr 元素使之在增材制造过程中原位生成 Al_3Zr 纳米增强相(图 4a); Al_3Zr 作为形核剂, 大大提升了铝合金增材制造过程中的形核概率, 因而铝晶粒产生细化和等轴化, 避免了铝合金增材制造过程中普遍存在的热撕裂现象, 使得复合化后的铝合金拉伸性能可与传统锻造 7075 铝合金性能比拟, 强度与塑性明显高于增材制造铝合金(图 4b 和 4c)。综上, 复合化能够通过直接或者间接作用, 激发单一金属基体根本无法具备的新变形机理或成型组织, 这种内源性效应大大提升了金属基复合材料的强韧力学性能, 实现传统复合材料强韧化理论难以突破的强度-塑性协同提升。

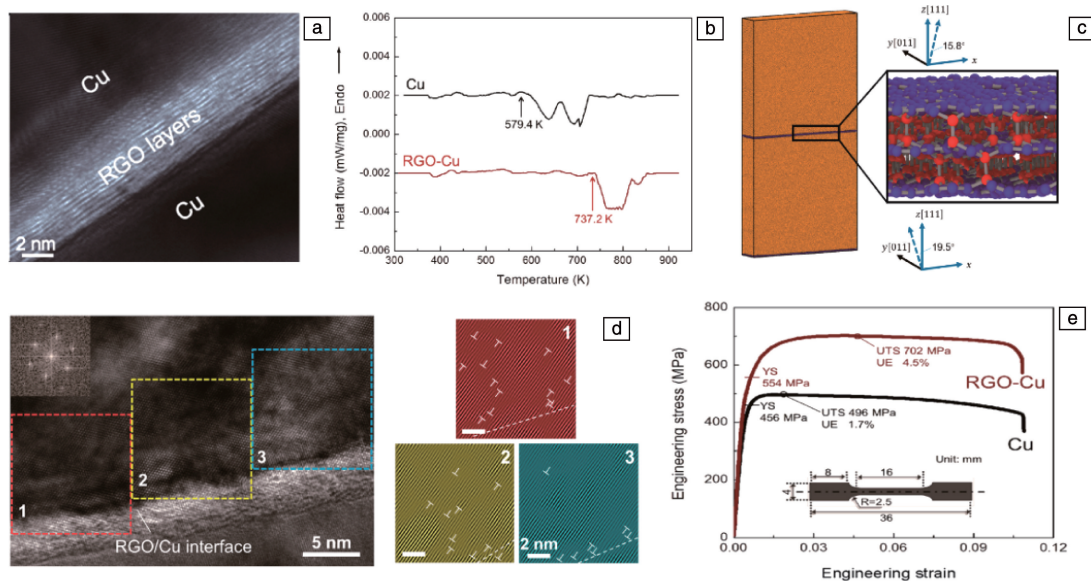


图 3 具有低能复合晶界的石墨烯-铜复合组织与力学性能^[35]: (a) 石墨烯夹层超细晶铜复合组织的 TEM 照片; (b) 差示扫描量热法(DSC)分析铜基体与复合材料的界面能量; (c) 复合界面能的分子动力学模拟计算; (d) 形变后低能复合界面处的高分辨 TEM 照片, 可见大量位错储存于复合界面处; (e) 复合材料与铜基体拉伸性能, 复合材料的屈服强度与均匀延伸率同步提升

Fig. 3 The microstructures and mechanical properties of graphene-Cu composites with low-energy boundary energy^[35]: (a) TEM image showing the sandwiched microstructure of graphene (reduced graphene oxide, RGO)-Cu composite; (b) differential scanning calorimetry (DSC) tests to measure the boundary energy of composites and copper matrix; (c) molecular dynamics simulations to identify the boundary energy of composites and copper matrix; (d) high-resolution TEM images showing the deformed interfacial microstructure of the composite, where dislocations are found to be blocked and accumulated at the interfaces; (e) tensile stress-strain curves of composites and Cu matrix, showing a simultaneous enhancement of yield strength and uniform elongation of the composite

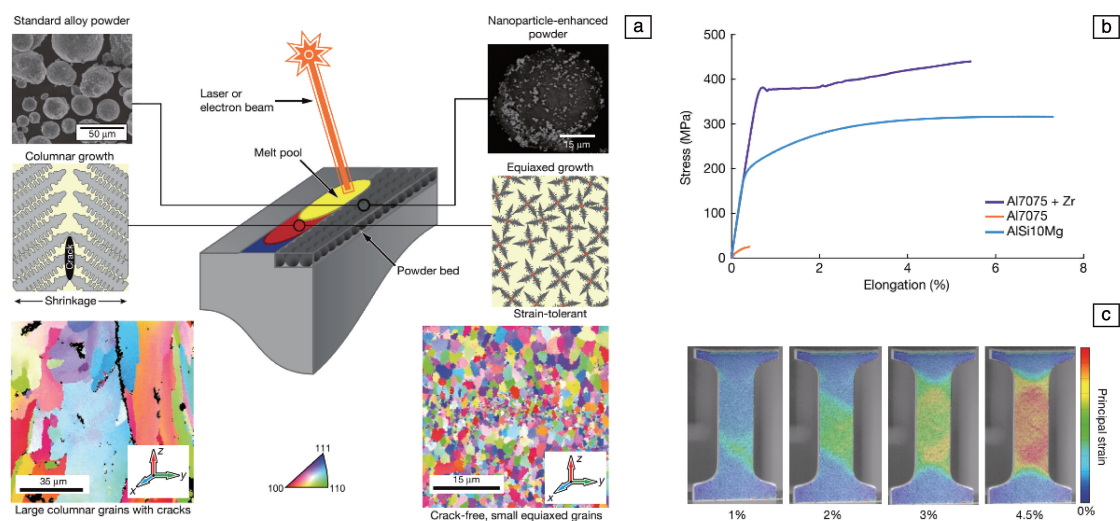


图 4 铝合金增材制造成型过程的复合化优化^[40]: (a) 复合化消除增材制造过程裂纹的原理示意图, (b) 复合成型后铝合金的拉伸性能, (c) 拉伸过程中样品应变场的数字图像相关法(DIC)分析

Fig. 4 The optimization of additive manufacturing of aluminum alloys by forming composites^[40]: (a) illustration of the principles, (b) tensile stress-strain curves for as-built aluminum alloys before and after nanoparticle modification, (c) strain distribution of samples upon deformation by using digital image correlation (DIC) analysis

3 金属基复合材料功能特性的内源性效应

轻质高强高塑是金属结构材料一直以来追求的性能目标,也是金属基复合材料的研究重点与发展基础。然而金属的强韧性调控手段复杂多样;典型地,可以通过合金化途径优化金属变形机制,实现金属材料强度-塑性结合的大范围调控;因而与金属性能调控的传统方法相比,金属基复合材料在强韧化领域难以取得压倒性的性能优势。进一步凸显金属基复合材料优势的发展重点应在于:在基础上,依托上述内源性效应获得高强韧性能的前提下,继续扩大内源性效应基础性优势,实现疲劳抗振、高温蠕变、摩擦磨损等力学性能相比金属基体的大幅提升;在应用上需要力学与功能特性结合,充分发挥金属基复合材料结构功能兼备的体系优势,实现应用的不可替代性。事实上,金属基复合材料相较于金属(或合金)基体的首要优势并非具有更高的强度与塑性,而是由复合化所引起的综合性能的协同提升;其独特性已较好地体现于导热导电、中子屏蔽、阻尼减震、尺寸稳定等功能特性,满足多物理场服役条件下对材料结构功能一体化的性能需求^[3,5]。然而,传统功能性金属基复合材料通常依托微米尺度增强相的复合化调控,复合界面体积分数低,难以实现复合材料功能性能优化;此外,常规复合界面会形成对电子强烈的散射作用与界面热阻,显著降低电子与声子输运等性能,金属基复合材料的功能特性甚至无法达到线性叠加效果^[3]。想要实现超越传统混合法则的超优功能特性,就必须构建金属基复合材料功能化设计新理论,基于增强相与基体的内源效应大幅提升复合组分自身性能,促使复合界面实现对功能特性影响的逆向到正向的性质转换。本部分阐述金属基复合材料功能特性的内源性效应,主要以石墨烯-金属复合体系为例,阐明增强相与金属基体相互激发以获得超优导电、导热等功能特性的重要现象;需要指出的是,功能特性内源性效应的物理基础是调控复合界面处基体/增强相的电子能带结构与声子耦合,改变电子/声子在基体或增强相中的本征输运行为,进而实现超越混合法则的复合性能;原理上具有广泛的普适性,同样适用于其它纳米增强相-金属复合体系。

在导电性能研究领域,石墨烯与金属基体相互掺杂、改性,能够实现复合化后性能相比基体显著提升。Cao 等^[41]利用化学气相沉积(CVD)技术在微米级铜箔上原位生长石墨烯,并将石墨烯-铜多层铜箔热压为复合材料块材;研究表明复合材料仅含有 0.008%体积分数的石墨烯时,就能够使其电导率相比纯铜基体提高 17%。理论上,高体积分数的石墨烯-铜复合界面引起的电子散射作用不利

于电导率提升;但复合化后石墨烯与铜基体产生强烈相互作用,不仅促进了铜基体择优取向降低晶界电子散射,而且由于电子掺杂作用石墨烯同时具备了高载流子浓度与高电子迁移率,导致石墨烯本征电导率大幅提高(高达铜基体的 3000 倍,图 5a 和 5b);上述石墨烯与铜基体的内源性效应是复合材料具备超优电导率的关键所在。Mehta 等^[42]利用等离子体增强化学气相沉积(PECVD)技术制备了石墨烯-铜复合纳米导线,揭示出复合界面对铜中传输电子具备一定的弹性散射能力,避免了未复合化铜导线表面的完全非弹性散射,因而显著提升了电导率;Yeh 等^[43]亦发现石墨烯-铜复合导线载流能力高达 10^8 A/cm²(图 5c~5e),高于纯铜导线 1 个数量级;其根本机制就是由于石墨烯层的引入改变了铜基体中的电流传导方式,提供了电子传输新通道。值得指出的是,金属基复合材料的组织可控性极强,有利于充分发挥内源功能性效益。通过控制石墨烯缺陷、铜基体表面阵列形貌、界面金属插层等,能够精确调控复合界面键合状态与能带结构^[44-47];结合第一性原理与分子动力学理论计算,可实现具备最优性能复合组织的精准设计与构筑;导电性能的内源性调控能够形成系统化基础研究成果,也能够支撑空天、信息通讯等国家重大领域对高导材料的迫切需求,具有非常广阔的发展前景。

在导热性能研究领域,复合界面间的热传导通常依赖于声子间的耦合机制,然而增强相与基体通常为弱物理键合作用,界面热阻较大,导致增强相(如石墨烯)优异的热传导性能难以充分发挥,金属基复合材料的热导率通常低于金属基体^[42]。因而想要达到甚至超越常规线性复合效应,就必须将界面物理键合转变为化学键合,开展复合界面键合调控的基础性研究。近年来,针对石墨烯-金属复合体系提出了如石墨烯缺陷改性、官能团桥接、后退火处理等界面优化方法^[48-51],显著降低了复合界面热阻。然而相比于导电研究方向,导热性能的研究仍处于初期阶段;尤其是缺乏微观界面特性与宏观热导率之间物理联系的深入研究,尚未建立基于内源性效应大幅提升热导率的调控原理与技术途径;尽管如此,现有研究已经显示出石墨烯-铜体系的内源性效应对提升复合材料热传导能力的重要前景。Goli 等^[52]在微米铜箔两侧利用化学气相沉积法覆层高质量石墨烯(图 6a),热导率比纯铜基体提升 20%以上(图 6b);复合铜箔热导率提升的主要机制不是由于石墨烯提供额外传热通道,而是由石墨烯沉积所引发的铜晶粒回复长大以及表面粗糙度减弱所致(图 6c);Mehta 等^[42]通过实验研究表明,镀有石墨烯的纳米铜线的热导率相较于未复合化纳米铜线提升了 50%以上(图 6d~6f),本质上就是归因于石墨烯的

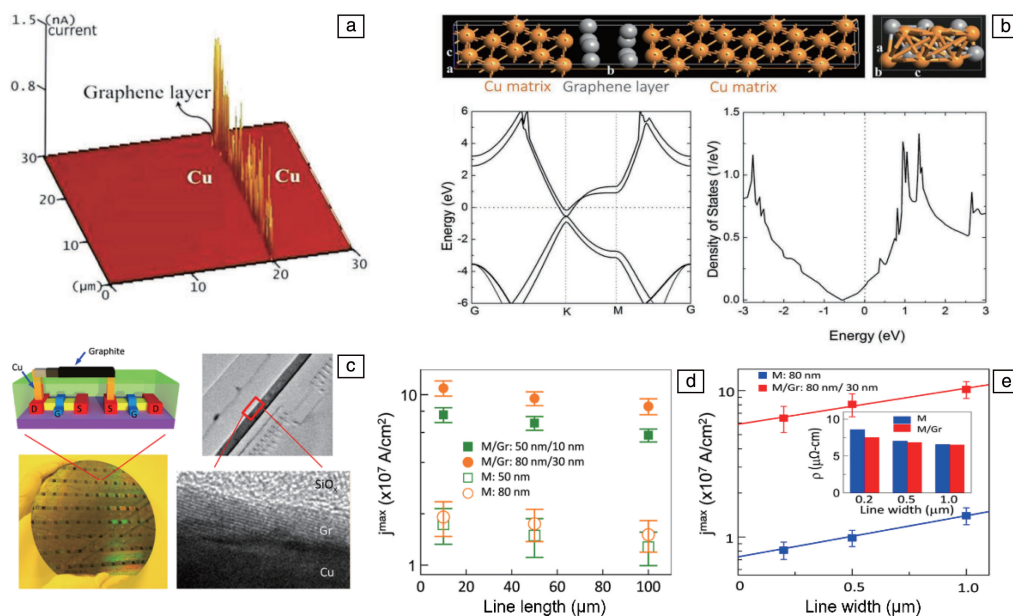


图5 石墨烯-铜基复合材料优异的导电特性^[41, 43]: (a) 原子探针测试石墨烯-铜复合界面处的导电能力, (b) 石墨烯-铜能带结构的第一性原理计算^[41]; (c) 铜互连上沉积石墨烯的原理与复合组织 TEM 照片, (d) 石墨烯-铜复合导线与纯铜导线载流能力随导线长度的变化比较(j_{\max} 定义为物理击穿时的最大电流密度), (e) 石墨烯-铜复合导线与纯铜导线载流能力随导线宽度的变化比较^[43]

Fig. 5 The superior electrical properties of graphene-Cu composites^[41, 43]: (a) electrical conductivity mapping of the composite as measured by atom probes, showing a remarkable improvement at the graphene-Cu interface, (b) the first-principles simulations of the band structure of graphene-Cu composites^[41]; (c) schematic and pictorial illustrations of the architecture of graphene-Cu composite interconnects and the corresponding TEM microstructures, (d) j_{\max} vs. line length plots for the composite and control Cu lines (j_{\max} is defined as the maximum current density at physical breakdown), (e) j_{\max} vs. line width plots for the composite and control Cu lines^[43]

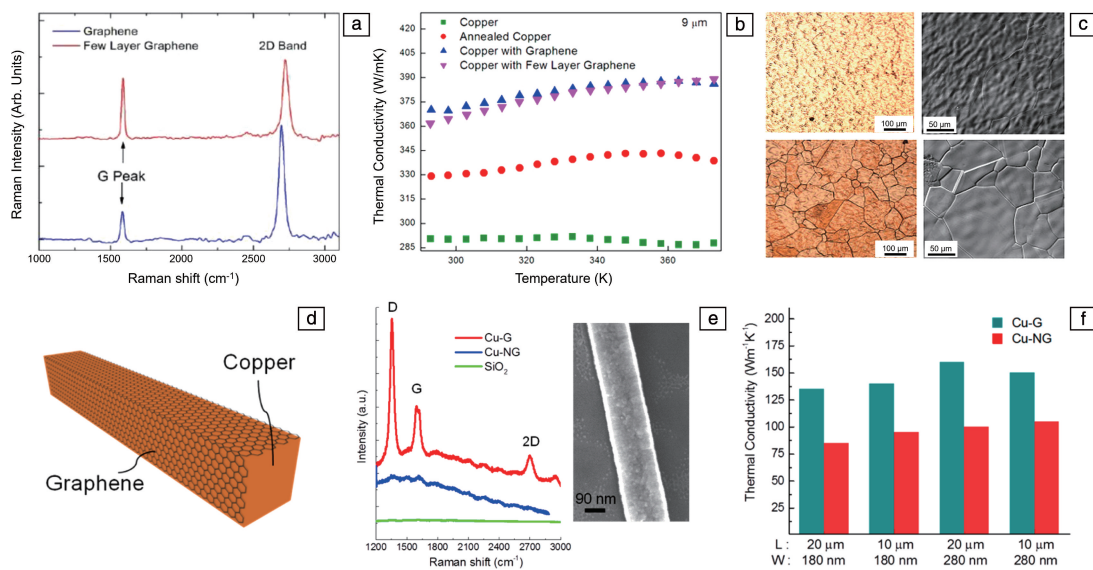


图6 石墨烯-铜基复合材料优异的导热特性^[42, 52]: (a) 利用化学气相沉积法在铜箔表面生长高质量石墨烯的拉曼光谱, (b) 石墨烯-铜复合铜箔与纯铜基体的热导率随温度的变化规律, (c) 铜基体(上半图)与复合铜箔(下半图)中铜晶粒尺寸光学显微镜与 SEM 照片^[52]; (d) 石墨烯-铜纳米线示意图, (e) 石墨烯-铜纳米线的拉曼光谱与 SEM 照片, (f) 不同直径与长度的石墨烯-铜复合纳米线与对应纯铜纳米线的热导率性能对比^[42]

Fig. 6 The superior thermal properties of graphene-Cu composites^[42, 52]: (a) Raman spectrum of graphene-Cu foils as obtained by chemical vapor deposition, (b) thermal conductivities of the graphene-Cu foil and unreinforced Cu foil as a function of temperature, (c) OM and SEM images of Cu foils without (the upper two images) and with (the lower two images) graphene deposition, showing different grain sizes^[52]; (d) schematic of a Cu nanowire conformally coated with graphene, (e) SEM image of the graphene-Cu nanowire and the associated Raman spectroscopy data, (f) thermal conductivities of graphene-Cu composites and Cu nanowires with various dimensions^[42]

表面覆层改变铜基体中电子的表面散射机制,进而大幅度提升了弹性散射概率。综上,金属基复合材料的内源性效应具有广泛适用性,能够激发新奇物理机制,实现功能特性的显著提升。

4 结 语

复合化能够弥补金属或合金性能的不足,是满足材料特定力学性能与功能特性需求的重要途径之一。综合过往,金属基复合材料作为关键工程化材料,研究人员系统开展了界面调控、复合制备、构效关系等应用基础研究,支撑了航空航天、国防军事等重大战略领域对先进材料的迫切需求。展望未来,在世界范围内材料需求的结构轻量化、性能多样化、结构功能一体化趋势下,金属基复合材料面临前所未有的发展机遇。

本文从金属基复合材料力学性能与功能特性内源性效应 2 个方面出发,以典型研究结果为例阐述内源性新型复合理念对提升金属基复合材料性能的关键作用,旨在为新型金属基复合材料的设计与创制提供启发与参考。更广泛地,突破现有基础与应用瓶颈,实现金属基复合材料的跨越式发展,可能要基于以下 3 个方面的关键转变。一是设计中心转变:由充分发挥增强相与金属基体自身性能为目标的传统设计思想,上升为促进增强相与金属基体协同激发、超越本体特性的新设计思想,以“内源性效应”为原则指导金属基复合材料力学与功能性能优化,发展复合新理论、新技术、新体系,获得新复合性能。二是研究范式转变:在工程化材料属性的基础上,由以应用为导向的传统研究范式,发展为以基础研究与应用研究并行的新研究范式;基础研究促进应用,形成“突破性基础研究——创新性应用”的新型发展循环,扩展天空、国防等重大领域的关键部件应用。三是体系定位转变:金属基复合材料是金属材料体系的重要组成部分,不能脱离金属体系而孤立发展;通过复合化效应优化或重构金属的本征形变机制与功能响应,丰富和拓展金属性能调控的理论体系,将会是金属基复合材料未来发展的重要方向之一。

在此基础上,金属基复合材料的加速发展也必须依托新技术途径。当代世界人工智能、数据驱动等变革型技术迅速推进,已经掀起材料创新性研究的浪潮^[53-55];金属基复合材料由于自身体系的多样性与可控性,尤其依赖人工智能等先进技术进行复合组织甄选与高效精准制备,然而现有相关研究仍较少,这需要加强金属基复合材料与力学、计算材料学交叉,构筑基于数据驱动的金属基复合材料设计与应用新技术路线。由此,促进金属基复合材料与金属学领域的高度融合、依托“内源性效

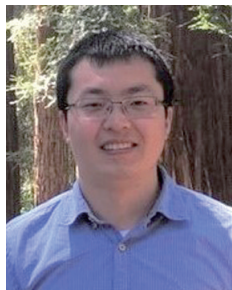
应”新复合创制理念、拥抱新技术途径,可以预见金属基复合材料必将迎来基础研究与工程应用的蓬勃发展。

参考文献 References

- [1] CLYNE T, WITHERS P. An Introduction to Metal Matrix Composites [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1995.
- [2] MORTENSEN A, LLORCA J. Annual Review of Materials Research [J], 2010, 40: 243-270.
- [3] CHAWLA K K. Composite Materials: Science and Engineering [M]. New York: Springer Science & Business Media, 2012.
- [4] SLIPENYUK A, KUPRIN V, MILMAN Y, *et al.* Acta Materialia [J], 2006, 54(1): 157-166.
- [5] 张荻, 张国定, 李志强. 中国材料进展 [J], 2010, 29(4): 1-7.
ZHANG D, ZHANG G D, LI Z Q. Materials China [J], 2010, 29(4): 1-7.
- [6] 武高辉, 匡泽洋. 中国工程科学 [J], 2020, 22(2): 79-90.
WU G H, KUANG Z Y. China Engineering Science [J], 2020, 22(2): 79-90.
- [7] LI H, ZONG H, LI S, *et al.* Nature [J], 2022, 604(7905): 273-279.
- [8] GAO J, JIANG S, ZHANG H, *et al.* Nature [J], 2021, 590(7845): 262-267.
- [9] YANG T, ZHAO Y L, TONG Y, *et al.* Science [J], 2018, 362(6417): 933-937.
- [10] ZHANG D, QIU D, GIBSON M A, *et al.* Nature [J], 2019, 576(7785): 91-95.
- [11] DING Q, ZHANG Y, CHEN X, *et al.* Nature [J], 2019, 574(7777): 223-227.
- [12] ZOU B, WANG L, ZHANG Y, *et al.* Materials Research Letters [J], 2023, 11(5): 360-366.
- [13] 肖伯律, 刘振宇, 张星星, 等. 中国材料进展 [J], 2016, 35(9): 666-673.
XIAO B L, LIU Z Y, ZHANG X X, *et al.* Materials China [J], 2016, 35(9): 666-673.
- [14] LI Z, GUO Q, LI Z Q, *et al.* Nano Letters [J], 2015, 15(12): 8077-8083.
- [15] XIONG D B, CAO M, GUO Q, *et al.* ACS Nano [J], 2015, 9(7): 6934-6943.
- [16] ZHANG X, XU Y, WANG M, *et al.* Nature Communications [J], 2020, 11: 2775.
- [17] ZHANG X, ZHAO N, HE C. Progress in Materials Sciences [J], 2020, 113: 100672.
- [18] HUANG L J, GENG L, LI A B, *et al.* Scripta Materialia [J], 2009, 60(11): 996-999.
- [19] HUANG L J, GENG L, PENG H X, *et al.* Scripta Materialia [J], 2011, 64(9): 844-847.
- [20] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Progress in Materials Sciences [J], 2015, 71: 93-168.
- [21] ASHBY M F. Philosophical Magazine [J], 1970, 21: 399-424.
- [22] FU X, TAN Z, MIN X, *et al.* Materials Research Letters [J], 2021, 9

- (1): 50–57.
- [23] XU R, TAN Z, FAN G, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2019, 120: 278–295.
- [24] CHEN L Y, XU J Q, CHOI H, *et al.* Nature[J], 2015, 528(7583): 539–543.
- [25] LI X, LU L, LI J, *et al.* Nature Review Materials[J], 2020, 5: 706–723.
- [26] FANG T H, LI W L, TAO N R, *et al.* Science[J], 2011, 331(6024): 1587–1590.
- [27] MEYERS M A, MISHRA A, BENSON D J. Progress in Materials Sciences[J], 2006, 51(4): 427–556.
- [28] LI Z, ZHANG Y, ZHANG Z, *et al.* Nature Communications[J], 2022, 13: 5581.
- [29] WANG Y, CHEN M, ZHOU F, *et al.* Nature[J], 2002, 419(6901): 912–915.
- [30] LI D Y, FAN G H, HUANG X X, *et al.* Acta Materialia[J], 2021, 206: 116627.
- [31] CHENG Z, BU L, ZHANG Y, *et al.* Acta Materialia[J], 2023, 246: 118673.
- [32] CHENG Z, BU L, ZHANG Y, *et al.* Proceedings of the National Academy of Sciences of the USA[J], 2022, 119: e2116808119.
- [33] CHENG Z, ZHOU H, LU Q, *et al.* Science[J], 2018, 362(6414): eaau1925.
- [34] MOHAMMED S M, CHEN D L. Advanced Engineering Materials[J], 2020, 22: 1901176.
- [35] LI Z, WANG H, GUO Q, *et al.* Nano Letters[J], 2018, 18(10): 6255–6264.
- [36] HERZOG D, SEYDA V, WYCISK E, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 117: 371–392.
- [37] WANG L, ZHANG Y, CHIA H Y, *et al.* npj Computational Materials[J], 2022, 8: 22.
- [38] ZHAO C, FEZZAA K, CUNNINGHAM R W, *et al.* Scientific Reports[J], 2017, 7: 3602.
- [39] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAUD M. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1999, 30A: 449–455.
- [40] MARTIN J H, YAHATA B D, HUNDLEY J M, *et al.* Nature[J], 2017, 549(7672): 365–369.
- [41] CAO M, XIONG D, YANG L, *et al.* Advanced Functional Materials[J], 2019, 29: 1806792.
- [42] MEHTA R, CHUGH S, CHEN Z. Nano Letters[J], 2015, 15(3): 2024–2030.
- [43] YE H C H, MEDINA H, LU C C, *et al.* ACS Nano[J], 2014, 8(1): 275–282.
- [44] GIOVANNETTI G, KHOMYAKOV P A, BROCKS G, *et al.* Physical Review Letters[J], 2008, 101: 026803.
- [45] SUTTER P, SADOWSKI J T, SUTTER E. Physical Review B[J], 2009, 80: 245411.
- [46] STRADI D, BARJA S, DÍAZ C, *et al.* Physical Review B[J], 2012, 85: 121404.
- [47] LARCIPRETE R, ULSTRUP S, LACOVIG P, *et al.* ACS Nano[J], 2012, 6(11): 9551–9558.
- [48] JIANG T, ZHANG X, VISHWANATH S, *et al.* Nanoscale[J], 2016, 8: 10993–11001.
- [49] HOPKINS P E, BARAKET M, BARNAT E V, *et al.* Nano Letters[J], 2012, 12(2): 590–595.
- [50] HAN H, ZHANG Y, WANG N, *et al.* Nature Communications[J], 2016, 7: 11281.
- [51] LEONG W S, NAI C T, THONG J T. Nano Letters[J], 2014, 14(7): 3840–3847.
- [52] GOLI P, NING H, LI X, *et al.* Nano Letters[J], 2014, 14(3): 1497–1503.
- [53] YAO Y, DONG Q, BROZENA A, *et al.* Science[J], 2022, 376(6589): abn3103.
- [54] RAO Z, TUNG P Y, XIE R, *et al.* Science[J], 2022, 378(6615): abo4940.
- [55] PARK H K, KIM Y, JUNG J, *et al.* Acta Materialia[J], 2023, 244: 118583.

(编辑 张雨明)



特约撰稿人李 赞

李 赞：男，1989 年生，上海交通大学长聘教轨副教授，博士生导师。长期以来从金属基复合材料强度与塑性矛盾的基本原理出发，发展金属基复合材料强化新途径；结合先进跨尺度表征（原子

探针、球差电镜、微纳力学、同步辐射）与计算机模拟，探究高强韧金属基复合材料的微观组织-形变机理-宏观性能内在联系；近年来以第一作者及通讯作者在 *Nat Commun*, *Mater Today*, *Nano Lett*, *Int J*

Plast 等期刊上发表论文 30 余篇，他引共 3000 余次。荣获中国复合材料优秀博士论文（2017 年，约 5 人/年），上海交通大学优秀博士论文（2017 年，约 10 人/年），*Materials Research Letters* 年

度最具影响力论文获得者（2022 年，1 篇/年）等；主持多项国家自然科学基金与面上等项目，作为课题任务负责人参与国家重点研发计划与自然基金委重大项目等。