

引用格式: 李劭鹏, 隋晓东, 王美琦, 等. 粉末冶金纳米颗粒增强钛基复合材料研究进展[J]. 航空材料学报, 2025, 45(1): 15-25.
LI Shaopeng, SUI Xiaodong, WANG Meiqi, et al. Research progress of powder metallurgical nano-particulate reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(1): 15-25.

粉末冶金纳米颗粒增强钛基复合材料研究进展

李劭鹏^{1,2}, 隋晓东¹, 王美琦¹, 肖山¹, 韩远飞^{2*}, 王向明¹

(1. 中航工业沈阳飞机设计研究所 结构部, 沈阳 110035; 2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200040)

摘要: 钛基复合材料(TMCs)作为新一代轻质高性能金属结构材料在航空、航天等重大装备领域展现出广阔的应用前景。与传统微米增强 TMCs 相比, 纳米增强 TMCs 在强塑性协同与热变形能力等方面展现出更为显著的优势, 但目前由于纳米增强体分散性和热稳定性等问题, 材料的性能潜力尚未充分发挥。如何设计 TMCs 的复合体系和制备途径引入纳米增强体, 并在热加工与热处理过程中保持稳定性, 一直是纳米颗粒增强 TMCs 面临的严峻挑战。本文围绕粉末冶金纳米颗粒增强 TMCs 工艺特点、制备方法、组织特征与力学性能等方面分析研究现状和进展, 指出纳米增强体分散性、热稳定性等制约其发展的基础问题, 提出未来研究的发展方向。未来应侧重的研究方向有: (1) 碳纳米材料增强 TMCs 的界面反应控制与热稳定设计; (2) 纳米颗粒增强 TMCs 粉体的批量化低成本制备技术; (3) 纳米颗粒增强 TMCs 专用热变形及热处理工艺研究; (4) 纳米颗粒增强 TMCs 组织构型化设计及强韧化机理研究; (5) 纳米颗粒增强 TMCs 材料其他关键力学性能研究。

关键词: 纳米颗粒增强钛基复合材料; 粉末冶金; 微观组织; 力学性能; 强化机理

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000088

中图分类号: V252; TB33

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)01-0015-11

Research progress of powder metallurgical nano-particulate reinforced titanium matrix composites

LI Shaopeng^{1,2}, SUI Xiaodong¹, WANG Meiqi¹, XIAO Shan¹, HAN Yuanfei^{2*}, WANG Xiangming¹

(1. Structure Department, AVIC Shenyang Aircraft Design & Research Institute, Shenyang 110035, China; 2. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200040, China)

Abstract: Titanium matrix composites(TMCs), as a new generation of lightweight and high-performance metals are considered to be one of the most promising structural materials in the fields of aerospace, automotive and other high-tech industries. Compared with conventional micron-reinforced TMCs, nano-reinforced TMCs(NRTMCs) exhibit more significant advantages such as the desirable strength and ductility synergies and thermal deformation capacity. However, the performance potential of NRTMCs has not been sufficiently developed due to the problems of dispersion and thermal stability of the nano-reinforcements. How to introduce nano-reinforcements and maintain their stability during thermal mechanical processing has been a serious challenge for NRTMCs. This paper reviews the research progress of the process features, fabrication methods, microstructure characteristics and mechanical properties, analyses and identifies a series of fundamental issues such as dispersion and heat stability of nano-reinforced material that constrain its development, and proposes the directions for future research. The development directions of future research focus on: (1) interface reaction control and thermal stability design; (2) batch production and low-cost preparation technology; (3) research on special thermal deformation and heat treatment process; (4) tissue configuration design and toughness mechanism and (5) other key mechanical properties research of nano-particulate reinforced TMCs.

Key words: nano-particulate reinforced titanium matrix composites; powder metallurgy; microstructure; mechanical properties; strengthening mechanism

钛合金具有密度低、比强度高、耐热性能好等特点,被誉为继铁和铝之后的“第三金属”,在航空发动机压气机叶片、盘等关键零部件中获得广泛应用,逐渐成为航空航天等国家重大装备领域不可替代的关键战略性材料之一^[1]。近10年来,以空天飞行器为代表的国家重大战略性装备蓬勃发展,对钛合金的需求呈高速增长趋势,并促使其向高性能化、轻量化和低成本化发展^[2]。利用非连续高强度陶瓷相对钛合金进行复合强化,设计开发非连续增强的钛基复合材料(TMCs)是实现钛合金性能提升的重要手段。TMCs不仅具有陶瓷相高强高模的特性,还兼具钛合金优异的延展性。在近20年研究中,研究人员围绕增强体的多元多尺度设计与复合技术开展大量研究,力求通过对多组元增强体的搭配与成分调控实现均匀化复合,避免增强体分布不均匀导致基体内应力集中,最大限度地发挥增强体对晶界的钉扎与承载作用,从而使材料获得均一稳定的性能^[3]。然而,采用传统熔炼技术制备得到的TMCs由于在高温下需要经历缓慢的冷却过程,其增强体表现为微米尺寸,且随着增强体体积分数的提升,陶瓷颗粒团聚与断裂导致材料室温塑性降低的问题始终未得到有效解决,限制TMCs进一步发展与应用。

设计TMCs的复合体系和制备途径,减小增强体尺寸,实现纳米化复合不仅可以缓解局部应力集中,还能够发挥纳米颗粒的Orowan强化作用,大幅提升强化效率,是目前实现TMCs强塑性匹配的重要手段^[4]。由于TMCs制备温度高、加工工艺复杂,如何引入纳米增强体,并在热加工与热处理过程中保持稳定性,一直是纳米颗粒增强TMCs面临的严峻挑战。在多种制备工艺中,基于固相烧结成形的粉末冶金技术具有组织结构可控性与可设计性强的特点,在纳米颗粒增强TMCs的研制中展现出显著的优势。近年来研究人员围绕TMCs纳米化复合与界面调控技术开展大量研究,推动了纳米颗粒增强TMCs高性能化的发展进程^[5-6]。本工作围绕粉末冶金纳米颗粒增强TMCs研制的工艺特点、制备方法、组织特征与力学性能等方面综述了研究现状和进展,并指出未来研究的发展方向。

1 粉末冶金技术概述

1.1 反应热压烧结技术

反应热压烧结技术(reactive hot pressing, RHP)是将基体粉末与增强体反应剂混合,经除气-冷压

得到预制坯体,在随后烧结过程中利用基体与反应剂之间自发反应原位合成增强体,同时通过单轴加压的方式对材料进行压制,得到致密的块体材料。RHP技术将原位反应和材料的致密化过程相结合,可在一个工序中实现TMCs的制备,具有工艺简单、易于操作、成本低等优点,因而在TMCs研制中应用最为广泛^[7]。然而该技术的缺点也十分明显,由于采用热传递加热方式,升温 and 降温速率较慢,一般单炉运作时间在6~8 h,生产效率低。此外,RHP工艺受模具强度的限制一般在高温下仅能提供10~50 MPa压力,因此烧结温度较高,容易造成材料组织粗大,从而影响材料塑性^[8-9]。

1.2 放电等离子烧结技术

放电等离子烧结技术(spark plasma sintering, SPS)是在加压粉体间通入脉冲电流,利用火花放电瞬间产生的等离子体对粉体加热,使粉体经放电活化、热塑变形和冷却,实现超快速致密化烧结^[10-11]。与传统热压烧结工艺相比,SPS技术的特点是采用脉冲电流进行加热,具有升温速率快、烧结时间短、生产效率高等优势。该技术可以通过调控脉冲电流大小控制升温速率和烧结温度,加热效率极高,最大升温速率可达1000 °C/min,同时颗粒间有效放电可产生局部高温,甚至可以使表面局部熔化,显著提高烧结效率和致密化效果^[12]。SPS技术低温短时烧结的特点,可以有效抑制晶体生长,有助于保持增强体的初始结构并获得细小均匀的组织,是纳米颗粒增强TMCs研究首选工艺^[13-14]。但是SPS技术尚不成熟,无法实现大尺寸粉末冶金产品制备,这使得SPS技术在工业化生产中的应用和推广受到一定限制。

1.3 热等静压烧结技术

热等静压烧结技术(hot isostatic pressing sintering, HIP),也称高温等静压烧结,由美国Bfittelle Columbus实验室于1955年首先提出并应用于粉末冶金领域^[15]。热等静压技术最大的特点是在高温下利用高压气体使材料各向均匀受压,高温和高压共同作用促进材料的致密化,既可用于金属粉末的烧结成形,也可用于消除预制坯、铸件及沉积件的内部缺陷。独特的加压方式使得热等静压技术具有两大突出优势:①在较低烧结温度下制备出微观结构均匀、晶粒细小且致密度高的材料。与热压烧结相比,热等静压工艺可以将烧结温度降低10%~15%,更有利于烧结态材料组织性能调控;②通过对致密化过程的模拟设计包套结构,精确控制产品尺寸,实现复杂结构大尺寸构件的近净

成形,使产品经过少量加工甚至无需加工就能使用。因此,这项技术对难加工的 TMCs 而言具有巨大的发展及应用前景。徐磊团队通过对钛合金热等静压工艺进行优化,大幅改善烧结态钛合金性能,研制的 Ti55 合金拉伸性能优于铸造合金,接近锻造合金水平^[16]。目前通过烧结过程的模拟与包套结构的改进,该技术已经成功应用于氢泵叶轮等大型复杂钛合金构件制备^[16-17]。然而热等静压烧结技术的应用也面临一定挑战,首先是粉末的封装技术难以掌握,在包套的设计与优化中需要经过大量的试错积累经验^[18]。此外,设备的投资成本和单炉运转费用较高,增加了产品研发及生产成本^[19],因此新材料热等静压技术研发时间和经济成本较高。

表 1 总结了以上 3 种工艺的技术原理和技术特征。3 种粉末冶金技术在 TMCs 研制中各有优势,适用于不同体系和规格 TMCs 制备。在利用粉末冶金技术制备 TMCs 时需要解决一系列基础科学问题,克服多种技术挑战,包括材料设计策略完善、工艺参数优化、组织调控等,以获得理想性能。

表 1 粉末冶金技术的特点
Table 1 Characteristics of three types of powder metallurgy technology

Process	Heating method	Pressurizing method	Heating rate/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$)	Product
RHP	Heat transfer	Single-axis pressurization	< 10	Ingot
SPS	Pulse current	Single-axis pressurization	10-1000	Ingot
HIP	Heat transfer	Circumferential pressurization	< 10	Complex component

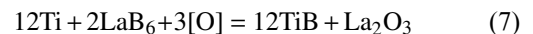
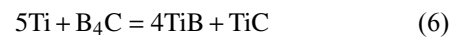
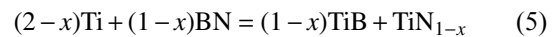
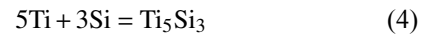
2 粉末冶金钛基复合材料工艺概述

烧结温度、压强和时间是决定粉末冶金材料组织性能的主要工艺参数。按增强体引入方式对烧结工艺的需求将 TMCs 粉末冶金工艺分为两类:基于利用界面反应的高温烧结工艺和基于抑制界面反应的低温高压烧结工艺。

2.1 基于利用界面反应的高温烧结工艺

高温烧结法是利用高温下反应剂与基体的化学反应实现增强体与基体的复合,适用于 TiB、TiC 等原位自生的增强体系,在 TMCs 制备中应用最为广泛。

TMCs 常用原位反应体系如下:



Tjong 团队^[20-22]和 Ma 团队^[23-24]采用粉末冶金法对 Ti-B、Ti-TiB₂、Ti-BN、Ti-B₄C 等体系进行反应热压烧结,获得以 TiB 和 TiC 为原位自生增强相的 TMCs,并对其高温蠕变性能进行详细研究。结果发现,采用原位自生法可以减少增强体与基体的界面结合缺陷,有助于提升材料高温性能。Huang 团队将低能球磨与反应热压烧结工艺相结合,利用粉末冶金工艺微观组织可设计性强的特点,通过低能球磨将小颗粒增强体反应剂镶嵌于大尺寸钛粉表面,而后在热压烧结过程中利用反应剂与 Ti 基体原位反应使增强体由粒界向粒内生长,实现原位组装,开发出增强体在粒界呈准连续网络分布的 (TiB + TiC)/Ti^[25-27]、(Ti₅Si₃ + Ti₂C)/Ti^[28]、(TiB + Ti₅Si₃)/Ti^[29] 等复合材料。网状结构设计一定程度上解决了 TMCs 室温脆性问题,同时也大幅提升了材料高温抗氧化性能。总体而言,高烧结温度有助于元素均匀扩散,减少微观成分偏析,获得高致密度块体材料。但是,由于原位反应和材料致密化所需温度较高,烧结温度往往高于合金材料的 β 相变温度,烧结态材料基体组织和增强体尺寸较为粗大,一定程度上降低材料室温强塑性。

2.2 基于抑制界面反应的低温高压烧结工艺

低温-高压烧结工艺特点是利用高压强 (> 150 MPa) 弥补烧结温度不足,使材料在 $\alpha+\beta$ 两相区,甚至 α 单相区实现致密化,达到抑制界面反应或阻碍晶粒生长的目的。Zhang 等^[30-31]通过 SPS 技术在 900 $^{\circ}\text{C}$ 、500 MPa 条件下制备多层石墨烯 (multilayer graphene, MLG)/TC4 复合材料,并系统地对比烧结温度、升温速率、保温时间等参数对复合材料界面反应的影响。研究发现,采用低温-短时-快速的烧结工艺可以有效抑制 MLG 与 Ti 的界面反应,获得可控的 MLG-TiC-Ti 过渡界面,适度的界面反应可以提高碳纳米材料和基体之间的界面结合强度,极大程度改善 MLG/Ti 复合材料室

温塑性。

与高温烧结工艺相比,低温-高压-短时的烧结工艺不仅有效抑制界面反应,在保留碳纳米材料本征结构的同时获得反应程度可控的高性能过渡界面,还能够抑制增强体和基体晶粒生长,大幅提升材料强塑性。目前,该工艺已经在碳纳米材料增强 TMCs 的研制中获得广泛应用,同时也逐渐推广至钛合金及原位自生 TMCs 的制备,达到细化基体组织或抑制纳米增强体生长的目的^[32]。然而,由于烧结温度较低,对于硬度较高的钛合金而言,其粉体颗粒间结合的致密程度难以保证。此外,由于该工艺对压强要求较高(150~500 MPa),常用的石墨模具无法在高温下满足强度要求,需要采用像钨钢(W8Co)、硬质合金钢(YL10.2)等高强耐热材料作为模具,大大增加模具的损耗及制作成本。因此,此类工艺的适用范围较窄,目前仅在实验阶段用于纯钛或 TC4 基复合材料制备,尚未应用于耐热 TMCs 的研究。

3 钛基复合材料增强体纳米化设计研究现状

采用传统熔铸法或高温烧结工艺制备的 TMCs,其增强体均经历了充分扩散及长大过程,多为微米尺寸。研究表明,当 TiB、TiC 等微米增强体尺寸超过临界值时,极易在端部产生应力集中,导致增强体断裂而引入裂纹源^[33]。相比之下,纳米增强体可以减少局部应力集中,有利于材料均匀变形,往往在较低体积分数下可以达到高体积分数微米增强体的强化效果,因而解决材料强塑性倒置的问题具有独特优势。理论上,所有增强相都可以以纳米尺寸引入复合材料中,但由于纳米增强体高温稳定性较差,极易在高温下与基体发生反应或自发长大,因而需要对其制备工艺进行严格把控。目

前,根据制备工艺及原理的差异将 TMCs 中纳米增强体分为粉末冶金原位自生纳米颗粒、外加碳纳米材料和粉体预合金化过程中原位析出的纳米颗粒。

3.1 粉末冶金原位自生纳米颗粒

粉末冶金原位自生技术是纳米颗粒增强 TMCs 的常用制备工艺,在制备时既要确保原位反应充分进行以减少界面缺陷,又要防止增强体因制备温度过高而粗化。因此,其制备工艺一般需要满足如下两个条件:首先是选用纳米级反应剂,为增强体提供更多更小的形核质点,从源头细化增强体尺寸;其次是采用短时-快速的烧结工艺,减少材料在高温下停留时间,抑制增强体生长。

Huang 等采用低能球磨法将 B、B₄C、BN 等纳米粉末包覆在球形 Ti 粉表面,通过短时 SPS 烧结技术制备得到 TiB 纳米线,其在粒界呈网状分布的 TMCs(TiB_{nw}/Ti),并系统地研究烧结温度和保温时间对 TiB 纳米线尺寸的影响^[34-37]。研究发现,TiB 纳米线的超高长径比(接近 150)大幅提升承载强化效果,研制的 2.5%(体积分数)(TiB + TiC)/TC4 复合材料屈服强度高达 1070 MPa,较基体 TC4 合金提升 30%,同时保有 9.6% 超高伸长率,综合性能远超同类烧结态微米颗粒增强的 TMCs^[35]。值得注意的是,TiB 纳米线除具有超高强化效果外,还具有良好热稳定性。TiB 纳米线生长临界温度在 1100~1200 °C 之间^[34],当烧结温度低于 1100 °C 时,可以得到直径 50~300 nm、长数十微米的 TiB 纳米线(图 1(a))^[35],且经过 24 h 长时间保温后 TiB 纳米线并未出现明显长大现象。但是,当烧结温度超过 1200 °C 时,部分 TiB 通过重新形核和堆叠粗化为微米纤维,导致材料屈服强度明显下降。此外,Luo 等通过化学沉积法制备出由酚醛树脂纳米球包覆氢化脱氢纯钛的复合粉体,利用真空烧结技术原位合成 TiC 纳米片增强的

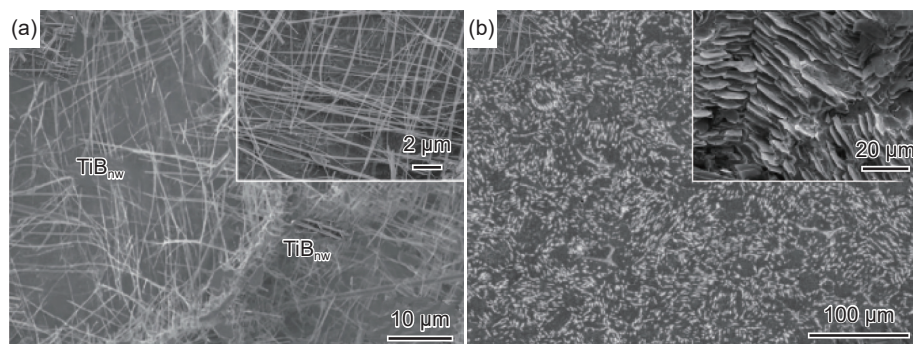


图1 粉末冶金原位自生纳米增强体 (a)TiB 纳米线^[35]; (b)TiC 纳米片^[38]

Fig. 1 *In-situ* synthesized nano-reinforcements

(a)TiB nanowires^[35]; (b)TiC nanoplatelets^[38]

TMCs(TiC nanoplatelets/Ti)^[38]。经过高温原位反应, TiC 以纳米片形式均匀嵌入钛基体中, 厚度为 28~130 nm(图 1(b))。研究表明, 高体积分数的 TiC 纳米片可以有效钉扎晶界将纯钛抗压屈服强度提升至 1.52 GPa, 同时保有 44.4% 断裂应变, 展现出非常优异的室温压缩性能。

3.2 外加碳纳米材料

随着石墨烯(Gr/MLG/GNPs/rGO)和碳纳米管(CNTs/MWCNTs)研究热度上升, 碳纳米材料逐渐作为纳米增强体应用于金属材料, 且推广并应用于 TMCs 强化设计。然而印度马德拉斯技术学院 Vasanthakumar 等在研究多壁碳纳米管(MWCNT)增强 TMCs 时发现碳纳米材料活性较高, 与 Ti 反应临界温度约为 550 °C, 因而当烧结温度过高时, 将与基体发生充分的原位反应, 完全转化为 TiC^[39]。因此, 为了保留碳纳米材料本征结构, 往往需要在 $\alpha+\beta$ 两相区或 α 单相区采用低温-短时的 SPS 烧结工艺, 从热力学与动力学角度抑制碳纳米材料与基体的界面反应。

Wang 等率先采用了低温-高压的 SPS 致密化技术, 在 550 °C、300 MPa 条件下制备出无界面反应或界面反应较少的 MWCNT/Ti 复合材料, 实现了 MWCNT 的本征特性增强, 使复合材料力、热和电学性能同步提升^[40-41]。Dong 等在 900 °C 两相区采用短时的 SPS 烧结工艺制备得到石墨烯纳米片

增强的 TMCs(GNPs/TC4)^[42], 并发现适宜的界面反应会在 GNPs-Ti 界面之间形成 TiC 纳米过渡层, 从而促进 GNPs 与基体结合, 有助于提升界面结合强度(图 2(a))。Mu 等^[43-44] 在开展 GNPs/Ti 复合材料界面反应精细控制工艺研究时发现, 在 TiC_x 反应层达到致密化且 GNPs 本征结构完好的条件下, 将产生 GNPs-TiC_x 协同强化效应: 其中 TiC_x 具有传递和承担载荷的双重作用, 并且 GNPs 能够有效抑制界面反应层裂纹扩展^[45]。可见, 在保留碳纳米材料本征结构基础上, 界面设计也是碳纳米材料增强 TMCs 重要强化手段。Dong 等在上述研究基础上, 采用化学镀的方法向碳纳米材料表面添加 Ni、Cu、Ag 等金属元素进行修饰, 得到了 MWCNTs@Ni/Ti^[46]、Ag@rGO/Ti^[47]、Cu@rGO/Ti^[47] 等复合粉体。研究表明, 金属元素的添加不仅显著改善碳纳米材料分散效果, 还在烧结过程中有效抑制碳纳米材料与基体反应, 获得 Ti-Ti₂Ni-TiC 与 Ti-Ti₃Ag-TiC 等过渡界面(图 2(b))。界面处纳米过渡层有效保留了 rGO 的本征结构, 并显著提高 rGO-Ti 界面结合强度与载荷传递效应, 从而使材料具备更高的强度。

此外, 为了提高碳纳米材料与基体的界面结合强度, Liu 等在球磨过程中加入纳米硼粉制备出 B-GNPs/flake-Ti 复合粉末, 并利用硼与基体的原位反应在片层表面巧妙地设计出一种具有“苍耳”结

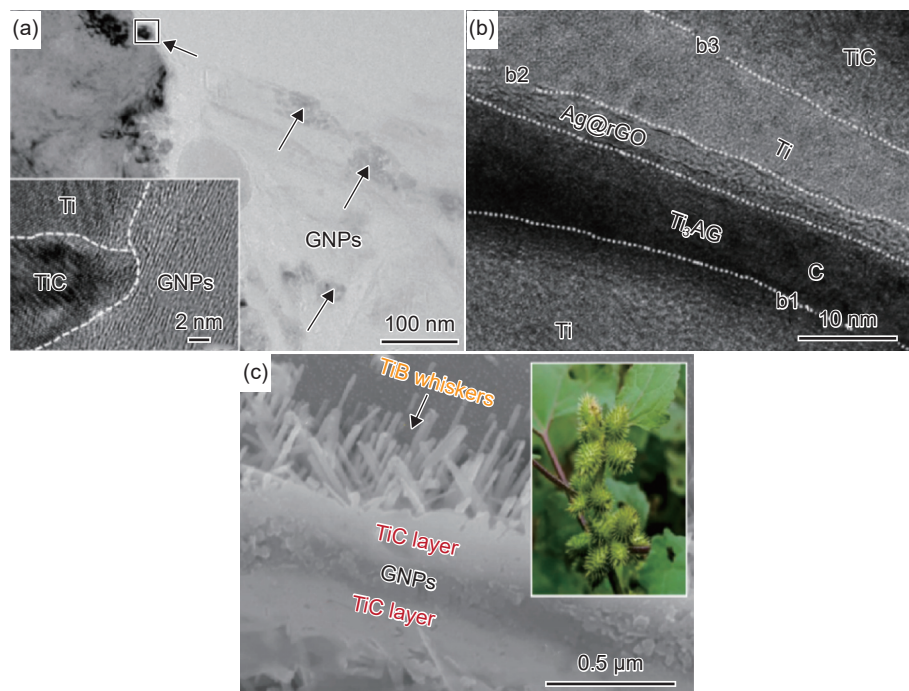


图 2 外加碳纳米材料的形貌特征 (a)GNPs/TC4^[42]; (b)Ag@rGO/Ti 过渡界面^[47]; (c)B-GNPs-TiC 界面^[48]

Fig. 2 Morphology characteristics of external carbon nanomaterials (a)GNPs/TC4^[42]; (b)Ag@rGO/Ti transition interface^[47]; (c)B-GNPs-TiC interface^[48]

构的 B-GNPs-TiC 界面(图 2(c))^[48-51]。原位自生的 TiB 纳米纤维垂直于 GNPs-Ti 界面向两侧生长,起到了“穿针引线”作用,显著提高 GNPs-Ti 界面结合强度与抗剪切能力。界面结合强度的改善使 B-GNPs/flake-Ti 复合材料抗拉强度和伸长率与 GNPs/flake-Ti 相比均得到了显著提升,分别从 787 MPa 提升至 842 MPa, 25.4% 提升至 27%。可见,在纳米化复合基础上进一步对界面的设计有助于提高 GNPs-Ti 界面结合强度,从而提升结构基元间结合力,促进构型强韧化协同效果。

3.3 粉体预合金化过程中原位析出的纳米颗粒

除在粉末冶金成形过程中引入增强体外,在粉体预合金化制备过程中控制增强体的析出路径及生长速度也是引入纳米增强体的另一重要手段。粉体预合金化(pre-alloyed)方法思想最早应用于合金粉体制备,该技术预先将目标元素或第二相颗粒在熔炼阶段均匀混合,随后利用雾化或旋转电极方式将其制成复合粉末,其工艺流程如图 3(a)所示^[52]。与上述众多表面包覆技术相比,这项技术的优势在于可以利用前期的多次重熔过程精确控制增强体的体积分数并将其均匀分散,而后结合制粉技术将增强体内嵌于粉末中,解决机械混合杂质多、不均匀等问题,适用于绝大多数原位自生增强复合体系。同时,快速凝固过程可以有效抑制增强体生长,可将增强体细化至纳米尺度。

Yolton 等通过熔炼方法分别制备了 TiB、TiC 单元增强及 TiB+TiC 二元增强的 TMCs 铸锭,随后通过雾化方法将其制成粉末^[53]。与铸态组织相比,粉体表现出典型的快速凝固组织特征,且

增强体得到了显著细化。Lu 团队也利用类似方法,制备得到 TiB/Ti、(TiB+La₂O₃)/IMI834、(TiB+TiC)/TC4 等一系列粉体^[52],并发现当硼含量低于共晶成分时,不仅能够将 TiB 细化为纳米纤维,还能借助 Ti-B 体系独特的共晶反应使 TiB 在初生 β -Ti 周围均匀分布,构筑如图 3(b)~(e)微细网状结构。这种在凝固过程自生的微细网状结构为 TMCs 组织调控和结构设计提供了新的研究方向。

与碳纳米材料相比,粉体内原位自生的纳米 TiB 具有更高热稳定性,其热稳定温度达 900 °C,且可以作为晶粒细化剂,有效解决温度过高导致 TMCs 组织粗化的问题^[54-55]。基于这一特征,吕维洁教授团队通过调控烧结温度、时间等工艺参数实现对基体组织与多元纳米增强体尺寸和分布的合理化调控,制备出具有晶界/晶内多层次结构的 (TiB+La₂O₃)/IMI834,在不经任何热变形加工前提下,材料抗拉强度超过 1100 MPa,兼具 10% 以上优异伸长率,达到同类锻态材料水平^[56]。此外,随着构型化复合设计理念的兴起,研究人员利用表面修饰或二次混粉等工艺对 TMCs 粉体进行预处理,并辅以热加工等手段构造出具有独特纳米异构组织的高性能 TMCs。本课题组利用合金与复材粉体结构对热变形行为影响的差异,采用简单混粉及热变形工艺在 TMCs 内构筑了粗/细晶交错分布的混晶异构组织,在增强体体积分数仅为 1.2% 情况下,其研制的 F&C-1:1TMCs 室温抗拉强度进一步提升至 1250 MPa,并具有约 10% 的优异伸长率,600 °C 高温强度高达 860 MPa,实现了强韧性与耐热性能同步提升。Li 团队也采用类似的设计理念,将

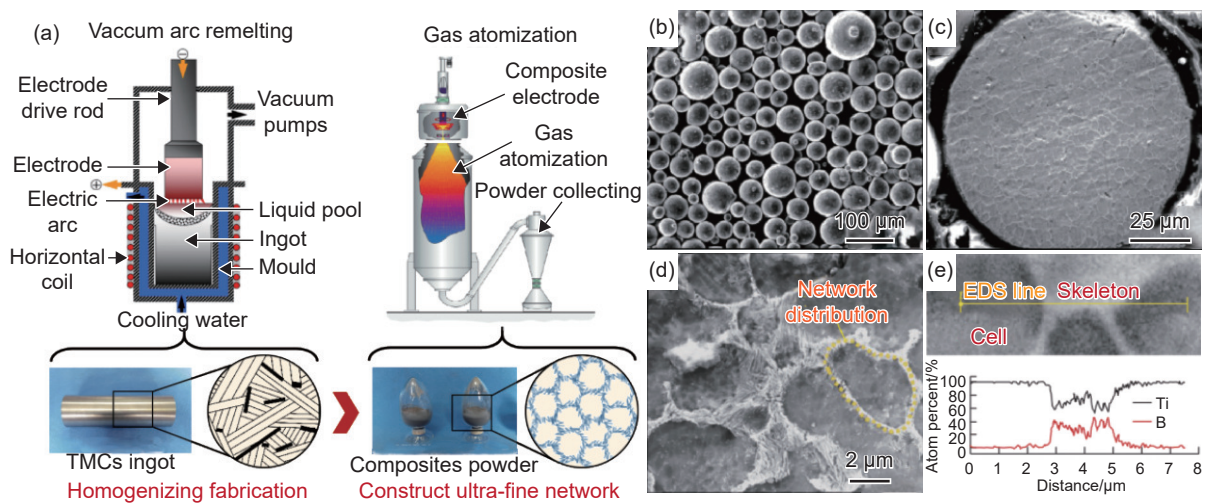


图 3 TiB/Ti 复合材料粉末^[52] (a)制备流程;(b)粉体的宏观形貌;(c)粉体的剖面组织;(d)网状结构;(e)EDS 线扫描结果
Fig. 3 TiB/Ti composite powder^[52] (a)preparation process;(b)macroscopic of the powder;(c)cross-section of the powder;(d)network structure;(e)EDS line scan results

Al粉与V粉包覆至球形TiB/Ti复合材料粉末表面,采用粉末冶金方法制备得到了具有三维混晶组织的双模态TiB/Ti-6Al-4V复合材料,与均匀增强的复合材料相比,具有双模态特征的TMCs强塑性与加工硬化能力显著提升,室温强度和塑性分别提升至1065 MPa和10.9%^[57]。在多级结构构筑方面,哈尔滨工业大学基于H-S理论,采用低能球磨工艺将TiB₂等反应剂包覆在TMCs粉体表面,制备得到具有粒界/晶界两级网状结构的微纳多尺度TiB_{mw}/(Ti6Al4V-TiB_{nw})复合材料,将材料室温抗拉强度提升至1120 MPa,同时伸长率高达14.7%,突破TMCs强塑性瓶颈^[58]。可见,在纳米增强基础上,利用粉体独特的内部结构对TMCs组织进行构型化设计能够大幅突破材料的性能瓶颈,有助于实现强度、塑性与耐热温度同步提升。

4 纳米颗粒增强TMCs的强韧化机理

大量研究表明,增强体的强化效果具有明显尺寸效应,细化增强体尺寸有助于材料强塑性提升。从强化机理角度分析,微米增强TMCs受增强体尺寸与体积分数限制,其强化机制大部分归结于增强体细晶与承载效果。而当增强体细化至纳米尺度时,同体积分数下增强体与基体的界面占比将增加2~4个数量级,此时,增强体在变形过程中强化作用不仅限于承载机制,其产生的Orowan强化将逐步发挥主导地位。在塑性变形过程中,基体中运动的位错遇到纳米增强体的阻碍时会发生“拱弯”现象,从而在纳米颗粒周围留下一个位错环,并绕过增强体继续运动。增强体周围残余位错环的形成会产生背应力,阻止位错进一步迁移导致屈服强度增加,从而使纳米颗粒增强的TMCs获得除承载强化以外更高的强化效果,其强度贡献值可由Orowan Ashby方程计算^[59]:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.13G_m b}{\lambda} \ln \frac{d_r}{2b} \quad (8)$$

式中: d_r 为增强体的直径; G_m 为剪切模量; b 为伯格矢量的模; λ 为粒子间距,可以通过公式(9)进行估算^[60]:

$$\lambda \approx d_r \left[\left(\frac{1}{2V_r} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \right] \quad (9)$$

式中: V_r 是增强体的体积分数。可以看出,纳米颗粒越多,间距越小,强化作用越明显。因此在相同体积分数下,降低增强体尺寸有助于Orowan强化

作用发挥。此外,晶内增强体更容易在变形时产生位错环,因此,相比于传统晶界强化结构,处于晶界/晶内多层次纳米强化结构更有利于获得更高Orowan强化效果。

韧化方面,对于钛合金基体而言,基体晶界可以有效阻碍位错运动并在晶界处形成高密度的位错区^[61],而与基体晶界相比,增强体与基体的相界具有更高界面结合强度,同时也对位错具有更强阻碍作用,因此纳米增强体与基体相界面面积增加会促进局部位错密度提升,在应力驱动下,位错可以通过交滑移穿越晶界或促进多滑移系开动来协调变形(cross-slip)^[62],从而提升基体变形协调能力。此外,按照格里菲斯(Griffith)断裂理论,材料对既有裂纹扩展的容忍度与裂纹大小相关^[63],在材料发生塑性变形时,传统微米增强体会在几何尖端产生高密度几何位错(GNDs)^[64]并形成应力集中,促使增强体发生断裂而引入大尺寸缺陷,造成材料过早失效。相比之下,在纳米增强的TMCs中,增强体尺寸的细化可以提高增强体分散程度,使得形变过程中应力分布更均匀,有效缓解应力集中,同时可以大幅减小由增强体断裂引入的初始缺陷尺寸,在释放应力的同时提高基体对初始裂纹的损伤容限,进而避免了材料早期断裂,大幅提升材料伸长率。

5 结束语与展望

钛基复合材料作为新一代轻质高性能金属结构材料在航空、航天等重大装备领域展现出广阔的应用前景。与传统微米增强TMCs相比,纳米增强TMCs在强塑性协同、热变形能力等方面展现出更为显著的优势,但目前受纳米增强体分散性、热稳定性等问题影响,材料性能潜力尚未充分发挥,且仍需进一步控制制造成本。随着材料设计思想的创新与制造技术的发展,未来发展趋势主要集中在如下几个方面:

(1)碳纳米材料增强TMCs的界面反应控制与热稳定设计:碳纳米材料复合界面的热力学理论温度约为550℃,远低于材料制备与加工温度,在烧结与热加工过程中易与基体发生进一步反应,同时也无法在高温长时间服役条件下保持稳定性能,限制其在高温等极端服役场景的应用。在后续研究中,如何通过界面修饰、过渡层设计等方式进一步抑制界面反应,提升碳纳米材料与基体界面稳定性将有望是材料性能获得进一步提升,大幅降低材料加工难度与制造成本,拓宽其应用范围的发展趋势。

(2) 纳米颗粒增强 TMCs 粉体的批量化低成本制备技术: 对于原位自生体系的 TMCs 而言, 预合金化方法可以将纳米增强体直接嵌入 TMCs 粉体内部, 粉体无需经过表面复合处理便可直接用于材料制备, 极大地简化粉体后处理工艺。该方法具有分散效果好、纯净度高、简单高效等优势, 并可以在精确控制增强体含量的同时实现增强体纳米化。但是, 由于增强体在粉体内无法去除, 这种技术路线制得的粉末具有极强专用性, 实验研发成本相对较高, 需开发出成熟的复合材料设计、制备加工与后处理体系, 降低复合材料粉体制备成本, 从而凸显该工艺在组织构型化设计与高性能材料研制中的优势。

(3) 纳米颗粒增强 TMCs 专用热变形及热处理工艺研究: 现有的研究表明纳米增强体在调控基体组织、提升热变形能力与强韧化设计方面具有巨大优势, 但是受增强体热稳定性影响, 采用传统的热变形与热处理工艺极易使纳米增强体发生二次粗化, 因此亟需基于纳米增强体的热稳定性与基体组织的热转变特性开发适用于纳米颗粒增强体系的热加工工艺, 从而最大限度发挥纳米增强体强韧化优势。

(4) 纳米颗粒增强 TMCs 组织构型化设计及强韧化机理研究: 组织构型化是目前 TMCs 高性能发展的重要趋势, TMCs 粉体开发为 TMCs 构型化设计提供了新的研究方向。未来如何从微观力学角度出发, 发挥粉体内部结构优势实现纳米异构 TMCs 微观组织的定制化、精细化设计, 并揭示异构组织的强韧化机理, 形成全流程制备工艺及材料设计理论体系将有望使 TMCs 性能获得跨越式提升。

(5) 纳米颗粒增强 TMCs 材料其他关键力学性能研究: 目前研究人员主要从室温强塑性与耐热性能角度研究了纳米增强 TMCs 室温与高温拉伸、压缩等基础力学性能, 材料成熟度较低, 为进一步评估纳米增强 TMCs 应用前景, 在后续研究中仍需要继续对材料断裂韧度、疲劳、蠕变、抗氧化性等其他关键性能进行详细评估与研究, 健全纳米颗粒增强 TMCs 性能体系, 形成全面的性能数据库, 从而进一步推动其在航空航天等重大装备领域的应用。

参考文献:

- [1] 韩远飞, 乐建温, 方旻翰, 等. 高性能原位自生钛基复合材料制备加工与航天应用探索[J]. 中国材料进展, 2020, 39(12): 945-954.
- [2] 刘世锋, 宋玺, 薛彤, 等. 钛合金及钛基复合材料在航空航天中的应用和发展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 77-94.
- [3] 来晓君, 李劭鹏, 韩远飞, 等. 多元多尺度增强钛基复合材料复合设计与先进加工技术研究进展[J]. 钛工业进展, 2020, 37(3): 40-48.
- [4] 魏子超, 韩远飞, 李劭鹏, 等. 非连续纳米相增强钛基复合材料研究进展与展望[J]. 航空制造技术, 2022, 65(16): 104-125.
- [5] 鞠瀚宇, 杨文澍, 武高辉. 纳米复合材料界面调控与强化机制研究进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(9): 642-652.
- [6] 王慧远, 李超, 李志刚, 等. 纳米增强体强化轻合金复合材料制备及构型设计研究进展与展望[J]. 金属学报, 2019, 55(6): 683-691.
- [7] 黄陆军, 段天博, 耿林, 等. 网状结构钛基复合材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2014.
- [8] FANG Z Z, PARAMORE J D, SUN P, et al. Powder metallurgy of titanium-past, present, and future[J]. International Materials Reviews, 2017, 63(7): 407-459.
- [9] AMHERD HIDALGO A, FRYKHOLM R, EBEL T, et al. Spaceflight application and fabrication of high-performance *in-situ* titanium matrix composites[J]. Materials China, 2020, 39(12): 945-954.
- [10] LIU S F, SONG X, XUE T, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77-94.
- [11] LAI X J, LI S P, HAN Y F, et al. Progress on composite design and development of advanced processing technology of multi-phase and multi-scale reinforced titanium matrix composites[J]. Titanium Industry Progress, 2020, 37(3): 40-48.
- [12] WEI Z C, HAN Y F, LI S P, et al. Research progress and development tendency of discontinuously nano-reinforced titanium matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(16): 104-125.
- [13] JU B Y, YANG W S, WU G H. Research process on interface modification and strengthening mechanism of nanocomposites[J]. Materials China, 2020, 39(9): 642-652.
- [14] WANG H Y, LI C, LI Z G, et al. Current research and future prospect on the preparation and architecture design of nanomaterials reinforced light metal matrix composites[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(6): 683-691.

- al. Powder metallurgy strategies to improve properties and processing of titanium alloys: a review[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(6): 1600743.
- [10] 冯海波, 周玉, 贾德昌. 放电等离子烧结技术的原理及应用[J]. *材料科学与工艺*, 2003, 11(3): 327-331.
FENG H B, ZHOU Y, JIA D C. Principle and application of spark plasma sintering technology[J]. *Materials Science and Technology*, 2003, 11(3): 327-331.
- [11] 王庆福, 张彦敏, 国秀花, 等. 放电等离子烧结技术的研究现状及进展[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2014, 42(3): 44-47.
WANG Q F, ZHANG Y M, GUO X H, et al. The latest development and research progress of spark plasma sintering process[J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2014, 42(3): 44-47.
- [12] 张久兴, 刘科高, 周美玲. 放电等离子烧结技术的发展和应 用[J]. *粉末冶金技术*, 2002(3): 129-134.
ZHANG J X, LIU K G, ZHOU M L. Development and application of spark plasma sintering[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2002(3): 129-134.
- [13] ZHANG D. Ultrafine grained metals and metal matrix nanocomposites fabricated by powder processing and thermomechanical powder consolidation[J]. *Progress in Materials Science*, 2022, 123: 100853.
- [14] ZHANG X, ZHAO N, HE C. The superior mechanical and physical properties of nanocarbon reinforced bulk composites achieved by architecture design—a review [J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 113: 100672.
- [15] 谌启明, 杨靖, 单先裕, 等. 热等静压技术的发展及应用 [J]. *稀有金属与硬质合金*, 2003, 31(2): 33-38.
CHEN Q M, YANG J, SHAN X Y, et al. Development and application of HIP technology[J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2003, 31(2): 33-38.
- [16] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1537-1552.
XU L, GUO R P, WU J, et al. Progress in hot isostatic pressing technology of titanium alloy powder[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(11): 1537-1552.
- [17] 徐磊, 郭军, 刘羽寅, 等. Ti-5Al-2.5Sn 合金粉末热等静压压坯的致密化行为及性能[J]. *钛工业进展*, 2011, 28(4): 19-23.
XU L, WU J, LIU Y Y, et al. Densification and properties of Ti-5Al-2.5Sn alloy prepared by using HIP[J]. *Titanium Industry Progress*, 2011, 28(4): 19-23.
- [18] 郭瑞鹏, 徐磊, 柏春光, 等. 包套设计对典型粉末钛合金拉伸性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(8): 2050-2056.
GUO R P, XU L, BAI C G, et al. Effects of can design on tensile properties of typical powder metallurgy titanium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(8): 2050-2056.
- [19] 徐磊, 郭瑞鹏, 刘羽寅. 钛合金粉末热等静压近净成形成本分析[J]. *钛工业进展*, 2014, 31(6): 1-6.
XU L, GUO R P, LIU Y Y. Cost analysis of titanium alloy parts through near-net-shape hot-isostatic-pressing technology[J]. *Titanium Industry Progress*, 2014, 31(6): 1-6.
- [20] TJONG S C, MAI Y W. Processing-structure-property aspects of particulate- and whisker-reinforced titanium matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2008, 68(3/4): 583-601.
- [21] TJONG S C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2007, 9(8): 639-652.
- [22] TJONG S C, MA Z Y. Microstructural and mechanical characteristics of *in situ* metal matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering*, 2000, 29(3/4): 49-113.
- [23] MA Z Y, TJONG S C, GEN L. *In-situ* Ti-TiB metal-matrix composite prepared by a reactive pressing process[J]. *Scripta Materialia*, 2000, 42(4): 367-373.
- [24] MA Z Y, MISHRA R S, TJONG S C. High-temperature creep behavior of TiC particulate reinforced Ti-6Al-4V alloy composite[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(17): 4293-4302.
- [25] HUANG L J, GENG L, PENG H X. *In situ* (TiB_w+TiC_p)/Ti6Al4V composites with a network reinforcement distribution[J]. *Materials Science and Engineering*, 2010, 527(24/25): 6723-6727.
- [26] HUANG G F, GUO X L, HAN Y F, et al. Effect of extrusion dies angle on the microstructure and properties of (TiB+TiC)/Ti6Al4V *in situ* titanium matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, 667: 317-325.
- [27] WEI S L, HUANG L J, LI X T, et al. Network-strengthened Ti-6Al-4V/(TiC+TiB) composites: powder metallurgy processing and enhanced tensile properties at elevated temperatures[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50(8): 3629-3645.
- [28] HUANG L J, WANG S, GENG L, et al. Low volume fraction *in situ* (Ti₅Si₃+Ti₂C)/Ti hybrid composites with network microstructure fabricated by reaction hot pressing of Ti-SiC system[J]. *Composites Science and Technology*, 2013, 82: 23-28.
- [29] 焦阳. 两级网状结构 (Ti₅Si₃+TiB_w)/Ti6Al4V 复合材料研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
JIAO Y. Study on two-stage network structure (Ti₅Si₃+TiB_w)/Ti6Al4V composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [30] ZHANG F, LIU T. Nanodiamonds reinforced titanium

- matrix nanocomposites with network architecture[J]. *Composites Part B*, 2019, 165: 143-154.
- [31] SHANG C, ZHANG F, ZHANG B, et al. Interface microstructure and strengthening mechanisms of multi-layer graphene reinforced titanium alloy matrix nanocomposites with network architectures[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109119.
- [32] GUO R, XU L, CHEN Z, et al. Effect of powder surface state on microstructure and tensile properties of a novel near α -Ti alloy using hot isostatic pressing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 706: 57-63.
- [33] WANG X Y, LI S P, HAN Y F, et al. Visual assessment of special rod-like α -Ti precipitates within the *in situ* TiC crystals and the mechanical responses of titanium matrix composites[J]. *Composites Part B*, 2022, 230: 109511.
- [34] HUANG L, QIAN M, LIU Z, et al. *In situ* preparation of TiB nanowires for high-performance Ti metal matrix nanocomposites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 735: 2640-2645.
- [35] HUANG L, WANG L, QIAN M, et al. High tensile-strength and ductile titanium matrix composites strengthened by TiB nanowires[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 141: 133-137.
- [36] HUANG L, QIAN M, WANG L, et al. High-tensile-strength and ductile novel Ti-Fe-NB alloys reinforced with TiB nanowires[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 708: 285-290.
- [37] HUANG L, HUANG Q. High-strength Ti-BN composites with core-shell structured matrix and network-woven structured TiB nanowires[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2022, 32(4): 1169-1177.
- [38] LUO S D, LI Q, TIAN J, et al. Self-assembled, aligned TiC nanoplatelet-reinforced titanium composites with outstanding compressive properties[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 69(1): 29-32.
- [39] VASANTHAKUMAR K, KARTHISELVA N S, CHAWAKE N M, et al. Formation of TiC_x during reactive spark plasma sintering of mechanically milled Ti/carbon nanotube mixtures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 709: 829-841.
- [40] WANG F C, ZHANG Z H, SUN Y J, et al. Rapid and low temperature spark plasma sintering synthesis of novel carbon nanotube reinforced titanium matrix composites[J]. *Carbon*, 2015, 95: 396-407.
- [41] 孙永君. 碳纳米管增强钛基复合材料的制备及性能研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2015.
- SUN Y J. Preparation and investigation on properties of titanium matrix reinforced with carbon nano-tubes[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015.
- [42] DONG L L, LU J W, FU Y Q, et al. Carbonaceous nano-material reinforced Ti-6Al-4V matrix composites: properties, interfacial structures and strengthening mechanisms[J]. *Carbon*, 2020, 164: 272-286.
- [43] MU X N, CAI H N, ZHANG H M, et al. Interface evolution and superior tensile properties of multi-layer graphene reinforced pure Ti matrix composite[J]. *Materials & Design*, 2018, 140: 431-441.
- [44] MU X N, CAI H N, ZHANG H M, et al. The role of interfacial reaction on the dynamic mechanical response in graphene nano-flake/Ti composites[J]. *Carbon*, 2019, 152: 986-990.
- [45] MU X N, CHEN P W, ZHANG H M, et al. Interface-dependent failure behaviors in graphene nanoflakes reinforced Ti matrix composites[J]. *Materials Letters*, 2021, 289: 129422.
- [46] DONG L L, ZHANG W, FU Y, et al. Synergetic enhancement of strength and ductility for titanium-based composites reinforced with nickel metallized multi-walled carbon nanotubes[J]. *Carbon*, 2021, 184: 583-595.
- [47] DONG L L, ZHANG W, FU Y, et al. Reduced graphene oxide nanosheets decorated with copper and silver nanoparticles for achieving superior strength and ductility in titanium composites[J]. *ACS Appl Mater Interfaces*, 2021, 13(36): 43197-43208.
- [48] LIU L, LI Y, ZHANG H, et al. Enhanced strain-hardening capability in graphene nanoplatelets reinforced Ti composites through tailoring a novel three-dimensional interface structure[J]. *Composites Part A*, 2022, 156: 106892.
- [49] LIU L, LI Y, ZHANG H, et al. Reaction kinetics of three-dimensional interface in graphene nanoplatelets reinforced titanium (GNPs/Ti) composites as revealed by *in situ* TEM heating experiments[J]. *Composites Part B*, 2022, 247: 110237.
- [50] LIU L, LI Y, ZHANG H, et al. Breaking through the dynamic strength-ductility trade-off in TiB reinforced Ti composites by incorporation of graphene nanoplatelets [J]. *Composites Part B*, 2022, 230: 109499.
- [51] LIU L, LI Y, ZHANG H, et al. Simultaneously enhancing strength and ductility in graphene nanoplatelets reinforced titanium (GNPs/Ti) composites through a novel three-dimensional interface design[J]. *Composites Part B*, 2021, 216: 108851.
- [52] FANG M, HAN Y, SHI Z, et al. Embedding boron into Ti powder for direct laser deposited titanium matrix composite: microstructure evolution and the role of nano-TiB network structure[J]. *Composites Part B*, 2021, 211: 108683.
- [53] YOLTON C F. The pre-alloyed powder metallurgy of titanium with boron and carbon additions[J]. *JOM*,

- 2004, 56(5): 56-59.
- [54] LI S, HAN Y, WANG X, et al. Novel strategy of planting nano-TiB fibers with ultra-fine network distribution into Ti-composite powder and its thermal transition mechanism[J]. *Composites Communications*, 2022, 29: 101002.
- [55] LI S, WANG X, LE J, et al. Towards high strengthening efficiency by *in-situ* planting nano-TiB networks into titanium matrix composites[J]. *Composites Part B*, 2022, 245: 110169.
- [56] LI S, WANG X, WEI Z, et al. Simultaneously improving the strength and ductility of the as-sintered (TiB+La₂O₃)/Ti composites by *in-situ* planting ultra-fine networks into the composite powder[J]. *Scripta Materialia*, 2022, 218: 114835.
- [57] LIU L, LI S, PAN D, et al. Loss-free tensile ductility of dual-structure titanium composites *via* an interdiffusion and self-organization strategy[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 2023, 120(28) : e2302234120.
- [58] WANG S, HUANG L J, AN Q, et al. Strength-ductility synergy of *in-situ* TiB/Ti6Al4V composites with tailored hierarchical TiB distributions[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(23): 35069-35075.
- [59] FUKUDA H, CHOU T W. A probabilistic theory of the strength of short-fibre composites with variable fibre length and orientation[J]. *Journal of Materials Science*, 1982, 17(4): 1003-1011.
- [60] ZHANG Z, CHEN D L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 483: 148-152.
- [61] MEYERS M A, MISHRA A, BENSON D J. Mechanical properties of nanocrystalline materials[J]. *Progress in Materials Science*, 2006, 51(4): 427-556.
- [62] ARMSTRONG R W, RODRIGUEZ P. Flow stress/strain rate/grain size coupling for fcc nanopolycrystals[J]. *Philosophical Magazine*, 2006, 86(36): 5787-5796.
- [63] GRIFFITH A A. The phenomena of rupture and flow in solids[J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 1921, A221(4): 60-95.
- [64] SHAO J C, XIAO B L, WANG Q Z, et al. An enhanced FEM model for particle size dependent flow strengthening and interface damage in particle reinforced metal matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71(1): 39-45.

收稿日期: 2024-06-05; 录用日期: 2024-09-05

基金项目: 国家自然科学基金(52401199); 航空科学基金(2023Z055001001); 中国博士后科学基金(2023M743337); 沈阳所博士基金(SBJ028)

通讯作者: 韩远飞(1983—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为原位自生钛基复合材料制备及加工技术研究, 联系地址: 上海市闵行区东川路 800 号上海交通大学材料学院(200040), E-mail: hyuf1@sytu.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)