类竹纤维结构TiB/Ti复合材料设计、制备与强韧化机制

魏子超 吴华舵 黄光法 乐建温 吕维洁 韩远飞

(上海交通大学 材料科学与工程学院 金属基复合材料全国重点实验室 上海 200240)

摘 要 天然竹纤维因其独特的组织结构而具有优异的力学性能，可为金属基复合材料的增强体构型化设计提供重要启示。针对非连续增强钛基复合材料高强低塑的特点，受竹纤维高强韧化结构的启发，本工作制备了具有类竹纤维结构的TiB/Ti复合材料。通过对比类纤维结构与TiB晶须均匀分布增强钛基复合材料的力学性能发现，TiB晶须的类纤维结构对复合材料的力学行为和断裂机制具有重要影响。在相同TiB体积分数下，类纤维结构增强TiB/Ti复合材料的抗拉强度保持在TiB晶须均匀分布复合材料的相当水平，同时断裂延伸率达到19.1%。其较高强度主要归因于类纤维分布TiB晶须的高承载效率以及增强体诱导的细晶强化；与此同时，连续Ti基体区域协同提高了复合材料的应变硬化率，增强了其塑性变形能力，并可在与类纤维结构协同变形过程中有效钝化和偏转裂纹，从而进一步提高复合材料的韧性。

关键词 钛基复合材料，仿生结构，微观结构，力学行为，强韧化机理

中图分类号 TG146.2 **文章编号** 0412-1961(2026)09-1581-10

Design and Fabrication of Bamboo-Fiber-Like TiB/Ti Composites with Strengthening and Toughening Mechanisms

WEI Zichao, WU Huaduo, HUANG Guangfa, LE Jianwen, LV Weijie, HAN Yuanfei

The State Key Lab of Metal Matrix Composites, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China

Correspondent: HAN Yuanfei, professor, Tel: 15026663706, E-mail: hyuf1@sjtu.edu.cn

Supported by National Key Research and Development Program of China (No. 2021YFB3701203) and National Natural Science Foundation of China (No.52371138)

Manuscript received 2024-08-14, in revised form 2024-09-20

ABSTRACT Natural bamboo fiber possesses excellent mechanical properties due to its unique microstructure, providing valuable inspiration for the configurational design of reinforcement in metal matrix composites. To address the typical high-strength but low-ductility characteristics of discontinuously reinforced titanium matrix composites, TiB/Ti composites with a bamboo-fiber-inspired architecture were successfully fabricated in this work. Comparative analysis of the mechanical properties of the fiber-like structure with those of their uniform counterpart revealed that the fiber-like arrangement of TiB whiskers was important in mechanical behaviors and fracture mechanisms of the composites. At the same TiB volume

资助项目 国家重点研发计划项目No.2021YFB3701203和国家自然科学基金项目No.52371138

收稿日期 2024-08-14 **定稿日期** 2024-09-20

作者简介 魏子超，男，1997年生，博士

通讯作者 韩远飞，hyuf1@sjtu.edu.cn，主要从事构型化钛基复合材料研究

引用格式 魏子超, 吴华舵, 黄光法等. 类竹纤维结构TiB/Ti复合材料设计、制备与强韧化机制 [J]. 金属学报, 2026, 62: 1581−1590.
Wei Z C, Wu H D, Huang G F, et al. Design and fabrication of bamboo-fiber-like TiB/Ti composites with strengthening and toughening mechanisms [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 1581−1590. DOI: 10.11900/0412.1961.2024.00258

fraction, the fiber-like structured TiB/Ti composite maintained the tensile strength comparable to that of the composite with uniformly distributed TiB whiskers, while achieving a fracture elongation of 19.1%. The high strength was mainly attributed to the high load-bearing efficiency of the fiber-like distributed TiB whiskers and the grain-refinement strengthening induced by the reinforcements. Meanwhile, the continuous Ti matrix region synergistically enhanced the strain-hardening rate and improved the plastic deformation capability of the composites. During the coordinated deformation of the continuous Ti matrix and the fiber-like structure, these matrix regions effectively blunted and deflected cracks, thereby further improving the toughness of the composite.

KEYWORDS titanium matrix composites, bionic structure, microstructure, mechanical behavior, strengthening and toughening mechanism

非连续增强钛基复合材料(discontinuously reinforced titanium matrix composites，DRTMCs)以其优异的高比强度、比刚度、耐磨性和耐高温特性，广泛应用于空天及国防等重大装备领域[1~5]。原位自生TiB增强体，因其与基体界面结合良好，且拥有较高的热力学稳定性，被认为是最为理想的增强体之一[6~8]。然而，由于基体与增强体之间的变形不相容性，导致DRTMCs塑韧性急剧下降，极大限制了其应用范围[9,10]。

受自然界生物高强韧化的多级微观组织的启发，为实现金属基复合材料强塑/韧性协同，定制化调控增强体分布，形成一种非均匀结构增强的金属基复合材料，成为一种有效技术途径[11~14]。例如，利用真空压渗和热挤压法制备的SiC_p-6061Al/6061Al类纤维结构复合材料，断裂韧性提高35%，且仍然保持较高的强化效应(414 MPa)[15]。Wong等[16]受树木年轮环形结构的启发，设计并制备了Mg-Al_2O_3/Mg环形结构复合材料，延伸率比纯Mg提高21.5%。上述研究表明，增强体的非均匀分布有助于实现金属基复合材料的强塑性协同。

通过对竹子的微观结构分析发现，其沿轴向形成的纤维结构可以有效地提高材料的综合力学性能，展现出优异的强韧性协同，这成为一种通过调控微结构来设计性能的独特方法[17,18]。基于此，针对非连续增强的TiB/Ti复合材料，本工作综合粉末冶金与热塑性成形技术，设计并制备了一种仿生类竹纤维结构，使纤维区(硬区)与纯Ti基体区(软区)之间产生异质变形诱导(hetero-deformation-induced，HDI)硬化以协调材料的强塑性。同时，从纤维结构的构型设计出发，研究其微观结构演变和力学响应，分析由TiB晶须组成的类纤维结构对微观组织、力学行为和断裂机制的影响，旨在为通过调控增强体空间分布设计和制备强塑化协同的非连续增强钛基复合材料，提供新的设计思路和可行的技术途径。

1 实验方法

1.1 材料制备

本实验材料为氢化脱氢Ti粉和TiB_2原料粉末。Ti粉呈不规则状，粒径为100~150 μm。TiB_2颗粒平均粒径为5~10 μm，如图1a所示。采用低能球磨工艺将Ti粉与TiB_2粉末进行混合，转速为100 r/min，时间4 h。复合材料纤维区中原位自生TiB体积分数设计为10%。仿生类竹纤维结构的钛基复合材料制备方法如图1b~f所示，制备过程如下。

(1) 设计仿生类竹纤维结构(图1b)：设计制作一个由数百个管和衬底组成的模具以控制复合材料粉体分布，壁厚0.1 mm、直径2 mm、长120 mm的不锈钢管固定在塑料衬底上，将复合材料混合粉体填充于阵列管中，将纯Ti粉填充在管壁外空隙中，最终形成复合材料混合粉体的阵列限域分布，呈类竹纤维结构，纤维区总体积分数设计为40%，因此类竹纤维结构TiB/Ti复合材料中TiB的体积分数为4%。

(2) 预制坯体冷压成形(图1c)：将已填粉的类纤维结构模具放入钢制冷压模具(内径80 mm、深度100 mm)中，然后竖直向上匀速拔出填粉模具，随后使用YA32-315型四柱液压机对粉末进行冷压成型，压制压力400 MPa，保压时间2 min，冷压后相对密度可达80%，颗粒间接触面积较大，有利于后续的致密化，其粉末冷压块体的尺寸为直径80 mm、厚60 mm。

(3) 真空热压烧结(图1d)：采用ZT-20Y-20真空热压烧结炉将预制坯体压制为直径80 mm、厚48 mm的块体，烧结工艺为1473 K、1 h，压力30 MPa，真空度保持在0.01 Pa。

(4) 热挤压和热轧(图1e和f)：将上述热压块体预热至1278 K并保持30 min，挤压比为16∶1，经挤压后再次加热至1278 K (β相区)，保温15 min，热轧至直径10 mm (变形量为75%)，获得仿生类竹纤维

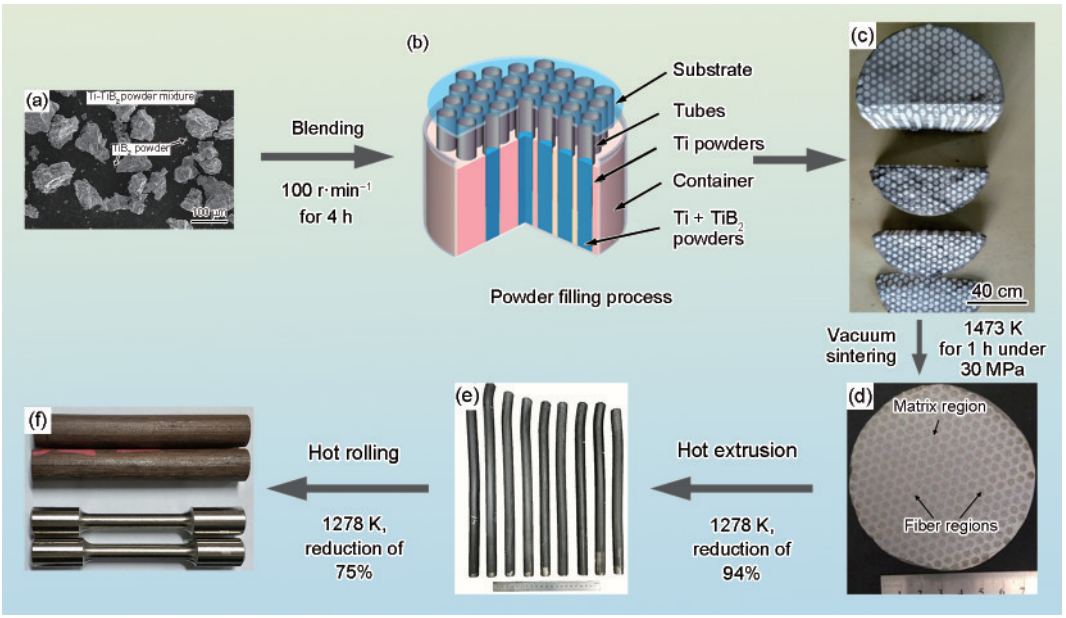


图1 类竹纤维结构钛基复合材料(FLSCR-10%)的制备

Fig.1 Fabrication of the bamboo-fiber-like structural titanium matrix composites (FLSCR-10%)
(a) microstructure of raw materials　(b) powder filling process
(c) preform with columnar structure　(d) consolidated composites (ϕ80 mm)
(e) extruded composite bar (ϕ20 mm)　(f) composites rod (ϕ10 mm)

结构TiB/Ti复合材料(材料记为FLSCR-10%)。为了评价其综合力学性能,在相同条件下制备了纯Ti,以及具有相同总体积分数(4%)的TiB均匀分布的钛基复合材料(材料记为HS-4%)。

1.2 物相分析与性能测试方法

利用BX51 M光学显微镜(OM)和Mira3-LHM扫描电镜(SEM)观察原料粉末和复合材料的微观组织及断口形貌,利用电子背散射衍射(EBSD)技术分析复合材料晶粒尺寸、微区晶粒取向等信息,并采用HKL Channel5软件分析EBSD采集的数据。采用Talos F200X G2透射电镜(TEM)观察复合材料横截面(垂直于纤维方向)基体及增强体形貌。

在Zwick/Roell Z20万能材料试验机上测试复合材料纤维方向的常温力学性能,采用圆棒试样进行单轴拉伸测试,试样尺寸参照GB/T 228—2010标准(试样标距为30 mm、直径为4 mm),拉伸速率0.6 mm/min。棒状试样取样时尽量保证标距段位于棒材正中心位置,每个试样标距段表面均用2000号砂纸打磨至同一粗糙度。为降低实验误差,同一材料样品进行至少3次实验,取平均值。利用SEM观察片状拉伸试样(试样标距长度为12 mm、宽度为6 mm、厚度为1.5 mm)拉伸后的断口表面形貌。拉伸测试前利用线切割机将试样从金属块体上切出,并依次用180、320、600和1200号砂纸将样品表面及侧面打磨至无明显划痕。

2 实验结果

2.1 微观组织

图2a所示为FLSCR-10%轧制棒材外观,图2b和c分别为其横截面及纵截面组织的OM像。其中,暗色圆状区域及条状区域为TiB富集区,即纤维区(fiber region),浅色区域为基体区(matrix region)。可见,纤维区域直径约为250 μm,轧制后纤维结构间距均匀并基本保留了原有的阵列排布方式,纤维与纤维平行并且与轧向(RD)平行。

图3a和b分别为轧制态HS-4%和FLSCR-10%复合材料纤维组织的OM像。可以看出,在HS-4%复合材料中,TiB分布较为均匀,无明显团聚现象,并与轧向基本保持平行。在FLSCR-10%复合材料中,TiB均匀分布在纤维区域,基体均匀分布于间隙区域,表明其具有所设计的成分分布及内部结构。FLSCR-10%复合材料横截面上的TiB主要呈颗粒状,晶须基本与轧向平行,纤维方向同样平行于轧向,纤维区域直径约为250 μm。纤维区域与基体区域的界面附近不存在TiB体积分数梯度,并且在界面处也未发现孔洞等冶金缺陷,表明FLSCR-10%复合材料具有优良的冶金结合界面。并且,FLSCR-10%复合材料中基体晶粒均为等轴状,未发现变形晶粒,表明基体晶粒发生了完全再结晶。图3c和d分别统计了两种材料中TiB的长径比。HS-4%晶须平均长径比最大为6.00,FLSCR-10%晶须长径比平

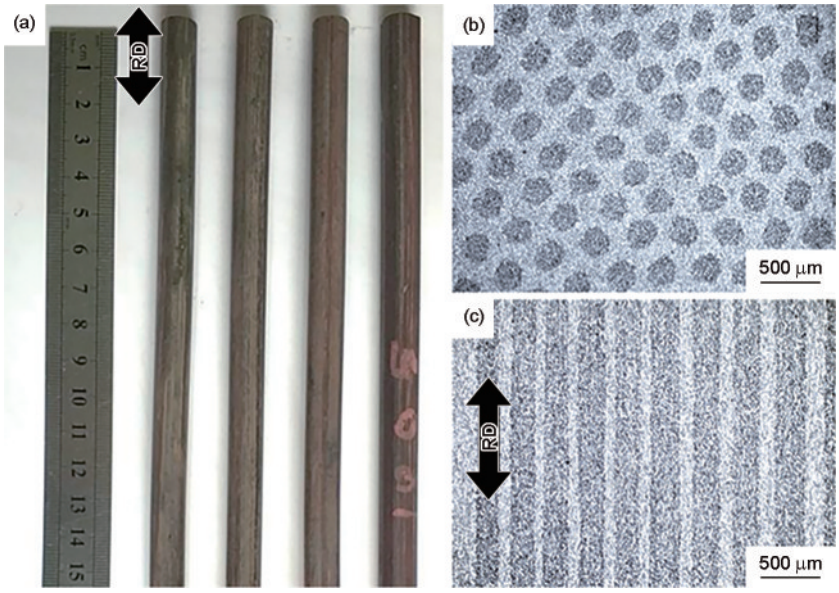


图2 FLSCR-10%复合材料轧制棒材外观及横/纵截面宏观形貌的OM像

Fig.2 Photo (a) and OM images of the cross section (b) and longitudinal section (c) of the as-rolled FLSCR-10% sample (RD—rolling direction)

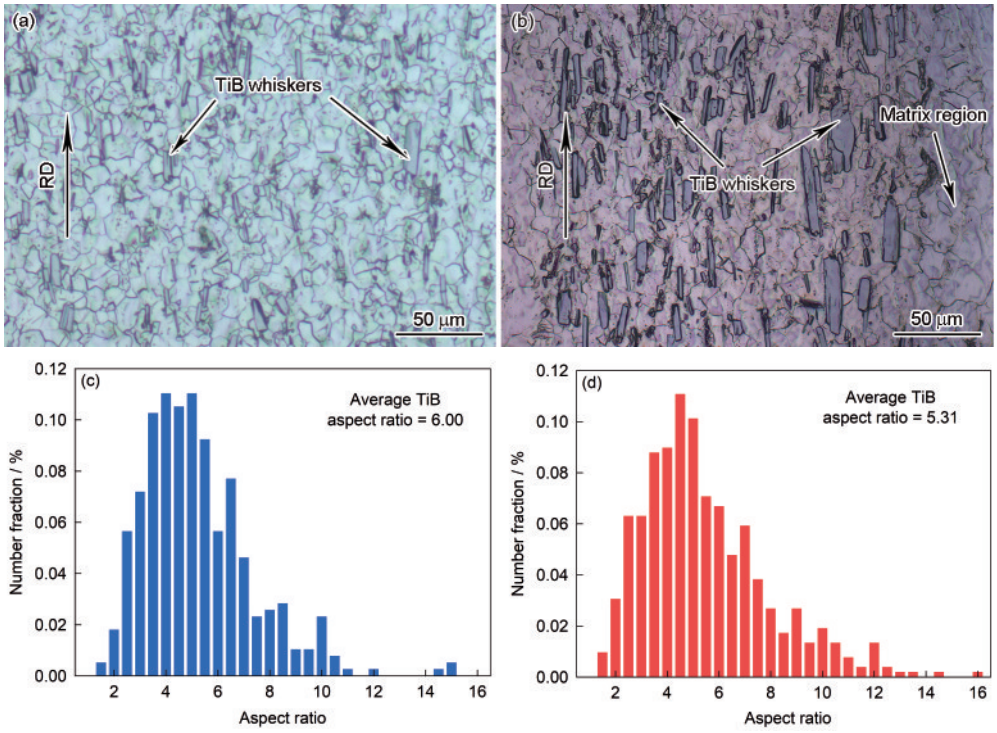


图3 轧制态TiB均匀分布的钛基复合材料(HS-4%)和FLSCR-10%复合材料纵截面微观组织的OM像及晶须长径比

Fig.3 OM images of the longitudinal section (a, b) and TiB aspect ratio distributions (c, d) of the as-rolled HS-4% (a, c) and FLSCR-10% (b, d) samples (HS-4%—homogeneous structure-4%)

均值为5.31。可见，在相同轧制工艺下，纤维区域TiB平均长径比与该区域TiB含量有关，即TiB平均长径比随局部区域TiB含量的升高而减小，因为高含量的增强体带来高强化效果，热变形时高TiB体积分数区域具有较高的热变形抗力，而低TiB含量区域热变形抗力较小，变形抗力的大小决定了TiB承受载荷的大小，最终影响了TiB的断裂程度。因此，在类竹纤维结构钛基复合材料中，增强体集中分布于纤维区域，导致局部区域增强体含量相对于均匀结构复合材料有所提高，使得在相同热变形条件下，该区域增强体断裂趋势增加，若仅考虑晶须长径比的影响，则将降低增强体的强化效果[19]。

图4a、b和d所示分别为轧制态纯Ti、HS-4%和FLSCR-10%材料纵截面显微组织的EBSD反极图。

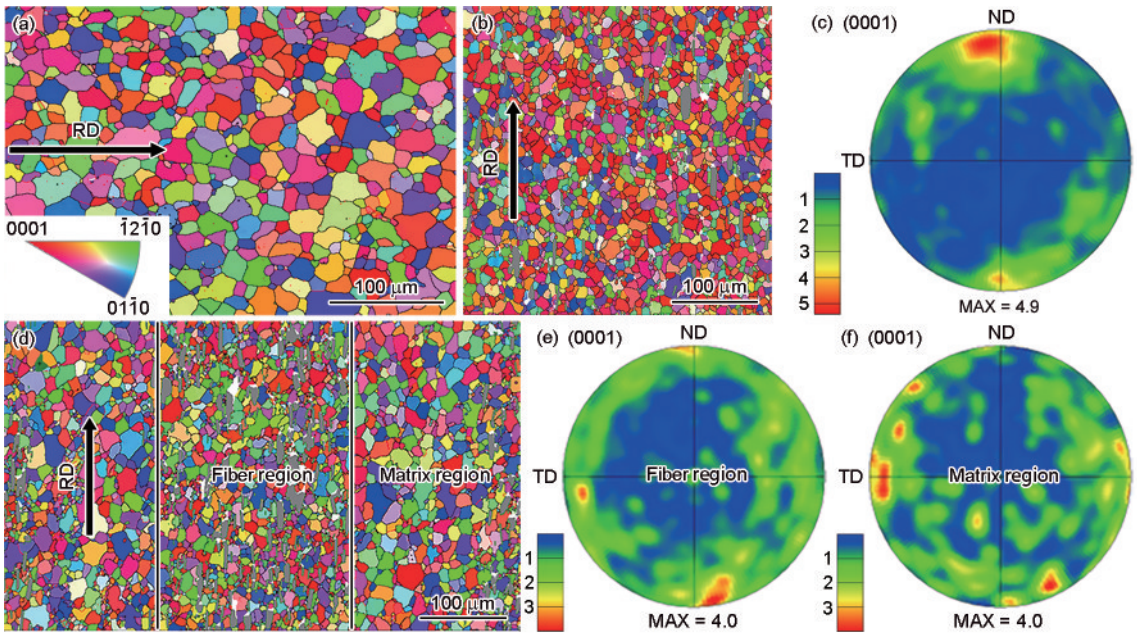


图 4 轧制态纯 Ti 及钛基复合材料纵截面的 EBSD 反极图和极图

Fig.4 EBSD maps of the longitudinal sections of the as-rolled pure Ti (a), HS-4% (b, c), and FLSCR-10% (d–f) samples (TD—transverse direction, ND—normal direction)

(a, b, d) inverse pole figures (IPFs)

(c) (0001) pole figure (PF)

(e, f) (0001) PFs of fiber region (e) and matrix region (f)

对于纯 Ti，可以看到其内部只存在等轴 α 晶粒，且晶粒尺寸并不均匀，最大晶粒尺寸可达 50 μm。在粗大晶粒的三叉晶界或者其他局部区域则存在大量直径约 5 μm 的细小晶粒，可见，再结晶晶粒主要在晶界处产生，先期形成的晶粒在高温下粗化，而后续产生的晶粒未能迅速长大，仍维持在细小状态保留下来。经统计，其平均晶粒尺寸为 9.9 μm (图 4a)。对于 HS-4% 复合材料，由于 TiB 均匀分布，因此晶粒尺寸也比较均匀，相比于纯 Ti，因为 TiB 具有显著的晶粒细化作用，平均晶粒尺寸更为细小，为 4.2 μm (图 4b)。而对于 FLSCR-10% 复合材料，TiB 的区域性分布使得 FLSCR-10% 材料内部晶粒尺寸也呈现类似区域性分布，即细晶主要分布在纤维区域，而粗晶主要分布在基体区。经统计，FLSCR-10% 纤维区平均晶粒尺寸为 3.7 μm，而基体区平均晶粒尺寸为 7.2 μm (图 4d)。根据细晶强化效应及增强体承载强化作用，纤维区域具有较高的强度；而基体区由于晶粒尺寸较为粗大，其表现出较低的强度，但塑性更加优良。此外，由于纤维区与基体区之间的 TiB 是非连续分布的，因此可以看到存在一些较粗的晶粒贯穿纤维区与基体区，即说明纤维与基体区域间并没有明显的界线，证明 FLSCR-10% 复合材料不同区域的界面存在紧密的冶金结合。然而从平均晶粒尺寸来看，相比于 HS-4%，随着 TiB 含量提高到 10%，FLSCR-10% 复合材料纤维区的晶粒尺寸仅从 4.2 μm 减小至 3.7 μm，表明 TiB 的晶粒细化效应是随其含量的提高而递减的。

根据图 4c 和 e 所示的极图，HS-4% 复合材料中大部分晶粒的 (0001) 晶面平行于轧向，即 (0001)//RD，其中多数晶粒的 [0001]//ND (ND 指法向)，这与图 4b 中的结果吻合，表明其内部存在晶粒的择优取向；对于 FLSCR-10% 复合材料，纤维区同样出现多数晶粒的 (0001) 晶面平行于轧向的现象，但是相比于 HS-4% 复合材料，晶粒的 [0001] 晶向与轧向夹角减小，在基体区这种情况更加明显，甚至出现较多晶粒的 [0001] 晶向与轧向夹角小于 45°。此外，在整个 FLSCR-10% 内部，晶粒的 [0001] 晶向在 TD-ND (TD 指横向) 面内分布更加分散。

图 5 为轧制态 FLSCR-10% 纤维区和基体区横截面的 TEM 明场像。可见，TiB 横截面为六边形，这与其晶体结构有关，TiB 内部常见有层错缺陷，层错的出现可能会降低其抗拉强度，从而影响强化效果[20]；TiB 晶须与基体间界面处干净而无界面反应产物，表明 TiB 与 Ti 基体间润湿性较好，结合强度高，良好的界面可以保证载荷能充分从基体传递到增强体而不发生开裂，有利于保持强度。TiB 晶须 [010] 晶向平行于轧向，这是由于 TiB 晶须具有 B27 结构，

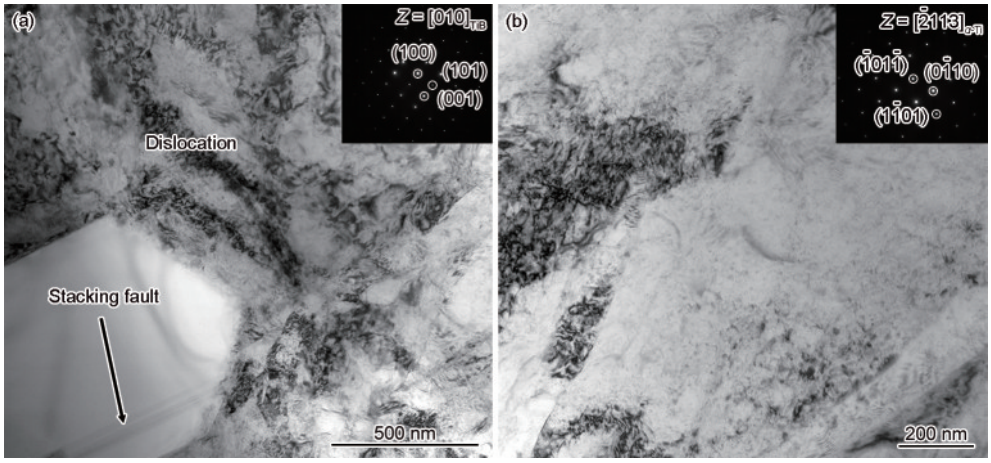


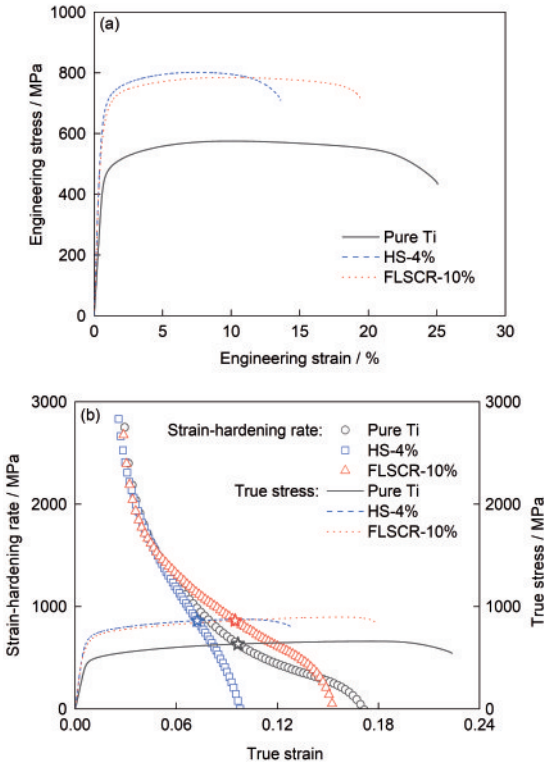
图5 轧制态FLSCR-10%纤维区和基体区横截面的TEM明场像

Fig.5 TEM bright-field images of fiber region (a) and matrix region (b) in as-rolled FLSCR-10% samples (Insets are the corresponding SAED patterns)

由于晶体结构的不对称性，其沿[010]方向具有最大的生长速率，因此在生长过程中沿[010]方向长成晶须状[21]，热加工变形后晶须发生转动并沿轧向排列，使得TiB的[010]//RD；由于基体为纯Ti，未加入其他合金成分，因此在纤维区与基体区中未发现其他第二相析出物。此外，从图中可以看到，TiB周围基体中以及Ti基体中局部区域存在高密度位错，这些位错在热变形时产生，由于轧棒快速冷却，基体来不及回复，缠结的高密度位错保留在FLSCR-10%材料内部，这些残留的高密度位错使基体产生加工硬化，起到一定的强化作用。

2.2 室温力学性能与断裂行为

图6所示为轧制态纯Ti、HS-4%和FLSCR-10%材料的室温拉伸曲线以及加工硬化曲线，以分析TiB类纤维分布模式对力学性能的影响。如图6a所示，FLSCR-10%的抗拉强度相比纯Ti提高了35.8%，但仍保持19.1%的高延伸率。对于具有同等TiB体积分数的HS-4%和FLSCR-10%复合材料，FLSCR-10%复合材料的抗拉强度为778 MPa，略低于HS-4%复合材料(811 MPa)，但延伸率相比HS-4%复合材料却提高了31%。这表明TiB分布模式对钛基复合材料的力学性能确有重要影响，相比于均匀分布，当TiB集中分布于纤维区域时，FLSCR-10%复合材料的抗拉强度有所降低，而连续Ti基体区域有助于提升其塑性变形能力，使FLSCR-10%复合材料仍保持良好的塑性，表明纤维区与基体区的有机结合最终实现了钛基复合材料强塑性的良好匹配。从图6b可以看出，均匀分布的TiB降低了HS-4%复合材料的均匀延伸率和塑性变形能力，而FLSCR-10%复合材料的均匀延伸率显著高于HS-4%复合材料，其稳定段(应变大于0.04)应变硬化率明显大于



Color online

图6 轧制态纯Ti、HS-4%和FLSCR-10%试样的室温拉伸曲线和加工硬化曲线

Fig.6 Room-temperature tensile curves (a) and strain-hardening curves (b) of as-rolled pure Ti, HS-4%, and FLSCR-10% samples

HS-4%复合材料，这说明类竹纤维构型的引入可以抑制纤维区域的颈缩并使钛基复合材料具有极好的均匀变形特性。因此，FLSCR-10%基体区的高体积占比，使其获得了高的应变硬化率，因而与纯Ti的均匀变形能力相当，展现出更为优异的塑性。

图7a为轧制态FLSCR-10%复合材料拉伸后断口形貌的SEM像。可以看出，Ti基体中存在大量凸

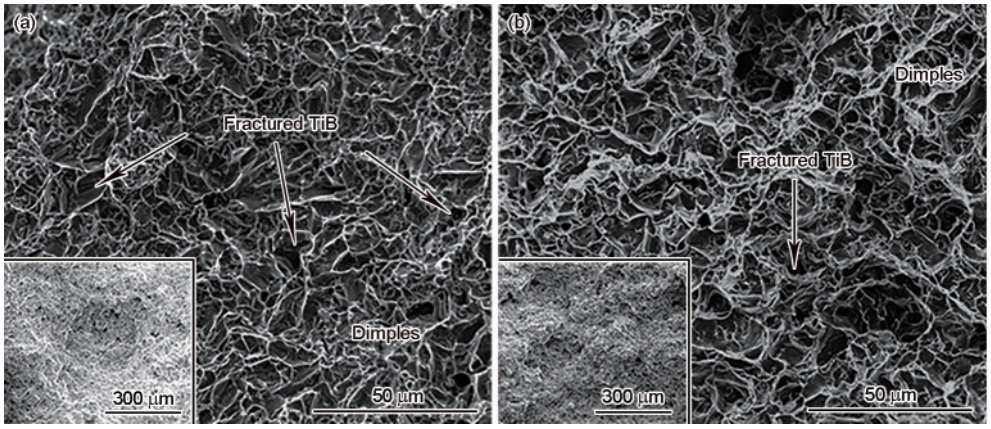


图7 轧制态FLSCR-10%和HS-4%复合材料的断口形貌SEM像

Fig.7 Fracture SEM images of the as-rolled FLSCR-10% (a) and HS-4% (b) tensile samples (Insets show the corresponding low magnification morphologies of the composites)

起的撕裂棱和韧窝，撕裂棱侧壁宽而曲折，韧窝尺寸不均且深度较深，表明基体为韧窝型断裂。此外，在纤维区观察到较多的深孔，深孔底部存在断裂的TiB，说明TiB断裂早于基体，且基体在TiB断裂后仍进行了较大程度的变形，说明此时基体对TiB断裂形成的裂纹有良好的钝化作用。对于HS-4%复合材料，如图7b所示，其TiB体积分数远低于10%，但整体断裂特征与FLSCR-10%复合材料的纤维区相近，断裂机制同样为韧窝型断裂，但其断口中存在较浅的TiB断口孔洞，表明基体在TiB断裂后不久即发生断裂，这说明HS-4%复合材料中的裂纹扩展速率快于FLSCR-10%复合材料。从插图中的宏观断口形貌来看，HS-4%和FSLCR-10%复合材料断口均为纤维状，但FLSCR-10%复合材料断面更加高低不平，说明其主裂纹在扩展过程中发生了剧烈的偏转偏折行为。根据断口形貌分析认为，FLSCR-10%复合材料塑性要优于HS-4%复合材料。上述分析表明，当FLSCR-10%复合材料中包含较高体积分数基体区时，由于基体区具有良好的变形能力，使得整体断裂过程减慢，纤维区裂纹扩展速率降低，因而基体变形更充分；此外，当增强体类纤维分布时，断裂主裂纹扩展路径更加多变，增加了裂纹扫过的面积，从而提高了FLSCR-10%复合材料断裂所消耗的能量。

3 强韧化机制分析

对于均匀分布TiB增强钛基复合材料，晶须增强体强化效果可以用“剪滞”理论进行计算[22]：

$$\Delta\sigma_{\text{reinf}} = \frac{1}{2}\sigma_{\text{m}}\frac{l}{d}VC_0 \tag{1}$$

式中，$\Delta\sigma_{\text{reinf}}$为晶须增强体强化对屈服强度的贡献，$\sigma_{\text{m}}$为基体屈服强度，$l$为晶须长度，$d$为晶须直径，$V$为增强体体积分数，$C_0$为几何取向因子。

此外，TiB诱导的晶粒细化也会引起基体强度的提高，细晶强化从微观上可以解释为晶粒尺寸越小，导致晶界数量增多，其对位错运动起到的阻碍作用越强，需要增加外力才能使变形传递到其他晶粒，表现为材料屈服强度的提高。细晶强化对屈服强度的贡献($\Delta\sigma_{\text{Hall-Petch}}$)可以用Hall-Petch公式估计[23]：

$$\Delta\sigma_{\text{Hall-Petch}} = k\left(\frac{1}{\sqrt{D}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right) \tag{2}$$

式中，k为Hall-Petch系数，D为复合材料晶粒尺寸，D_0为基体晶粒尺寸。

对于HS-4%复合材料，其强化对屈服强度的贡献($\Delta\sigma$)为：

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_{\text{reinf}} + \Delta\sigma_{\text{Hall-Petch}} \tag{3}$$

代入式(1)和(2)，C_0取1，则：

$$\Delta\sigma = \frac{1}{2}\left[\sigma_0 + k\left(\frac{1}{\sqrt{D}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right)\right]\frac{l}{d}V + k\left(\frac{1}{\sqrt{D}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right) \tag{4}$$

式中，σ_0为纯Ti的屈服强度，455 MPa；k取18 MPa/mm$^{1/2}$ [24]；D取HS-4%平均晶粒尺寸，4.2 μm；D_0取纯Ti平均晶粒尺寸，9.9 μm；晶须长径比l/d = 6.00；V = 4%。计算可得，HS-4%比纯Ti的理论屈服强度提高了163 MPa。

对于FLSCR-10%复合材料，其内部存在纤维区和分布于纤维间隙的基体区，基体区体积分数为60%且不含TiB，因此该区域只考虑细晶强化效果。沿纤维结构方向拉伸时，屈服强度的计算可以根据串联法则，即纤维区和基体区之间的变形符合等应变法则：$\varepsilon_{\text{Fiber region}} = \varepsilon_{\text{Matrix region}} = \varepsilon$ (其中，$\varepsilon_{\text{Fiber region}}$为纤维区的轴向应变，$\varepsilon_{\text{Matrix region}}$为基体区的轴向应变，$\varepsilon$为

FLSCR-10% 复合材料整体的宏观轴向应变)，则其强化效果可由下式计算：

$$\Delta\sigma = 0.4\Delta\sigma_{\text{Fiber region}} + 0.6\Delta\sigma_{\text{Matrix region}} \quad (5)$$

式中，$\Delta\sigma_{\text{Fiber region}}$和$\Delta\sigma_{\text{Matrix region}}$分别为纤维区和基体区对屈服强度的贡献，可分别用下式计算：

$$\Delta\sigma_{\text{Fiber region}} = \frac{1}{2}\left[\sigma_0 + k\left(\frac{1}{\sqrt{D_1}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right)\right]\frac{l}{d}V + k\left(\frac{1}{\sqrt{D_1}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right) \quad (6)$$

$$\Delta\sigma_{\text{Matrix region}} = k\left(\frac{1}{\sqrt{D_2}} - \frac{1}{\sqrt{D_0}}\right) \quad (7)$$

式中，D_1为纤维区平均晶粒尺寸，3.7 μm；l/d = 5.31；V = 10%；D_2为基体区平均晶粒尺寸，7.2 μm。计算可得：$\Delta\sigma_{\text{Fiber region}}$ = 107 MPa，$\Delta\sigma_{\text{Matrix region}}$ = 19 MPa，屈服强度理论增加值为126 MPa。

屈服强度理论增加值列于表1。可以看到，基体区对强化作用的贡献很小，在FLSCR-10%复合材料中，基体区体积分数为60%，其晶粒细化作用对整体强化效果的贡献只有15.2%，因此FLSCR-10%复合材料强度的提高主要取决于纤维区域的体积分数，即当总TiB体积分数相同时，TiB分布区域越大，FLSCR-10%复合材料的屈服强度越高。

以上分析表明，上述构型复合材料的强化效果主要取决于TiB的强化作用及其对材料基体产生的晶粒细化效果。当TiB均匀分布时，其内部所有区域晶粒均能得到细化；当TiB分布于纤维区域时，由于纤维区体积占整个材料的40%，则只有40%的基体得到有效细化。因此，均匀构型钛基复合材料的强度优于增强体纤维分布构型钛基复合材料。

除了强度、塑性外，韧性是评价材料性能的另一重要维度。本工作通过静力韧性(static toughness)来说明不同构型结构钛基复合材料的韧性差异，静力韧性通过计算真应力-真应变曲线与应变轴所围成的面积获得，定义为单向拉伸时单位体积材料断裂所吸收的能量。FLSCR-10%复合材料的静力韧性为142.5 MJ/m^3，远大于HS-4%复合材料的113.3 MJ/m^3；这说明TiB呈纤维分布时，FLSCR-10%复合材料断裂时需要消耗更多能量，即具有较好的韧性。研究[25~27]表明，材料的韧性主要受变形时内部晶粒变形以及微裂纹形核与扩展所造成的能量耗散过程影响。在类竹纤维结构钛基复合材料中，基体区具有良好的塑性，可以进行较大程度的塑性变形，吸收更高的变形能量，从而提高韧性。

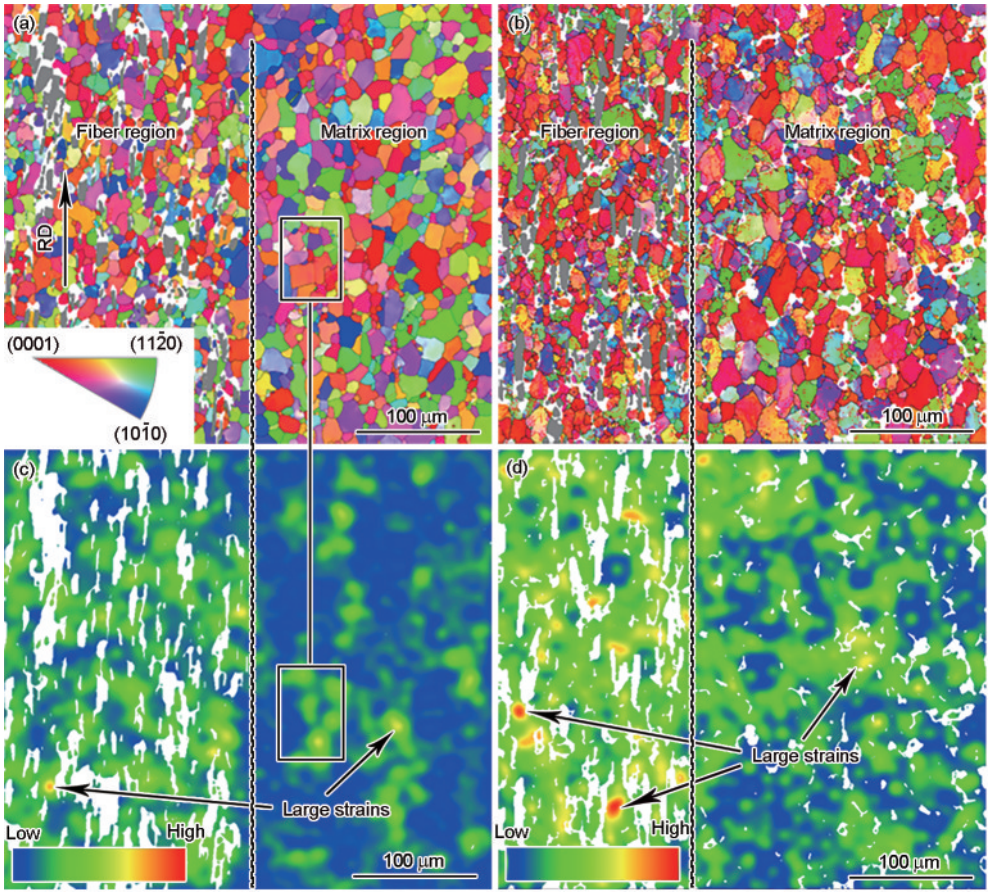
为了进一步阐明类竹纤维分布的TiB对FLSCR-10%韧化机制的影响，对应变为9%和14%时FLSCR-10%基体区与纤维区界面处的应变分布进行了EBSD分析，结果如图8所示。从图8a可以看出，变形量为9%时，基体区及纤维区的晶粒变形程度较小；当变形量增加到14% (图8b)，基体区及纤维区晶粒发生了变形，且晶粒内部产生了大量小角度晶界，这是由于晶体滑移产生的大量位错缠结导致。图8c为9%应变时的界面区域应变分布图。可见，在基体与纤维区域存在明显的非均匀应变分配，即两个区域之间发生了塑性不相容；并且，纤维区内的基体应变整体大于基体区，这是由于沿拉伸方向基体区与纤维区应变相等，但是纤维区基体体积分数为90%，小于基体区(100%)，因此相比于基体区，纤维区承担变形的晶粒数量更少，导致晶粒平均变形程度大于基体区；此外，可以看到基体区中变形程度较大的区域内粗晶粒周围分布着较多细晶，这是由于根据Hall-Petch公式，细晶强度较高，因此，细晶区域相对难以发生形变，其周围粗晶粒需产生较大程度的变形才能使得变形协调，从而使得该区域附近应变集中分布，这说明基体区晶粒存在较好的变形协调作用，纤维区也存在应变集中区域(红色)，但是其分布区域较小。当应变为14%时，如图8d所示，纤维区整体应变进一步加大，纤维区应变仍大于基体区，同时纤维区中出现数个大应变区(红色)，大应变区分布在TiB间且面积较小，这是由于TiB是刚性增强体，在拉伸变形过程中，TiB与基体的界面处存在较高的局部取向差(KAM)。界面作为位错运动的障碍，因此在局部产生几何必需位错(GND)[28]。纤维区有相当大的GND密度，且随应变的增加而显著增加，从而阻断了基体间的变形协调作用，加剧了应

表1 HS-4%、FLSCR-10%复合材料的理论强化效果

Table 1 Theoretical strengthening effects of HS-4% and FLSCR-10% composites

Material	$\Delta\sigma_{\text{Fiber region}}$ / MPa	$\Delta\sigma_{\text{Matrix region}}$ / MPa	$\Delta\sigma$ / MPa	TYS / MPa	AYS / MPa
HS-4%	163	–	163	617.5	629 ± 4
FLSCR-10%	107	19	126	580.0	575 ± 10

Note: $\Delta\sigma_{\text{Fiber region}}$—contribution of fiber region to yield strength, $\Delta\sigma_{\text{Matrix region}}$—contribution of matrix region to yield strength, $\Delta\sigma$—total contribution to yield strength, TYS—theoretical yield strength, AYS—actual yield strength



Color online

图 8 9% 和 14% 应变时 FLSCR-10% 复合材料界面区域的反极图和应变分布图

Fig.8 IPFs (a, b) and corresponding local strain distributions (c, d) of the interface region in the FLSCR-10% samples with the engineering strains of 9% (a, c) and 14% (b, d)

变局域化；并且，在基体区的大变形区面积也明显增大，说明局部应变可以传递至相邻区域，即基体区可以有效地缓解源自纤维区的局部应力集中；随着应变的增大，基体区的界面附近位错逐渐积累并形成应变梯度，导致塑性变形过程中产生 HDI 硬化[29]。这种独特的应变分配行为导致的 HDI 硬化还可以显著抑制纤维区中塑性失稳的过早发生[30]，从而使 FLSCR-10% 复合材料在宏观尺度上的塑性变形更为均匀，应变硬化效果更为明显。

此外，相比于纯 Ti，FLSCR-10% 复合材料塑性下降的原因为：加载时，TiB 增强体往往先于基体发生断裂，TiB 断后裂纹将成为材料内部裂纹源，加快断裂的发生；其次，TiB 的加入降低了基体体积分数，相同宏观变形量时，基体晶粒的平均变形程度增大，因此断裂将会提前，表现为宏观塑性的降低；TiB 在起到强化基体的同时，也会限制一部分基体的变形，一方面使参与变形的基体进一步减少，另一方面 TiB 的存在对基体的屏蔽作用降低了基体变形协调能力，使得局部应变无法有效传递到邻近区域，从而加剧应变局域化现象，局部变形较大的基体更易发生开裂失效，加速了材料整体断裂；最后，TiB 的加入使基体晶粒得到显著细化，大量细小晶粒(< 2 μm)的出现可能导致纤维区塑性下降。

4 结论

本工作设计并成功制备了具有仿生类竹纤维结构的非连续增强 TiB/Ti 基复合材料。与具有相同 TiB 体积分数的均匀结构增强钛基复合材料相比，这种独特的类纤维构型展现出更加优异的强塑性协同效果：其抗拉强度得以保持在较高水平，主要归因于纤维区内定向排布的 TiB 晶须不仅通过细化晶粒来强化基体，而且还体现出高效的承载能力；更为关键的是，基体区内晶粒的连续性特征显著提高了应变硬化能力，使得塑性变形更加均匀，断裂延伸率大幅提升至 19.1%，同时该连续基体结构在变形过程中能够有效钝化和偏转裂纹，显著抑制了裂纹在纤维区的扩展，从而大幅提高了静力韧性，验证了仿生构型设计的有效性。

参 考 文 献

[1] Li S P, Han Y F, Zhou H T, et al. Optimizing the local microstructure and mechanical properties of variable section particulate reinforced titanium matrix composites component based on numerical simulation and isothermal forming [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A829: 142161

[2] Le J W, Han Y F, Qiu P K, et al. The impact of matrix texture and whisker orientation on property anisotropy in titanium matrix composites: Experimental and computational evaluation [J]. Composites, 2021, 212B: 108682

[3] Qiu P K, Le J W, Han Y F, et al. Superior superplasticity and multiple accommodation mechanisms in TiB reinforced near-α titanium matrix composites [J]. Composites, 2022, 238B: 109940

[4] Wei Z C, Han Y F, Li S P, et al. Research progress and development tendency of discontinuously nano-reinforced titanium matrix composites [J]. Aeronaut. Manuf. Technol., 2022, 65: 104
(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: 104)

[5] Lü W J, Zhang D, Han Y F, et al. A review of fabrication, processing and application of heat-resistant titanium matrix composites [J]. Aeronaut. Manuf. Technol., 2023, 66: 38
(吕维洁, 张 荻, 韩远飞等. 耐热钛基复合材料制备加工及应用综述 [J]. 航空制造技术, 2023, 66: 38)

[6] Wu H D, Li S P, Han Y F, et al. Understanding the confined TiB fiber-like structure for strength–ductility combination of discontinuous-reinforced titanium matrix composites [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A852: 143645

[7] Hayat M D, Singh H, He Z, et al. Titanium metal matrix composites: An overview [J]. Composites, 2019, 121A: 418

[8] Huang L J, An Q, Geng L, et al. Multiscale architecture and superior high-temperature performance of discontinuously reinforced titanium matrix composites [J]. Adv. Mater., 2021, 33: 2000688

[9] Chen J J, Han Y F, Wei Z C, et al. Heterostructured titanium composites with superior strength–ductility synergy via controllable bimodal grains and <*c* + *a*> dislocation activity [J]. Mater. Res. Lett., 2023, 11: 863

[10] Chen J J, Han Y F, Li S P, et al. Evading the strength and ductility trade-off dilemma in titanium matrix composites through designing bimodal grains and micro-nano reinforcements [J]. Scr. Mater., 2023, 235: 115625

[11] Huang L J, Geng L, Peng H X. Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal? [J]. Prog. Mater. Sci., 2015, 71: 93

[12] Gao X, Zhang X X, Qian M F, et al. Development of finite element modeling technique for metal matrix composites with tailored architectures [J]. Mater. China, 2020, 39: 437
(高 翔, 张学习, 钱明芳等. 构型化金属基复合材料有限元建模技术 [J]. 中国材料进展, 2020, 39: 437)

[13] Guo Q, Li Z Q, Zhao L, et al. Metal matrix composites with microstructural architectures [J]. Mater. China, 2016, 35: 641
(郭 强, 李志强, 赵 蕾等. 金属材料的构型复合化 [J]. 中国材料进展, 2016, 35: 641)

[14] Li Z, Zhang D. The self-stimulation effect for high-performance metal matrix composites [J]. Mater. China, 2023, 42: 605
(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: 605)

[15] Qin S Y, Zhang G D. Preparation of high fracture performance SiCp-6061A1/6061A1 composite [J]. Mater. Sci. Eng., 2000, A279: 231

[16] Wong J C, Paramsothy M, Gupta M. Using Mg and Mg–nano-Al_2O_3 concentric alternating macro-ring material design to enhance the properties of magnesium [J]. Compos. Sci. Technol., 2009, 69: 438

[17] Espinosa H D, Rim J E, Barthelat F, et al. Merger of structure and material in nacre and bone—Perspectives on *de novo* biomimetic materials [J]. Prog. Mater. Sci., 2009, 54: 1059

[18] Zhang X, Zhao N Q, He C N. The superior mechanical and physical properties of nanocarbon reinforced bulk composites achieved by architecture design—A review [J]. Prog. Mater. Sci., 2020, 113: 100672

[19] Huang L Q, Qian M, Liu Z M, et al. In situ preparation of TiB nanowires for high-performance Ti metal matrix nanocomposites [J]. J. Alloys Compd., 2018, 735: 2640

[20] Li S F, Kondoh K, Imai H, et al. Strengthening behavior of *in situ*-synthesized (TiC–TiB)/Ti composites by powder metallurgy and hot extrusion [J]. Mater. Des., 2016, 95: 127

[21] Feng H B, Zhou Y, Jia D C, et al. Growth mechanism of in situ TiB whiskers in spark plasma sintered TiB/Ti metal matrix composites [J]. Cryst. Growth Des., 2006, 6: 1626

[22] Guo X L, Wang L Q, Wang M M, et al. Effects of degree of deformation on the microstructure, mechanical properties and texture of hybrid-reinforced titanium matrix composites [J]. Acta Mater., 2012, 60: 2656

[23] Li S P, Wang X Y, Wei Z C, et al. Simultaneously improving the strength and ductility of the as-sintered (TiB + La_2O_3)/Ti composites by *in-situ* planting ultra-fine networks into the composite powder [J]. Scr. Mater., 2022, 218: 114835

[24] Wu H D, Han Y F, Le J W, et al. Enhanced strength–ductility synergy in fiber-like structural titanium matrix composites by controlling TiB content [J]. J. Alloys Compd., 2022, 915: 165399

[25] Wegst U G K, Bai H, Saiz E, et al. Bioinspired structural materials [J]. Nat. Mater., 2015, 14: 23

[26] Jiang L, Yang H, Yee J K, et al. Toughening of aluminum matrix nanocomposites via spatial arrays of boron carbide spherical nanoparticles [J]. Acta Mater., 2016, 103: 128

[27] Lv H, Gao X X, Zhang K, et al. Bamboo-like dual-phase nanostructured copper composite strengthened by amorphous boron framework [J]. Nat. Commun., 2023, 14: 4836

[28] Liu L, Li S F, Pan D, et al. Loss-free tensile ductility of dual-structure titanium composites via an interdiffusion and self-organization strategy [J]. Proc. Natl. Acad. Sci. USA, 2023, 120: e2302234120

[29] Li G D, Jiang J X, Ma H C, et al. Superior strength–ductility synergy in three-dimensional heterogeneous-nanostructured metals [J]. Acta Mater., 2023, 256: 119143

[30] Ding H, Cui X P, Wang Z Q, et al. A new strategy for fabrication of unique heterostructured titanium laminates and visually tracking their synchronous evolution of strain partitions versus microstructure [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2022, 107: 70

(责任编辑:李海兰)