

# 非连续增强钛基复合材料多尺度组织设计与强韧化机制研究进展

丛光辉<sup>1</sup>, 陈志斌<sup>2</sup>, 崔喜平<sup>1,3</sup>, 黄陆军<sup>1</sup>, 王之祺<sup>1</sup>, 张圆圆<sup>1</sup>, 安琦<sup>1</sup>, 陈昕<sup>1</sup>,  
王帅<sup>1</sup>, 耿林<sup>1</sup>

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 中原工学院 材料电子与储能学院, 河南 郑州 451191)

(3. 哈尔滨工业大学 分析测试中心, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 非连续增强钛基复合材料 (DRTMCs) 具有轻质高强耐热等优点, 在航空航天和3C消费电子等领域具有广阔的应用前景。受自然界材料多级多尺度构型启发, 非连续增强钛基复合材料从单一增强相均匀分布, 到增强相构型化设计, 进而发展为多尺度增强相构型化与钛合金基体跨尺度分级结构的协同设计调控, 其组织形式逐渐丰富进而演化为多尺度异质结构, 可以充分发挥多种协同强化机制, 强化效率不断提高; 同时能够合理分配应力应变, 并有效阻碍裂纹萌生扩展, 保证了良好的塑性和抗损伤能力。本文梳理了非连续增强钛基复合材料中典型构型设计及其发展思路, 介绍其强韧化机制, 并结合当前研究对未来材料发展方向提出展望, 推动高性能钛基复合材料在关键领域的应用。

**关键词:** 钛基复合材料; 构型设计; 力学性能; 强韧化机制

**中图分类号:** TB333; TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2026)04-1078-12

## 1 引言

钛合金凭借着比强度高、比模量高、耐腐蚀和耐高温等突出优势在航空航天、武器装备和民用等领域广泛应用<sup>[1-2]</sup>。通过向钛合金基体中引入陶瓷增强相而制备的非连续增强钛基复合材料 (discontinuously reinforced titanium matrix composites, DRTMCs), 可以同时发挥钛合金高韧性与陶瓷增强相高强度的优势, 提升材料综合性能, 进一步拓宽材料的设计和应用空间<sup>[3-4]</sup>。同时, DRTMCs 中晶须/颗粒等增强相可以通过“原位反应自生”方式引入, 保证增强相与基体的界面洁净、结合牢固, 其增强相和基体可设计性更强、力学性能易于调控, 且性能各向同性, 成为最具发展潜力的轻质耐热高强韧结构材料之一<sup>[5]</sup>。与基体钛合金相比, 钛基复合材料具有更高的耐热温度、比强度/刚度、抗蠕变和抗氧化性能<sup>[6]</sup>; 与TiAl系金属间化合物相比, 该材料具有较好的加工能力, 易于加工成复杂构件<sup>[7]</sup>。DRTMCs 凭借其优异的性能, 已在半球形火箭壳、导弹尾翼和飞机发动机零部件等处获得应用<sup>[8-9]</sup>。

受弥散强化理论限制, 传统DRTMCs追求增强相在钛合金基体中均匀分布, 强度与耐热温度的提升往往以

牺牲室温塑性为代价, 表现出严重的“强度-塑(韧)性倒置”问题<sup>[10]</sup>。反观自然生物材料由于多层次分级结构而展现出优异的强度-塑(韧)性匹配<sup>[11-12]</sup>。受此启发, 研究人员发现不同种类、不同尺寸的增强相在不同的分布条件下表现出不同强化效果, 对增强相进行合理的构型设计, 精准调控非连续增强相的种类、尺寸、含量和空间分布, 可以提高增强相强化效率并保证一定的延伸率, 并且显著提升钛合金的耐热性能, 突破材料的使用温度<sup>[13]</sup>。近年来, 粉末冶金和增材制造等先进制备工艺的出现为DRTMCs的设计与制备带来新的机遇, 材料由单一均匀结构向着多级多尺度构型设计方向发展, 各方面性能不断提升和突破, 表现出极大的研究与应用潜力。

从本质上认识复合材料组织构型与力学行为的关系是进一步设计调控DRTMCs组织构型, 并实现材料性能提升的关键。结合先进材料表征手段, 揭示多级多尺度构型强化DRTMCs的强化机制、变形行为以及损伤和断裂特性, 可以对开发高性能材料形成有效指导, 避免试错性实验, 加速新材料研发。本文将从DRTMCs多尺度组织设计入手, 介绍典型构型设计。结合现有强韧化机理研究成果, 从宏观到微观介绍材料的强化机制、塑性变形

收稿日期: 2025-05-30

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3707404); 国家自然科学基金(52271099)

作者简介: 丛光辉, 男, 1998年生, 博士生, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: 23b909024@stu.hit.edu.cn

机制以及损伤与断裂特性,为高性能钛基复合材料的理论研究与实际应用提供理论参考,并讨论该材料目前存在的问题以及未来的发展方向。

## 2 钛基复合材料构型设计与调控

通过复合化引入陶瓷增强相已被广泛证实是提升钛合金室温和高温强度的有效策略<sup>[14-15]</sup>。然而工程应用为避免失效,材料需要保证一定的塑性<sup>[16-17]</sup>。但传统增强相均匀分布的钛基复合材料存在严重的强度-塑/韧性倒置问题<sup>[18-19]</sup>。因此,在保证一定塑性的同时提升钛基复合材料的室温/高温强度成为必须面临的核心挑战,而破局的关键在于精准调控材料中增强相构型和钛合金基体微观组织。

### 2.1 增强相构型设计

早期研究通常追求的增强相的均匀分布,但越来越多的研究表明,增强相的均匀分布难以达到理想的效果<sup>[20]</sup>。20世纪60年代,Hashin与Shtrikma<sup>[21]</sup>指出增强相均匀分布条件下只能达到复合材料的理论弹性性能的下限,只有增强相包围在基体周围形成“硬包软”的结构时才能达到理论弹性性能的上限(H-S理论)。为了充分发挥陶瓷增强相的强化效率并解决其均匀分布时存在的脆性问题,DRTMCs的构型化设计成为有效方案<sup>[22-23]</sup>。经过几十年来的努力,一系列具有可控非均匀微观结构的复合材料通过不同的工艺被成功地设计和制造出来。增强相的非均匀分布使复合材料表现出优异的综合力学性能,这种通过控制增强相分布以设计具有独特微结构的思想已成为当前克服金属基复合材料强度-塑(韧)性平衡的创新方法<sup>[24]</sup>。非均匀复合材料中,按照增强相团聚区的分布可以分为如图1所示的4种形式<sup>[24]</sup>:离散分布、棒状/层状/环状分布、网状分布和双连通分布。材料中增强相富集区发挥强化作用,其间由基体相互连通,并与增强相贫化区同步协调变形,为攻克材料强度和延伸率倒置难题提供了可行途径。通过调整增强相富集区的形状、尺寸和增强相的含量以及增强相贫化区的尺寸等可以实现对复合材料性能的进一步优化<sup>[20]</sup>。

本团队黄陆军教授<sup>[20]</sup>经过对大量金属基复合材料研究工作的总结,基于H-S理论首次在钛基复合材料中设计了增强相呈准连续网状分布的钛基复合材料,其组织结构特征如图2a和2b所示<sup>[24,25]</sup>。该材料以大尺寸球形钛粉为原料,通过低能球磨结合原位反应自生技术制备得到,工艺简单,可靠性高。这种结构具有以下优点:(1)TiB晶须增强相分布在基体颗粒周围,在宏观上具有连续性,保证优异的强化效果,同时TiB晶须并未形成完全的连通,而相邻基体之间处于连通状态,兼顾了室温塑性要求;(2)TiB晶须像销钉一样连接相邻的钛基体颗粒,可以抑制高温下的 $\beta$ 晶粒生长,结合钛合金粉末尺寸的设计可以实现对晶粒尺寸的调控;(3)TiB晶须可

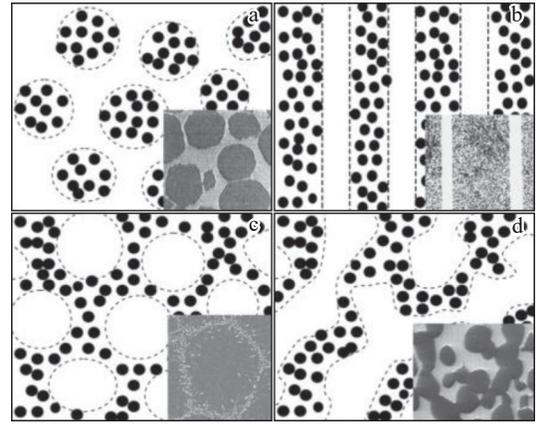


图1 非均匀分布增强相典型构型示意图

Fig.1 Schematic diagrams of inhomogeneous reinforcement configuration<sup>[24]</sup>: (a) isolated structure, (b) laminated structure, (c) network structure, and (d) bi-continuous structure

以抑制晶界处连续 $\alpha$ 相的生成,避免了粗大晶界 $\alpha$ 相对钛合金性能的不利影响;(4)大尺寸钛合金基体可以有效阻碍裂纹扩展、承载应变与吸收能量,避免了增强相均匀分布时对基体的割裂导致合金塑性难以充分发挥的问题。因此,网状结构钛基复合材料表现出更高的塑性以及室温和高温下的强化效果,解决了粉末冶金钛基复合材料室温脆性大且强化效率低的瓶颈问题。通过对网状结构参数的调控可以获得具有不同性能特点的钛基复合材料,以应对不同使用场景下的性能需求。此外,复合材料还被证明可以有效钉扎和分割氧化层,表现出优异的抗氧化能力<sup>[26]</sup>。因此,网状结构钛基复合材料凭借工艺简单、结构设计空间大和综合性能优异的特点受到了广泛的研究关注。

上海交通大学张荻、吕维洁教授团队<sup>[27-28]</sup>通过低能球磨的方式制备包裹了细小TiB<sub>2</sub>的混合钛粉末,通过限域填粉法将其与纯钛粉末按照设计的空间构型进行填充,结合粉末冶金和热加工的手段制备了TiB增强相富集区呈纤维状构型的钛基复合材料,如图2c和2d所示。复合材料中纤维结构区域的TiB晶须沿挤压方向排列,增强相富集区的 $\alpha$ -Ti晶粒尺寸较纯钛区域显著细化,实现了良好的强塑性匹配。西安理工大学李树丰教授团队<sup>[29-30]</sup>利用气雾化的方式制备出含有纳米TiB晶须的钛基复合粉末,利用低能球磨和放电等离子烧结工艺,通过烧结过程中的互扩散和自组装策略特性制备了三维球团构型钛基复合材料,如图2e和2f所示。相较于增强相均匀分布的钛基复合材料,具有三维球团结构特征的材料抗拉强度和断裂延伸率均有效提升,同时材料加工硬化能力显著提升。

### 2.2 多尺度增强相的分级构型设计

以往DRTMCs中,陶瓷增强相通常位于钛合金的原始 $\beta$ 晶界处,而基体合金内部未得到有效强化<sup>[31-32]</sup>。增

强相沿原始 $\beta$ 晶界网状分布虽限制了高温下 $\beta$ 晶界滑动,但钛合金基体中 $\alpha/\beta$ 相界滑动与 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相高温软化依然是阻碍其高温性能进一步提升的障碍。此外,当材料中单一增强相含量过高时,会导致强化效果降低,且延伸率将显著下降<sup>[33]</sup>。受自然界生物材料(如骨骼、竹子、蜘蛛丝等)的多级多尺度特征启发,国内外学者围绕增强相构型设计展开了大量探索性研究,逐步形成了多级多尺度构型强韧化设计思想。通过同时引入多种增强相,利用多级多尺度结构的强化作用实现强度和延伸率的最佳组合。材料中不同形貌、尺寸和分布的增强相在不同层面上发挥强化作用,在多种强化机制的共同作用下实现钛基复合材料的强韧化。DRTMCs中常用的增强相包括TiB、TiC、硅化物和稀土相等,其尺寸包含微米级、亚微米级和纳米级,可以在钛合金的原始 $\beta$ 晶界处、 $\alpha/\beta$ 相界面处或晶粒内部引入。在材料的不同位置中引入不同尺度或不同种类的增强相可以提升强化效率,实现针对性的补强,使材料的综合性能得以提升。

为了使钛基复合材料原始 $\beta$ 晶粒内部的基体得到有效强化,需要对增强相的引入手段进行创新。本团队黄陆军教授团<sup>[34-36]</sup>以球形Ti合金粉、TiB<sub>2</sub>粉和Si粉为原料,采用低能球磨和反应热压烧结技术原位引入TiB晶须形成一级微米网状结构对原始 $\beta$ 晶界强化的基础上,进一步引入快共析元素Si,经历原位自生反应、高温固溶、和脱溶析出3个过程,调控纳米Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>颗粒沿 $\alpha/\beta$ 相界析出形成二级网状结构,实现了对相界的强化,制备出两级网状结构(TiB+Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/TC4复合材料。相比于TC4合金该材料的室温屈服强度由769 MPa提升至1004 MPa,并保持了5%的延伸率,在600 °C抗拉强度最高可达880 MPa,高温蠕变测试中稳态蠕变速率下降一个数量级,蠕变断裂时间相比纯合金最长提高约20倍,实现了

材料性能的大幅提升。材料中一级网状结构TiB晶须阻断晶界滑动提高蠕变抗力,二级网状结构的Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>颗粒阻碍 $\alpha/\beta$ 相界的滑动而提高蠕变抗力,通过合理设计的多级多尺度的构型使材料的高温性能显著提升。

巧妙利用制粉手段将增强相引入钛合金粉末中,获得的复合粉末进一步拓宽了增强相的调控空间,使更为细小的增强相可以通过粉末冶金的方式引入到基体内部。上海交通大学张荻、吕维洁教授团队<sup>[37]</sup>在制粉前的熔炼过程中加入增强相原料,制备出增强相呈现超细网格状分布的复合粉末,随后通过烧结工艺的调控实现晶内增强相的引入。将复合粉末引入晶内增强相的优势应用于网状结构钛基复合材料进一步体现了多尺度增强相分级构型设计的思路。Wang等<sup>[38-39]</sup>将包含纳米TiB的复合粉末与TiB<sub>2</sub>粉末通过球磨混合,利用反应热压烧结法制备了具有分级结构的TiB/TC4复合材料,在网状结构钛基复合材料的基础上向原始 $\beta$ 晶粒内部引入均匀分布的TiB晶须,在此基础上进一步添加Si元素,通过合理的工艺控制使其在 $\alpha/\beta$ 相界面处析出,使材料实现室温强塑性、高温强度和抗蠕变性能的协同提升。Chen等<sup>[40-41]</sup>利用粉末冶金组织可定制的优势在两级网状结构的基础上引入晶内稀土相制备出多级结构(TiB+(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/Ti55复合材料,如图3所示。不同增强相的尺寸和分布覆盖不同空间尺度,呈现出明显的“多级多尺度”特征,通过少量多种增强相对复合材料原始 $\beta$ 晶界、 $\alpha/\beta$ 相界以及 $\alpha$ 晶粒内部同时强化。多级结构中晶内增强相Nd<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>可以抑制位错的热激活运动,界面增强相TiB和(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>可以阻碍位错的滑移,使复合材料具有更高的位错强化效果。此外,相比于合金复合材料内部 $\alpha/\beta$ 相界面裂纹数量明显降低,表明(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>可以推迟 $\alpha/\beta$ 相界面的高温损伤进程。因此,材料表现出优异的室温强塑性、热强性

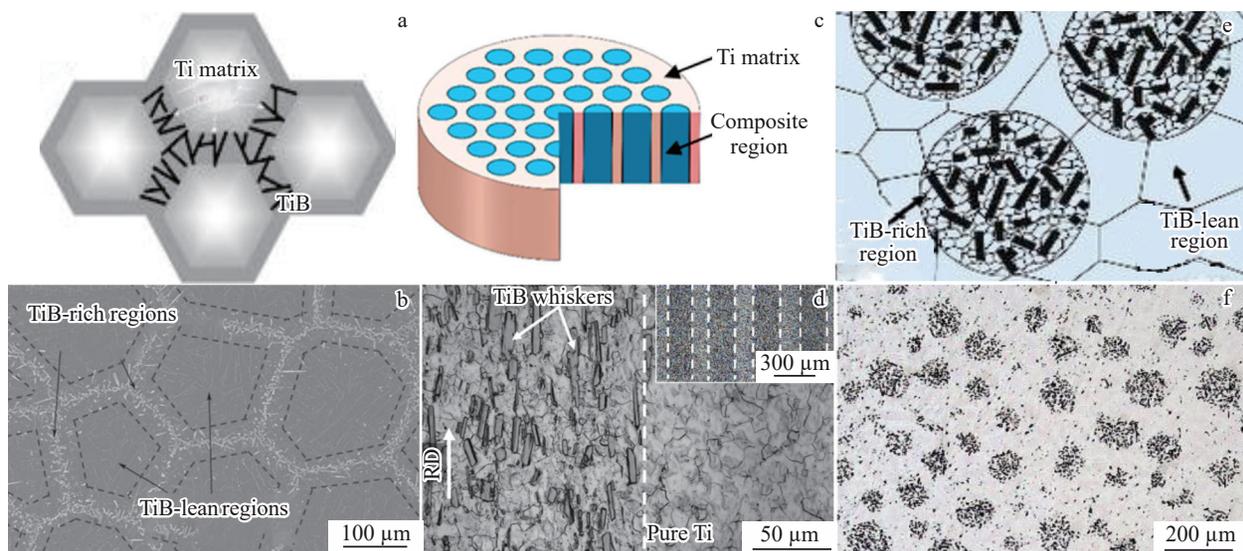


图2 钛基复合材料构型化设计

Fig.2 Configuration design of DRTMCs: (a–b) network structure<sup>[24-25]</sup>; (c–d) fiber-like structure<sup>[27-28]</sup>; (e–f) micropellet structure<sup>[29-30]</sup>

和抗蠕变性能。

### 2.3 增强相/基体多尺度异质结构设计调控

增强相的跨尺度分级结构设计有望实现钛基复合材料强度的大幅提升,但为了保证其具有足够的塑性和韧性,增强相总体积分数不宜过高<sup>[42]</sup>。这意味着只采用增强相调控的策略很难在实现强度和耐热温度提升的同时保持一定的室温延伸率。因此,除了增强相构型设计,钛合金基体也是影响其性能的关键。DRTMCs的设计中可针对不同应用场景需求可选用不同类型钛合金作为基体。例如,在高温应用场景下可选用 $\alpha$ 型钛合金,如TA15<sup>[39]</sup>、Ti60<sup>[18]</sup>以及IMI834<sup>[37]</sup>等;选用 $\beta$ 型钛合金作为基体则可以满足高强度高韧场景需求,如TB8<sup>[43]</sup>等;以 $\alpha+\beta$ 型钛合金为基体则具有较好的综合性能,如TC4<sup>[36]</sup>等。此外,利用DRTMCs制备过程中的原位自生反应可以进一步添加合金元素设计基体钛合金成分,以满足工程应用的性能指标。除了基体钛合金的成分,其微观组织对性能的关键影响也逐渐受到重视,越来越多研究表明在增强相与基体组织的协同作用下,钛基复合材料能够实现优异的强塑性匹配,具有极大的发展潜力。钛合金中粗大 $\alpha/\beta$ 片层组织虽具有较好的延展性,但其强度较低,而细小的 $\alpha$ 相析出物展现较高的屈服强度,但往往以塑性损失为代价<sup>[44-45]</sup>。若能够在基体中设计非均相析出物( $\alpha$ 相),并精确控制其空间尺度和分布,则有望实现强度与延展性的协同提升<sup>[46-47]</sup>。在钛合金组织调控方向,如密排六方/面心立方双相结构<sup>[48]</sup>、超细晶/粗晶结构<sup>[49]</sup>和分级

纳米结构<sup>[50]</sup>等多尺度异质结构被成功设计出来,通过异质变形诱导(hetero deformation induced, HDI)的硬化与强化效应提高强度,同时显著改善合金的均匀变形能力,实现钛合金强度和塑性的协同提升<sup>[51]</sup>。因此,探索跨尺度、多机制的基体与增强体协同强化策略,为突破DRTMCs强度-塑(韧)性权衡关系提供了新的方向。

DRTMCs中增强相的引入对基体微观结构具有显著影响,为异质结构的形成提供基础。相变过程中增强相可以作为异质形核位点影响钛合金的相变过程<sup>[52]</sup>;热变形过程中增强相与基体界面处容易塞积位错,可促进动态再结晶或为 $\alpha$ 相的析出提供形核位点<sup>[53-54]</sup>。此外,增强相的存在能够一定程度限制 $\alpha$ 相的生长,促进其等轴化<sup>[55]</sup>。因此,在钛基复合材料的增强相富集区往往对应基体组织的细晶区,而增强相贫化区的基体则具有较为粗大的晶粒,进而形成了粗晶-细晶异质结构的组织特征。例如在球团结构中<sup>[29]</sup>,增强相富集的区域伴随着晶粒的显著细化,具有异质结构特征(细晶区平均晶粒尺寸 $5.8\ \mu\text{m}$ ,粗晶区 $42.3\ \mu\text{m}$ ),变形过程中表现出明显的HDI硬化效应,是材料优异机械性能的关键。基体组织对DRTMCs的力学性能具有显著影响,结合多种增强相的构型设计以及基体异质结构的引入,进一步深化多级多尺度构型设计的理念成为DRTMCs的发展趋势。

增强相的引入可作为钛合金相变过程中的形核位点并限制晶粒的长大,使增强相附近的晶粒显著细化,因此可以实现DRTMCs制备过程中异质结构基体组织的引

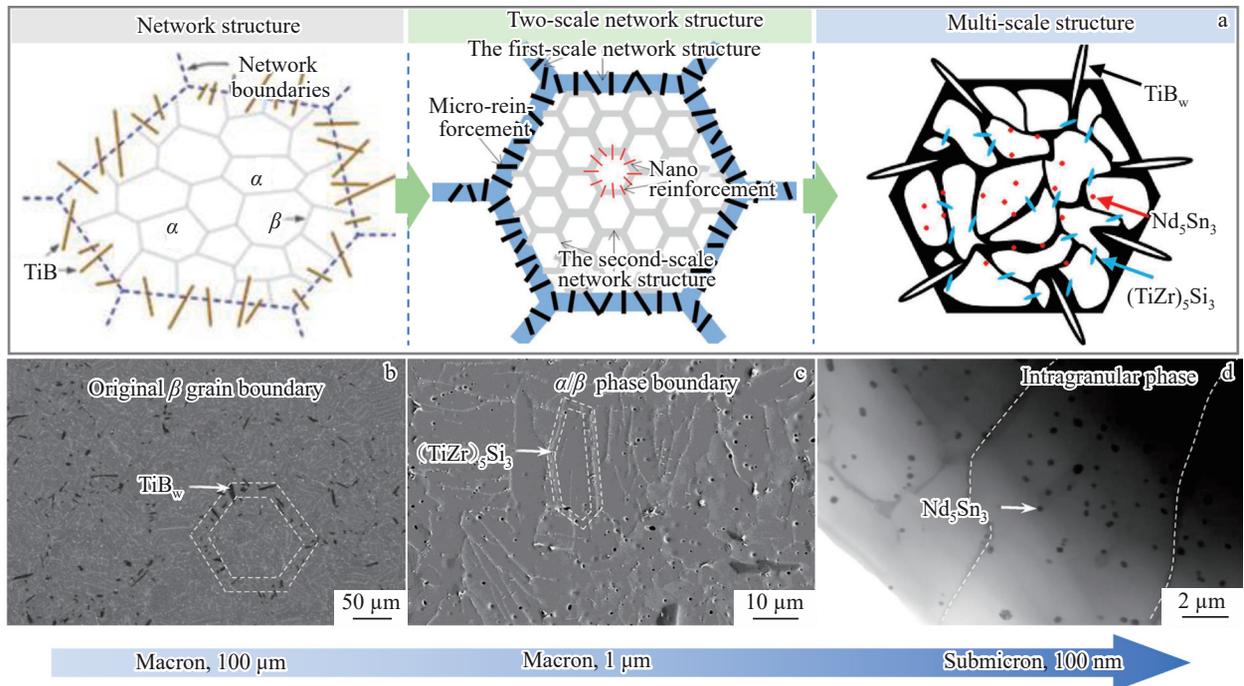


图3 钛基复合材料多尺度增强相分级构型调控

Fig.3 Hierarchical configuration of multi-scale reinforcements: (a) schematic of multi-scale structure design<sup>[34,40]</sup>; (b-d) microstructures of the multi-scale architectures within the as-sintered (TiB+(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/Ti55 composites<sup>[40-41]</sup>

入。上海交通大学吕维洁教授团队<sup>[56]</sup>以含有 TiB 和 TiC 的复合钛粉和钛合金粉末为原料,通过 3D 打印手段制备了具有异质结构的钛基复合材料,增强相的引入在凝固过程中引发成分过冷,细化原始  $\beta$  晶粒,同时作为  $\beta$ -Ti 到  $\alpha$ -Ti 转变过程中的异质形核位点,使增强相附近的  $\alpha$  相有效细化,如图 4a 所示。所制备材料的加工硬化能力和均匀变形能力显著提升,实现了强塑性的协同提升。浙江大学彭华新教授团队<sup>[57-58]</sup>通过 3D 打印的手段调控了具有网状结构增强相和异质  $\alpha$  片层结构的 (TiB+TiC)/TC4 复合材料,实现了抗拉强度和均匀延伸率的协同提升。材料中混杂增强相使原始  $\beta$  晶粒得到显著细化,同时作为  $\alpha$  相的异质形核位点促进网状增强相边缘生成细小的  $\alpha$  相,包围网状内部粗大  $\alpha$  相构成异质结构基体组织,如图 4b 所示。网状结构增强相和基体异质结构可以实现良好的应变分配进而协调变形,异质变形带来的强化效应和硬化潜力,提高了塑性变形能力和强化效率。此外,变形后期微观裂纹受到抑制使材料获得了额外的塑性。北京理工大学程兴旺教授团队<sup>[59]</sup>通过对粉末类型 and 尺寸等参数的精确调控,实现在 DRTMCs 中引入具有异质结构特征的基体组织。采用 2 种粉末尺寸具有显著差异的 TC4 粉末(平均粒径 13 和 84  $\mu\text{m}$ )与 TiB<sub>2</sub> 粉末通过两步球磨的方式混合,利用 SPS 烧结的方法制备出具晶粒尺寸具有双峰分布的 TiB/TC4 复合材料,材料中粗晶区被细晶区包围,粗晶区  $\alpha$  片层平均晶粒尺寸 23.6  $\mu\text{m}$ ,而细晶区为 4.2  $\mu\text{m}$ ,表现出异质结构特征。相较于仅采用一种尺寸钛合金粉末的钛基复合材料,具有基体异质

结构特征的材料可以在协调变形的同时提升加工硬化能力,实现强度和塑性的协同提升。

增强相的存在使热变形过程中位错在界面处塞积进而影响再结晶和相变过程,因此可以通过热变形和热处理的手段在钛基复合材料中引入异质结构基体组织。上海交通大学吕维洁教授团队<sup>[60]</sup>将含有 TiB 的复合钛粉与小尺寸的钛合金粉末球磨混合后进行热压烧结,在微纳双尺度增强相钛基复合材料的基础上调控出具有双峰晶粒的基体组织。进一步将包含 TiB+TiC 混杂增强相的复合粉末与小尺寸钛合金粉末混合,结合热压烧结和热轧制工艺(图 5a),获得具有显著异质结构特征的基体组织<sup>[61]</sup>,如图 5b 和 5c 所示。基体中的粗晶区被超细晶区包围,使粗晶区中产生更多  $\langle c+a \rangle$  型位错,并诱发 HDI 硬化效应,结合 TiB 与 TiC 的混杂增强作用,材料表现出优异的强塑性匹配。Zhang 等<sup>[62]</sup>提出了增强相与钛合金基体跨尺度分级设计及协同调控思想,设计制备出如图 5d 的 (TiB+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti 复合材料。其中,增强相包括微米级 TiB 晶须和微纳 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒呈网状分布于  $\beta$  晶界处,钛合金基体呈现微纳片层异质结构,包括初生  $\alpha_p$  和  $\beta$  板条束以及由  $\alpha_p$  和  $\alpha_s$  组成的微纳网篮结构。该复合材料中网状双尺度增强相和微纳片层异质结构基体抑制了应变集中,同时  $\alpha_p$  中更多  $\langle c+a \rangle$  型位错的开动保证了室温下的良好塑性。在微纳双尺度增强相、细小  $\alpha_s$  和 HDI 强化的协同强化作用下,复合材料室温和高温强度均显著提升,其室温抗拉强度超过 1300 MPa,延伸率高达 10.5%,600  $^{\circ}\text{C}$  抗拉强度高达 934 MPa,延伸率为 23%,高于现有高温钛合金

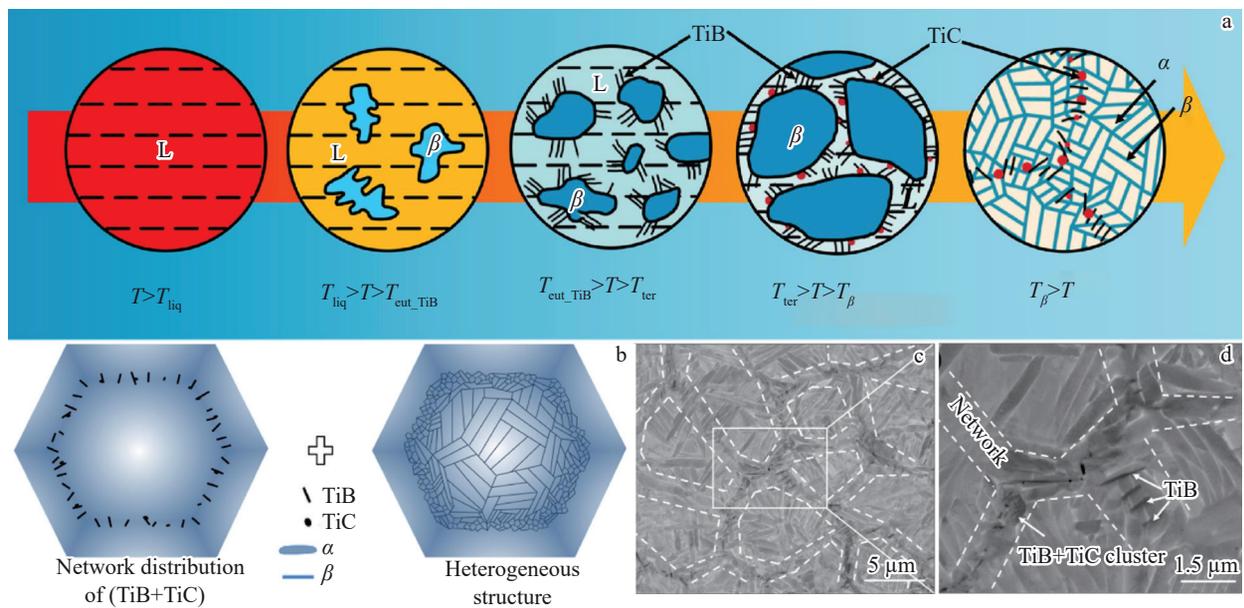


图 4 3D 打印技术制造双峰晶粒异质结构钛基复合材料

Fig.4 Schematic diagram of solidification path of DRTMCs ( $T_{liq}$ -liquid temperature;  $T_{cut\_TiB}$ -eutectic temperature of  $L \rightarrow (TiB + \beta)$ ;  $T_{ter}$ -ternary eutectic point of  $L \rightarrow (TiB + TiC + \beta)$ ;  $T_{\beta}$ -transformation temperature of matrix phases from  $\beta$ -Ti to  $\alpha$ -Ti)<sup>[56]</sup> (a); schematic diagram of heterogeneous structure design<sup>[58]</sup> (b); microstructures of DRTMCs with heterogeneous structure (c-d)<sup>[58]</sup>

及其复合材料。可见,基于增强相与钛合金基体跨尺度分级设计及协同调控可为开发高性能耐热高强韧钛基复合材料提供新思路。

经过多年发展,DRTMCs的增强相从均匀分布,到构型化设计,再到多种增强相协同强化,进而与钛合金基体异质结构组织结合,其形式逐渐丰富,强塑性匹配更佳。如图6a所示,传统增强相均匀分布的钛基复合材料强化效果有限但塑性大幅下降,通过增强相网状结构的设计可以使材料强度显著提升并保持较高塑性<sup>[33]</sup>。在此基础上向 $\alpha/\beta$ 相交界处引入硅化物构成的两级网状结构钛基复合材料进一步提升材料的高温强度和抗蠕变性能<sup>[34]</sup>,如图6b和6c所示。在增强相多级多尺度构型设计的基础上进一步调控出具有异质结构特征的基体组织,可以产生更强的背应力和更高的加工硬化率,如图6d和6f所示,以及更均匀的变形能力<sup>[60,62]</sup>,实现优异强塑性匹配。综上,通过多尺度组织的设计与调控,DRTMCs表现出优异的综合性能。

### 3 多尺度结构钛基复合材料强韧化机制

充分阐明DRTMCs中多尺度构型设计的强韧化机制对于进一步提升材料性能,具有巨大的科学价值和工程意义。对于多级多尺度钛基复合材料,在宏观-介观-微观等多个尺度上均表现出强韧化特征,故对其机制的阐述也应从不同尺度入手,充分解析其机制。通常构型化的DRTMCs中由增强相富集区和增强相贫化区构成。增强相承担并传递载荷,通过多种机制实现材料的强化;

贫化区保留较好的塑性变形能力,在非连续的增强相之间保持连通并协调变形,保证材料的塑性。在断裂过程中,增强相富集区凭借其空间构型实现裂纹的偏转,而增强相贫化区钝化裂纹抑制其扩展。因此,多尺度构型设计可以实现钛基复合材料有效的强韧化。

#### 3.1 强化机制

金属的强化机制一般包括细晶强化、固溶强化、形变强化和第二相强化。钛基复合材料中的增强相作为第二相,可以通过载荷传递强化、奥罗万强化和热错配强化等机制对钛合金进行强化。与相同工艺下制备的钛合金相比,DRTMCs中增强相的引入对材料组织和成分产生影响,故细晶强化和固溶强化等机制也发挥着重要作用。对于增强相对晶粒的细化作用主要体现在促进再结晶<sup>[54,63]</sup>以及相变过程中作为异质形核位点<sup>[32]</sup>。固溶强化则是源于原位反应生成增强相的过程中部分元素的固溶,例如将 $Ti_5Si_3$ <sup>[40]</sup>、纳米碳<sup>[64]</sup>、TiN<sup>[65]</sup>和SiC<sup>[66]</sup>等作为增强相时,部分Si、N、C等元素以固溶原子形式存在发挥固溶强化作用。热错配强化是由于增强相与基体之间由于热膨胀系数和弹性模量失配引发的几何必须位错强化。冷却过程中,为缓解增强相和基体之间的变形不协调,在界面处往往会形成大量几何必须位错,因而可提供额外的强化效果<sup>[67]</sup>。

构型强化钛基复合材料中增强相的引入所带更为直观的影响在于其承担载荷及其与位错的相互作用。增强相与基体之间通过界面实现载荷传递,因此,增强相与基体的界面结合强度对强化效果有关键影响。构型强化钛

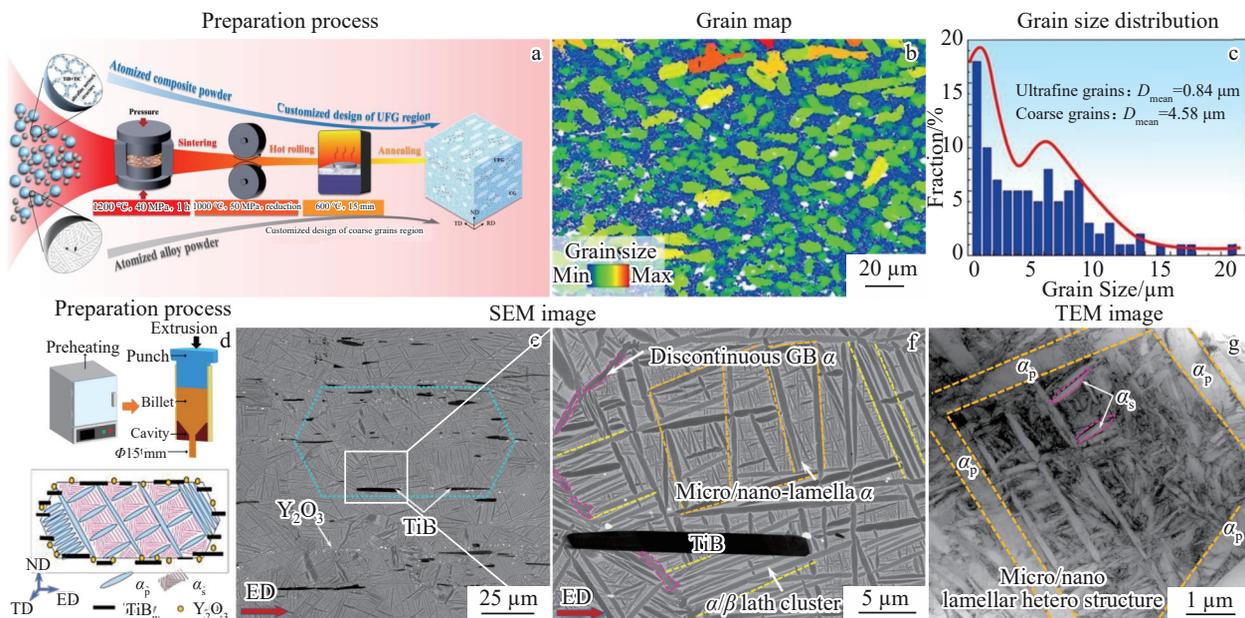


图5 粉末冶金结合热变形制备双峰晶粒异质结构、微纳片层异质结构钛基复合材料

Fig.5 Powder metallurgy and thermomechanical processing of DRTMCs featuring bi-modal grain and micro/nano-lamellar heterostructures: (a – c) process and analysis results of bi-modal-grained particulate reinforced composites<sup>[61]</sup>; (d–g) schematic diagram and morphologies of (TiB+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composite with micro/nano-lamellar heterostructure<sup>[62]</sup>

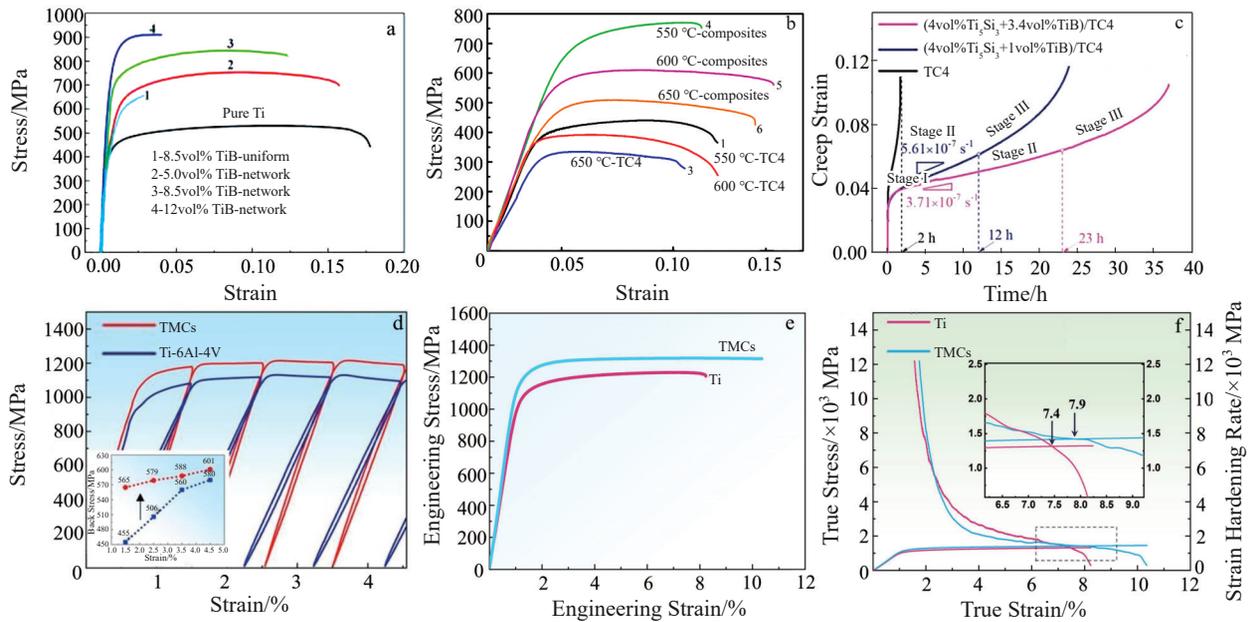


图6 多尺度结构钛基复合材料的力学性能

Fig.6 Mechanical properties of DRTMCs with multi-scale microstructure: (a) tensile properties of DRTMCs with network structure<sup>[33]</sup>; (b) high-temperature tensile curves<sup>[34]</sup>; (c) creep properties of DRTMCs with hybrid network microstructure<sup>[34]</sup>; (d) stress-strain curves<sup>[60]</sup>; (e) tensile engineering stress-engineering strain curves; (f) true stress-true strain curves and strain hardening rate vs. true strain curves of DRTMCs with heterostructure<sup>[62]</sup>

基复合材料中的增强相一般都是通过原位自生反应方式生成,通过该方法得到的增强相热力学稳定,并且与基体相容性好,界面清晰整洁且结合力强,如图 7a 和 7b 所示,避免了外加增强相的界面污染问题<sup>[33]</sup>。室温或高温拉伸测试后的复合材料材料断口以及侧断面往往可以观察到增强相的断裂而非拔出,这是由于陶瓷增强相与基体结合紧密并具有更高的弹性模量,可以发挥承担载荷的作用<sup>[62]</sup>,如图 7c 所示。多级多尺度增强相的承担载荷作用在复合材料中的不同位置发挥作用,例如在原始  $\beta$  晶界处引入网状 TiB 晶须的基础上,进一步在  $\alpha/\beta$  相界面处引入硅化物抑制界面滑动,同时避免了单一增强相过多导致材料脆化,提升了强化效率并进一步提升了材料的高温强度与抗蠕变性能<sup>[34]</sup>。

DRTMCs 中的增强相与位错之间的交互作用也是其强度提升的关键因素。如图 7d 和 7e 所示,微纳片层异质结构(TiB+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti 复合材料拉伸后的 TEM 表征<sup>[62]</sup>,发现 TiB 和 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 虽然空间尺度不同,但均可有效地钉扎位错。基体中  $\alpha_p$  与  $\alpha_s$  区的界面处也观察到明显的位错堆积现象,体现出异质结构设计所展现出的强化作用,如图 7f 所示。图 8 为异质结构基体组织的强化机制示意图,材料变形过程中几何必须位错在粗晶/细晶区边界堆积产生 HDI 应力,表现为软区的背应力和硬区的前应力<sup>[51]</sup>。在这种粗晶/细晶配合的模式下,材料的加工硬化能力较均质材料显著提升,表现出明显的强化效果。

### 3.2 微观变形机制

多尺度构型强化钛基复合材料具有优异强度的同时,往往具有较好的室温塑性。多尺度构型设计对材料变形行为的影响主要是对基体变形能力的提升和变形均匀性的提升。DRTMCs 中存在的增强相贫化区保持了合金较好的变形能力,并且增强相细化基体组织,结合诸如异质结构等组织,促进材料中 <c+a> 型位错的开动,使基体具有更好的变形能力<sup>[40,56]</sup>。

不均匀性是金属塑性变形的一个显著特点,这种不均匀性在不同尺度上均有所体现,导致宏观变形量还不小时,个别晶粒的变形量可能已经到达极限,出现裂纹而失稳<sup>[68-69]</sup>。因此,避免局部应变集中是实现金属材料强韧化的可行手段<sup>[13]</sup>。DRTMCs 中增强相的引入可以促进应变的宏观均匀分布,同时由于基体之间处于相互连通的状态能够保持变形的协调。通过数字图像相关测量技术(digital image correlation, DIC)将 DRTMCs 变形过程中的局域应变显化,有利于理解材料的变形行为,并优化材料设计<sup>[70-72]</sup>。浙江大学彭华新教授团队<sup>[57]</sup>利用 DIC 技术对比打印态 TC4 合金与复合材料的宏观变形行为,发现当拉伸至峰值应力下,合金具有明显的应变集中现象,而复合材料却表现出均匀变形特性,如图 9a 所示。对复合材料增强相分布的调控可以优化材料的变形行为,本团队张芮等<sup>[55,73]</sup>发现固溶预处理可以使热变形得到的 TiB/TA15(Si) 复合材料基体组织和硅化物均细化,在拉

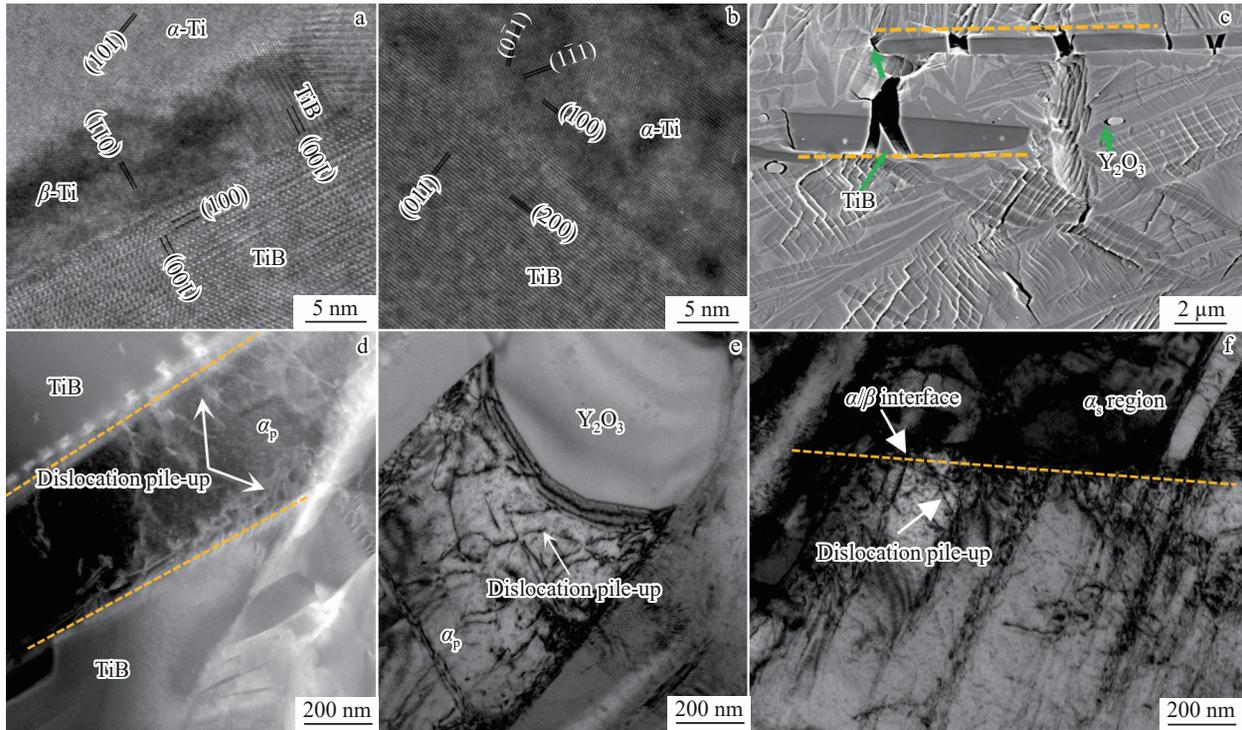


图7 多尺度增强相/基体异质结构协同强化作用

Fig.7 Synergistic strengthening effect of multi-scale reinforcements and heterogeneous structure: (a) TiB/ $\beta$ -Ti interface<sup>[33]</sup>; (b) TiB/ $\alpha$ -Ti interface<sup>[33]</sup>; (c) fracture of TiB<sup>[62]</sup>; (d) dislocation pile-up around TiB whiskers<sup>[62]</sup>; (e)  $Y_2O_3$  particles<sup>[62]</sup>; (f) interfaces within heterogeneous structure<sup>[62]</sup>

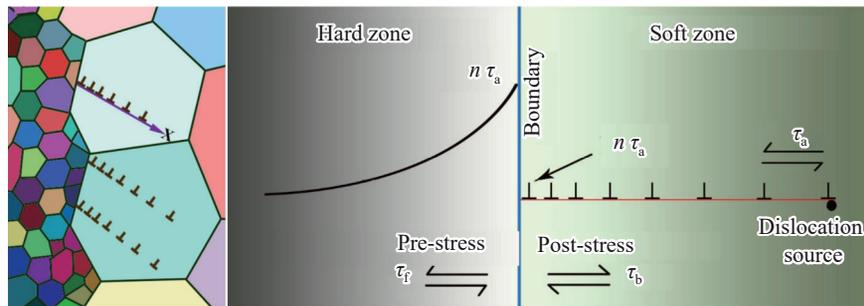


图8 异质变形诱导强化机制

Fig.8 Heterogeneous deformation-induced strengthening mechanism<sup>[51]</sup>

伸过程中材料始终无显著的应变集中,而对对照组材料由于明显的应变集中过早断裂,如图9b所示。Zhang等<sup>[62]</sup>采用SEM-DIC技术在介观尺度上对(TiB+ $Y_2O_3$ )/Ti复合材料的室温及600℃的拉伸变形行为进行研究,结果表明由于TiB、 $Y_2O_3$ 和基体中微纳片层异质结构的引入,使应变呈现出多区域分布的特征,减轻了整体的应变集中现象,而相同工艺下制备的钛合金受 $\alpha_p$ 集束主导变形的影响具有显著的应变集中,如图9c、9d所示。上述研究结果表明多级多尺度增强相配合基体组织的调控避免了应变集中,使材料表现出塑性的提升。

### 3.3 损伤与断裂特性

损伤与断裂特性是评定材料可靠性的关键,

DRTMCs中引入陶瓷增强相承担载荷,但由于增强相与基体变形不协调导致局部的应力集中而诱发裂纹,通过合理的构型设计可以调控裂纹萌生扩展行为进而实现材料的高可靠性。网状结构TiB/Ti复合材料变形过程中TiB发生断裂(图10a),但网状构型中TiB的体积分数较小,相邻TiB晶须间距远大于增强相均匀分布的情况,因此微裂纹能够被基体有效钝化(图10b),避免裂纹的快速扩展并在断口附近出现裂纹分支(图10c)。此外,晶须出现多次断裂的现象,表明断裂的TiB晶须依旧可以有效承担载荷,保证了材料强度<sup>[74-75]</sup>。此外,网状构型能够有效偏转裂纹,当足够多TiB断裂后,裂纹沿网状边界曲折扩展,相比裂纹平直扩展具有更高的韧性<sup>[24]</sup>。对

(TiB+(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/TA15 复合材料疲劳行为的研究中发现 TiB 和硅化物是疲劳裂纹的屏障, TiB 虽然会诱发疲劳裂纹, 但可以有效偏转疲劳裂纹并缩小疲劳裂纹间距<sup>[76-77]</sup>。结合异质结构基体组织中的粗大晶粒可以更加充分发挥

钝化裂纹的能力, 在球团结构 TiB/TC4 复合材料中通过有限元模拟技术对裂纹的形核与扩展进行可视化研究, 如图 10d 所示, 发现球团结构附近基体的应力集中区面积以及裂纹扩展长度均小于均匀结构, 充分表明了构型

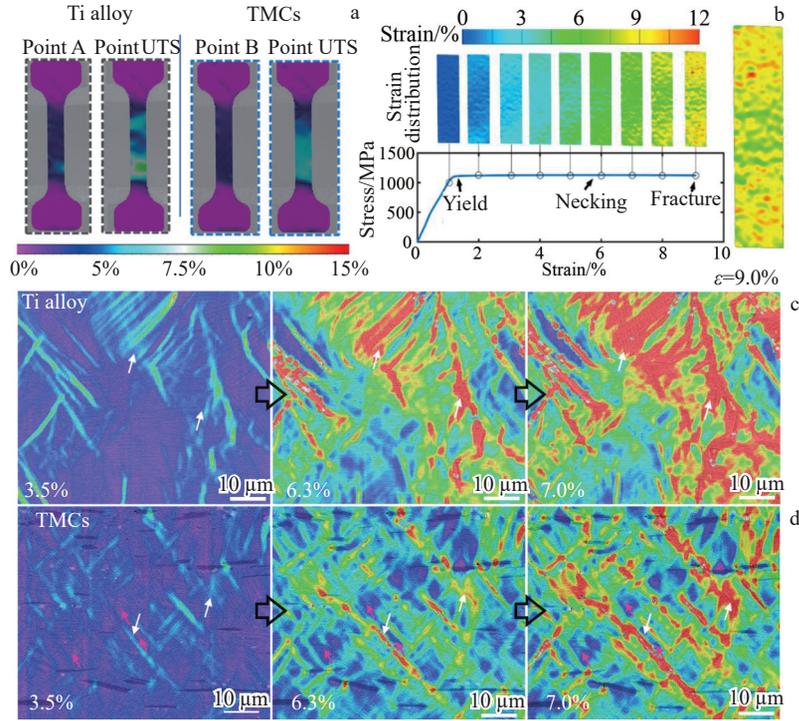


图 9 多尺度结构钛基复合材料塑性变形过程中局域应变与微观组织同步演变原位研究

Fig.9 In-situ observation of evolution of local strain distribution and microstructure during deformation of DRTMCs with multi-scale microstructure: (a) (TiB+TiC)/TC4 composites with tailored network reinforcement architecture<sup>[57]</sup>; (b) TiB<sub>w</sub>/TA15(Si) composite after microstructure refinement<sup>[73]</sup>; Ti alloy (c) and (TiB+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti (d) composite with multi-scale lamellar heterostructure<sup>[62]</sup>

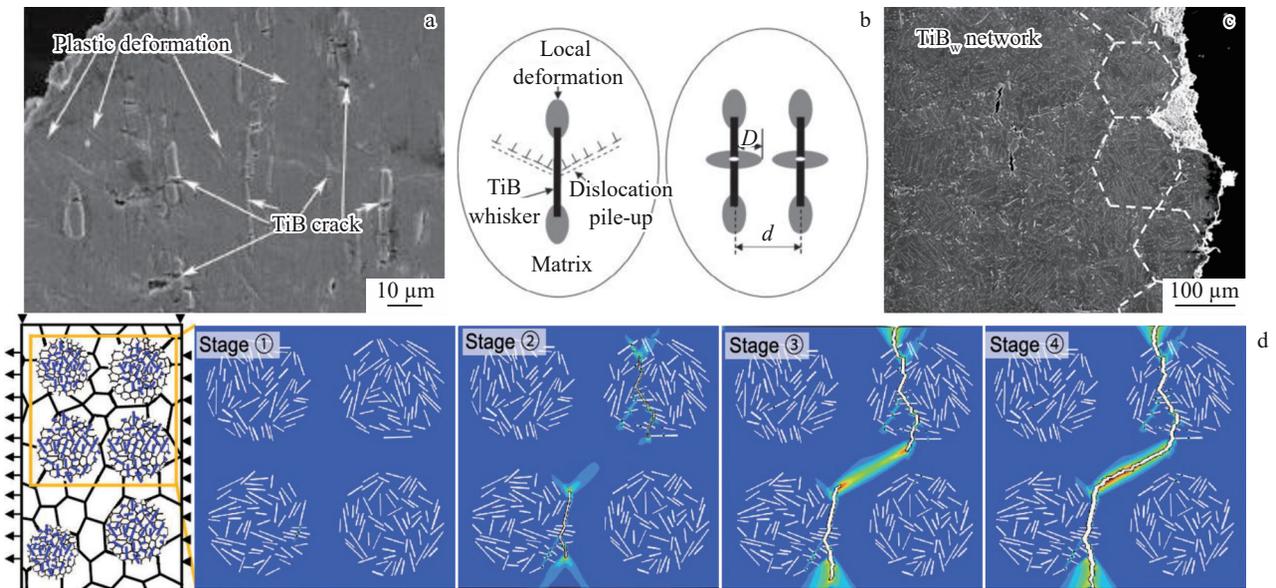


图 10 构型化钛基复合材料损伤与断裂特性

Fig.10 Damage and fracture behavior of DRTMCs with configuration design: (a) fracture morphology; (b) schematic diagram of the stress distribution before and after the origin micro-crack of as-extruded TiB<sub>w</sub>/Ti64 composites<sup>[74]</sup>; (c) fracture morphology of the (TiB<sub>w</sub>+(Ti,Zr)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/Ti55 composite<sup>[39]</sup>; (d) numerical simulation for crack development process<sup>[29]</sup>

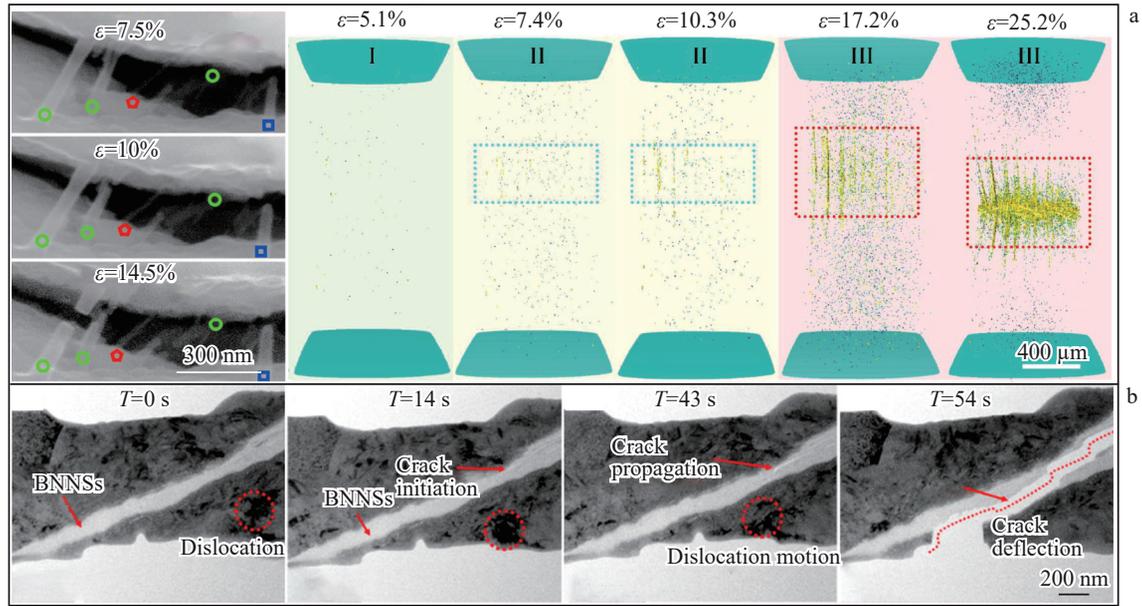


图11 多尺度异质结构钛基复合材料断裂过程原位观察

Fig.11 In-situ observation of fracture of DRTMCs with multi-scale reinforcements and heterogeneous structure: (a) CNTs/Ti composites<sup>[78]</sup> and (b) BNNs/Ti composites<sup>[79]</sup>

化设计钛基复合材料可以延缓裂纹扩展,具有提升材料的损伤容限的优点<sup>[29]</sup>。

先进原位表征手段可以进一步帮助理解DRTMCs的损伤与断裂特性。Ding等<sup>[78]</sup>利用原位拉伸SEM和高分辨3D-CT技术研究了CNTs/Ti复合材料拉伸过程中的裂纹萌生、扩展与密度分布等信息并进行了二维和三维可视化高分辨定量分析,阐明了其断裂特性,如图11a所示。结果表明随着应变的增加,裂纹尖端处碳纳米管发挥承担载荷的作用并阻止界面进一步开裂。其断裂过程主要分为3个阶段,即界面裂纹的均匀形核,界面裂纹非均匀形核和扩展,裂缝快速扩展和穿层合并。在断裂微观机制研究方面,北京理工大学张洪梅教授团队<sup>[79]</sup>借助原位TEM研究了BN纳米片增强钛基复合材料(BNNs/Ti)在室温拉伸过程中的韧化机制,如图11b所示,发现随着变形量的增加,BNNs/TiB/Ti界面能通过“桥联增韧”与“裂纹偏转增韧”机制改善钛基复合材料的塑韧性。

## 4 结果与展望

多尺度构型设计是解决DRTMCs强度-塑(韧)性倒置问题的有效途径。在钛合金中引入多级多尺度构型的增强相结合基体异质结构组织,使材料在不同尺度上表现为均质与异构的交织。材料在不同层级上得到有效强化,提高强化效率。同时,材料在不同尺度下保持变形的协调,避免局部应变集中导致的破坏,使材料具有优良的塑性。此外,材料具有较强的抗损伤能力,保证了材料的可靠性。构型强化钛基复合材料满足重点领域对轻

质、耐热、高强韧金属材料的需求,具有极大的发展前景。未来的发展可以关注以下几个方面的工作:

1)新型高性能轻质耐热高强韧钛基复合材料的设计制备与组织性能优化。寻找高效增强相并合理设计其空间构型,发展增强相和钛合金基体的跨尺度分级设计及协同调控技术,开发新型高性能轻质耐热高强韧钛基复合材料。创新材料制备技术并优化工艺,根据材料服役条件定制化设计调控微观组织,提高耐热性、室温强韧性、抗损伤和抗氧化等综合性能,扩大钛基复合材料应用场景。

2)应用先进表征手段揭示材料强韧化机制,通过原位表征技术和微观力学行为研究,揭示材料在变形过程中的特征与微观机制。将先进原位表征手段应用于疲劳、蠕变和热稳定性等表征,结合高通量测试与表征,形成材料服役过程中组织性能演化的全面认知。对材料进行更加精细的力学行为研究,为增强相的调控提供指引。

3)跨尺度模拟技术结合大数据和人工智能技术加速材料研发。对钛基复合材料建立跨尺度和多物理场模型,深入理解材料强化机制、变形行为和损伤及断裂特性。通过整合高通量计算、原位表征数据和机器学习算法,系统构建“跨尺度组织设计-多尺度结构表征-多维度性能模拟”的关联体系,建立DRTMCs量化的“成分-工艺-组织-性能”关系模型,促进新现象和新机制的发现,加速高性能新材料的研发。

## 参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Zhang Xiaoyuan(张晓园), Liu Xianghong(刘向宏), Du Yuxuan

- (杜予暉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4227
- [3] Li Jinshan(李金山), Yan Qi(晏琪), Chen Biao(陈彪). *Development and Application of Material*(材料开发与应用)[J], 2024, 39(6): 1
- [4] Hayat M D, Singh H, He Z *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 121: 418
- [5] Jiao Yang, Huang Lujun, Geng Lin. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 1196
- [6] Xiang Juan(项娟), Han Yuanfei(韩远飞), Le Jianwen(乐建温) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 901
- [7] Pflumm R, Friedle S, Schütze M. *Intermetallics*[J], 2015, 56: 1
- [8] Liu Shifeng(刘世锋), Song Xi(宋玺), Xue Tong(薛彤) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(3): 77
- [9] Yang Junwei(杨俊伟), Tang Haibo(汤海波), Tian Xiangjun(田象军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3316
- [10] Li X T, Liu R, Hou J P *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 289: 120942
- [11] Wegst U, Bai H, Saiz E *et al. Nature Materials*[J], 2015, 14: 23
- [12] Raut H K, Schwartzman A F, Das R *et al. ACS Nano*[J], 2020, 14(8): 9771
- [13] Geng Lin(耿林), Fan Guohua(范国华). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(9): 686
- [14] Luo Shudong, Song Tingting, Liu Bing *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2019, 21(7): 1801331
- [15] Ma Fengcang, Wang Tianran, Liu Ping *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 654: 352
- [16] Liu Xianghong(刘向宏), Zhao Ning(赵宁), Wang Tao(王涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(11): 3101
- [17] Zhu Y T, Wu X L. *Materials Today Nano*[J], 2018, 2: 15
- [18] Wang B, Huang L J, Hu H T *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 103: 140
- [19] Robert O R. *Nature Materials*[J], 2011, 10: 817
- [20] Huang Lujun(黄陆军), Geng Lin(耿林). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 126
- [21] Hashin Z, Shtrikman S. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1963, 11(2): 127
- [22] Li Shaopeng(李劭鹏), Sui Xiaodong(隋晓东), Wang Meiqi(王美琦) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2025, 45(1): 15
- [23] Lu Weijie(吕维洁), Guo Xianglong(郭相龙), Wang Liqiang(王立强) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 139
- [24] Huang L J, Geng L, Peng H X. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93
- [25] Huang L J, Geng L, Peng H X *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(9): 844
- [26] Chen Xin, An Qi, Jiang Shan *et al. Corrosion Science*[J], 2021, 192: 109845
- [27] Wu Huaduo, Han Yuanfei, Huang Guangfa *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2022, 231: 109564
- [28] Wu Huaduo, Han Yuanfei, Le Jianwen *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 915: 165399
- [29] Liu Lei, Li Shufeng, Pan Deng *et al. Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2023, 120(28): e2302234120
- [30] Pan Deng, Zhang Xin, Hou Xiaodong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140137
- [31] Li Shaopeng, Wang Xiaoyan, Wei Zichao *et al. Scripta Materialia*[J], 2022, 218: 114835
- [32] Singh G, Ramamurty U. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 120: 100815
- [33] Huang Lujun, An Qi, Geng Lin *et al. Advanced Materials*[J], 2021, 33(6): 2000688
- [34] Jiao Y, Huang L J, Wei S L *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(8): 1532
- [35] Jiao Y, Huang L J, Duan T B *et al. Scientific Reports*[J], 2016, 6(1): 32991
- [36] Jiao Y, Huang L J, Geng L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 701: 359
- [37] Li Shaopeng, Wang Xiaoyan, Le Jianwen *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2022, 245: 110169
- [38] Wang Shuai, Huang Lujun, An Qi *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(23): 35069
- [39] Wang Shuai, Jin Jiayi, Liu Wenqi *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2023, 174: 107735
- [40] Chen Xin, Huang Lujun, Song Jimpeng *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2024, 283: 111651
- [41] Chen Xin, Huang Lujun, Ma Shuo *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 206: 1
- [42] Li Qiang, Huang Sheng, Zhao Yakai *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 254: 118995
- [43] Ding Hao, Cui Xiping, Ren Xiuwen *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2025, 190: 104369
- [44] Mantri S A, Choudhuri D, Alam T *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 154: 139
- [45] Wang Wei(王伟), Luo Chicheng(罗炽铖), Jiang Li(蒋立) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 5(5): 1291
- [46] Zhu Wenguang, Lei Jia, Tan Changsheng *et al. Materials & Design*[J], 2019, 168: 107640
- [47] Ding Hao, Cui Xiping, Wang Zhiqi *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 107: 70
- [48] Ding Wangwang, Tao Qiying, Liu Chang *et al. Nature Materials*[J], 2025, 24(4): 506
- [49] Wu Xiaolei, Yang Muxin, Yuan Fuping *et al. Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2015, 112(47): 14501
- [50] Devaraj A, Joshi V V, Srivastava A *et al. Nature Communications*[J], 2016, 7: 11176
- [51] Zhu Yuntian, Wu Xiaolei. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 131: 101019
- [52] Ding Hanlin, Wang Lilin, Yuan Lukai *et al. Materials & Design*[J], 2025, 254: 114082
- [53] Ye X X, Imai H, Shen J H *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2017, 684: 165
- [54] Wei Jiashu, Yang Fang, Qi Miao *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 22: 1695
- [55] Zhang Rui, Wang Shuai, Lu Weihang *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2023, 257: 110696
- [56] Feng Shuhui, Han Yuanfei, Cheng Du *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2025, 291: 111999
- [57] Liu Cheng, Jin Kaihang, Ye Jiatao *et al. Composites Communications*[J], 2023, 40: 101611
- [58] Liu Chen, Ye Jiatao, Wei Xiao *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2023, 266: 111008
- [59] Sun Yuanhao, Zhu Zhixi, Wang Qiang *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 574
- [60] Chen Jiajing, Han Yuanfei, Li Shaopeng *et al. Scripta Materialia*[J], 2023, 235: 115625
- [61] Chen Jiajing, Han Yuanfei, Wei Zichao *et al. Materials Research Letters*[J], 2023, 11(10): 863
- [62] Zhang Yuanyuan, Cui Xiping, Chen Lingfei *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2025, 187: 104283
- [63] Wang Shuai, An Qi, Zhang Rui *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 829: 142176
- [64] Liu K Y, Li J S, Wan J *et al. Carbon*[J], 2022, 197: 412
- [65] Feng Ke, Zhang Hongmei, Cheng Xingwang *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2025, 188: 108551
- [66] Lu Qiong, Liu Ping, Xu Zunyan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 929: 148110
- [67] Saba F, Zhang F M, Liu S L *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 167: 7
- [68] Shang X Q, Fu M W, Zhang H M *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2023, 171: 103785
- [69] Yan Zhibing, Wang Ke, Zhou Yu *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 156: 110
- [70] Ding Hao, Cui Xiping, Wang Yuchen *et al. Microscopy and Microanalysis*[J], 2022, 28(6): 1931
- [71] Ni R, Boehlert C J, Chen B *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 296: 121256
- [72] Ni R, Boehlert C J, Zeng Y *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2024, 182: 104119
- [73] Zhang Rui(张芮). *Hot Deformation Double-Phase Refinement and Mechanical Behaviors of TiB<sub>w</sub>/TA15(Si) Composites*(TiB<sub>w</sub>/TA15(Si)复合材料热变形组织双细化与力学行为研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024
- [74] Huang L J, Geng L, Wang B *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2012, 43(3): 486
- [75] Wang S, Huang L J, Geng L *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7: 40823
- [76] Meng Fanchao, Zhang Rui, Wang Shuai *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2024, 37(5): 763
- [77] Meng Fanchao, Zhang Rui, Wang Shuai *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2025, 190: 108610
- [78] Ding Hao, Cui Xiping, Zhang Yuanyuan *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2023, 171: 103805
- [79] Xiong Ni, Zhang Hongmei, Cheng Xingwang *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 219: 173

## Research Progress on Multi-scale Microstructure Design and Strengthening-Toughening Mechanisms of Discontinuously Reinforced Titanium Matrix Composites

Cong Guanghui<sup>1</sup>, Chen Zhibin<sup>2</sup>, Cui Xiping<sup>1,3</sup>, Huang Lujun<sup>1</sup>, Wang Zhiqi<sup>1</sup>, Zhang Yuanyuan<sup>1</sup>, An Qi<sup>1</sup>, Chen Xin<sup>1</sup>, Wang Shuai<sup>1</sup>, Geng Lin<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(2. School of Materials Electronics and Energy Storage, Zhongyuan University of Technology, Zhengzhou 451191, China)

(3. Center for Analysis and Measurement, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Discontinuously reinforced titanium matrix composites (DRTMCs) exhibit advantages such as light weight, high strength, and heat resistance, demonstrating broad application prospects in aerospace, consumer electronics, and other fields. Inspired by the multi-scale architectures of natural materials, the design of DRTMCs has evolved from uniformly distributed single reinforcements to architecture reinforcement configurations, and further to the coordinated design and regulation of multi-scale reinforcement architectures coupled with hierarchical titanium matrix. This progression has enriched their microstructure, leading to the formation of multi-scale heterogeneous structures. Such structures fully leverage synergistic strengthening mechanisms to enhance strengthening efficiency. Moreover, these composites effectively avoid strain localization to ensure favorable plasticity while maintaining excellent damage resistance. This review summarizes typical configuration design strategies and their evolutionary pathways in DRTMCs, elucidates the underlying strengthening-toughening mechanisms, and proposes future research directions based on current advancements to advance the application of high-performance titanium matrix composites in critical fields.

**Key words:** titanium matrix composites; architecture design; mechanical property; strengthening-toughening mechanisms

Corresponding author: Cui Xiping, Ph. D., Researcher, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86418836, E-mail: cuixiping@hit.edu.cn