

异质结构钛基复合材料综述

李树丰^{1,2}, 刘慧颖¹, 李少龙¹, 刘磊^{1,3}, 赵永庆⁴

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 西安市先进粉末冶金技术与新材料重点实验室, 陕西 西安 710048)

(3. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110000)

(4. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 钛基复合材料 (titanium matrix composites, TMCs) 因其高的比强度和比模量, 而被广泛应用于航空航天等关键承载部件, 但其室温强度-塑性倒置瓶颈问题限制了其广泛应用。近年来随着异质结构材料的异变诱导 (HDI) 强化和硬化效应理论的提出, 为突破 TMCs 强韧性倒置难题带来希望。本综述在概述异质结构钛合金研究进展的基础上, 综述了 TMCs 的复合化策略和研究现状, 讨论了均质 TMCs 的失效机制, 总结了近年来 TMCs 利用增强相的钉扎效应进行构型化设计的最新进展。以“硬包软”的网状结构和“软包硬”的球团结构为例, 从异质结构 TMCs 的分类、设计、制备方法、强化机制等方面进行讨论分析, 为开发高强高韧 TMCs 提供研究参考和依据。

关键词: 异质结构; 钛基复合材料 (TMCs); 异变诱导硬化

中图分类号: TB333; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-1115-14

1 引言

高强高韧结构材料在航空航天与交通运输等关键领域具有广泛的应用, 其卓越性能在满足全球对高效能、高推重比和低 CO₂ 排放要求, 助力减缓全球变暖进程方面发挥重要作用^[1-2]。钛基复合材料 (titanium matrix composites, TMCs) 在保持与钛合金相近密度的同时兼具高强度, 因此被认为在航空航天等关键承载部件具有广阔的应用前景^[3-6]。然而, 传统均质 TMCs 受限于强度与延伸率的“香蕉曲线”, 这严重制约了其在超音速减重承力部件中的广泛应用^[7-8]。研究表明, 异质结构 (heterogenous structure, HS) 是解决结构材料强度-延展性倒置瓶颈的有效途径之一^[9-12]。异质结构材料是由具有显著不同力学或物理特性的异质区域 (软/硬区) 通过有序化构建的新型结构材料^[13-14], 其在变形过程中利用异质变形诱导的额外应变硬化能力, 提高了拉伸均匀塑性以及强度与拉伸塑性之间的协同关系^[15-16]。金属基复合材料由于其陶瓷增强相与基体合金之间力学性能存在显著差异^[13,17]理应是硬化效果最为显著的一类材料^[18-23]。然而, 均匀分布的增强相在提高强度的同时, 却以牺牲韧性为代价, 表现为高强低韧的性能特点^[7,22,24]。

异质结构材料因区域之间的协同效应展现出显著优

势, 其性能往往超出传统混合规则的预测范围^[11,25-29]。通过晶粒尺寸调控设计的异构钛材, 能够实现细晶区的高强度与粗晶区的高延展性相结合, 从而突破钛合金的力学性能极限^[30-33]。目前, 多种异质结构材料, 如层状结构^[30]、双峰结构^[11,34]、梯度结构^[35]、谐波结构^[11,28,36]、层压结构^[37]、双相结构^[38-40]、以及纳米孪生晶粒^[41-43]等, 已经在钛合金^[39-40,44]、铜合金^[28,45]、铝合金^[46-47]、高熵合金^[48-52]、高强钢^[53-55]、镁合金^[10,37]以及其他材料^[56]中得到广泛研究。这类材料的性能提升主要依赖于异质结构的异变诱导 (hetero-deformation induced, HDI) 强化与硬化机制^[13,15,57]。其核心在于利用晶粒异质性: 在塑性变形过程中, 粗晶提供高延展性、超细晶提供高强度^[32,34,58], 二者通过应变分配实现协同效应。此外, 异质结构材料还可以利用额外应变诱导强化和硬化进一步提高强度, 最终实现了超高强度和延展性的同步优化^[27,30]。

为解决 TMCs 中的强度-延展性倒置问题, 进一步优化增强相的分布以诱导额外的 HDI 强化和硬化, 研究结果表明, 在 TMCs 中保留部分粗晶区可以有效缓解强度和塑性倒置问题^[24,59]。基于此, 研究人员提出以下构型化设计: 层状结构^[60]、网络状结构^[61-63]、双峰结构^[12,64]和球团状结构^[24,59,65], 其在 TMCs 中实现强度提高的同时不损害基体合金的延展性。通过激活额外的 HDI 硬化效

收稿日期: 2025-04-27

基金项目: 国家自然科学基金 (52201165, 52471162); 国家重点研发计划 (2021YFB3701203); 航空科学基金 (2023Z0530T6003); 西安市科技计划项目 (24GXPT0001); 陕西省重点科技创新团队项目 (2023-CX-TD-46); 陕西省教育厅科研计划项目 (24JS035)

作者简介: 李树丰, 男, 1973年生, 博士, 教授, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, E-mail: shufengli@xaut.edu.cn

应,从而实现异质结构 TMCs 强度和塑韧性的协调匹配^[24]。这涉及如 HDI 应变硬化效应、几何必须位错 (GNDs)-异质界面交互作用、塑性应变梯度效应以及应变去局部化效应等现象的探索^[25]。通过建立微观结构与力学响应之间的关系,研究人员能够更深入地揭示 TMCs 中应变诱导的应变硬化和强化机制^[24,59]。这为微观结构的进一步优化提供了理论指导,有助于充分发挥 HDI 强化和硬化的潜力。

本文系统综述了近年来在异质结构 TMCs 的最新进展,重点阐述异质结构 TMCs 体系分类、制备技术、变形及强化机制等。同时,通过评述现有设计的优势与局限性,总结了现有设计的优缺点,提出进一步优化策略,为开发兼具高强度与高韧性的新一代异质结构 TMCs 提供了参考和指导。

2 分类与设计机制

本节全面综述了钛合金及其复合材料的最新研究进展,重点介绍了一种基于增强相构型化设计的新方法,该方法通过精准调控异质结构中增强相的分布状态,协同利用其特有的硬化和塑性变形机制,实现了室温高强度和高延展性的协同提升。如图 1a(Ashby 图)所示,钛及其合金表现出典型的低强度和 high 韧性的特点^[3,39,66-68],通过复合化的方式在钛合金基体中引入均匀分布的增强相颗粒,可显著提高其强度^[69-71],然而,均匀分布的增强相颗粒会严重损害材料韧性^[7,72]。如图 1a 中蓝色曲线所示,传统均匀分布 TMCs 存在典型的强度-塑韧性倒置关系。研究显示,通过增强相的构型设计,如网络状结构、球团状结构和层状结构,有望实现传统 TMCs 强度和塑韧性的协调匹配。利用增强相的钉扎作用在增强相富集区形成细晶区(硬区),在增强相贫瘠区形成粗晶区(软

区),利用软硬区之间的相互作用使得异质结构 TMCs 发挥出优异的力学性能^[25,31]。如图 1b 所示,塑性变形过程中,由于软区/硬区之间的力学性能差异,导致应变呈现显著的非均匀分布,从而诱发异质塑性变形。该过程可以分为 3 个阶段^[14]:(1)弹性协调变形阶段:软区和硬区均处于弹性变形状态,力学响应类似于传统的均质材料;(2)初始塑性变形阶段:软区率先发生塑性变形,而硬区保持弹性变形,导致软硬区之间存在变形不相容。为适应这种情况,GNDs 在软区与边界附近积累,产生长程内应力,称为背应力(图 1b);(3)协同塑性变形阶段:软区和硬区都发生塑性变形,但软区中的应变幅值远高于硬区,导致应变发生重新分配。随着应变分配的增加,软/硬区界面处应变梯度持续增大,从而诱导额外的 HDI 硬化(图 1c)。

在塑性变形过程中,软区中形成的背应力与相邻硬区中产生前应力相互耦合,这种应力协同作用有效诱导 HDI 强化和硬化,从而实现异质结构材料中强度和塑韧性的协同提升^[14,73]。因此,合理调控软区与硬区的尺寸和空间分布对优化 HDI 强化和硬化效果至关重要。

3 异质结构钛合金

超细晶(ultrafine grain, UFG)和纳米结构金属虽然具有传统粗晶(coarse grain, CG)金属数倍的强度优势,但低的塑韧性严重制约其实际应用^[27]。如何解决超细晶材料强度-塑韧性倒置问题成为重要挑战^[27,85]。Wu 等人^[30]采用不对称轧制部分再结晶工艺,开发出一种异质结构层状纯钛,展现了前所未有的综合性能:既保持了与 UFG 金属相当的高强度,又获得了与传统 CG 相似优异延展性。图 2a(EBSD-IPF 图)展示了通过不对称轧制和部分再结晶获得的异质结构层状钛材的微观组织特征,

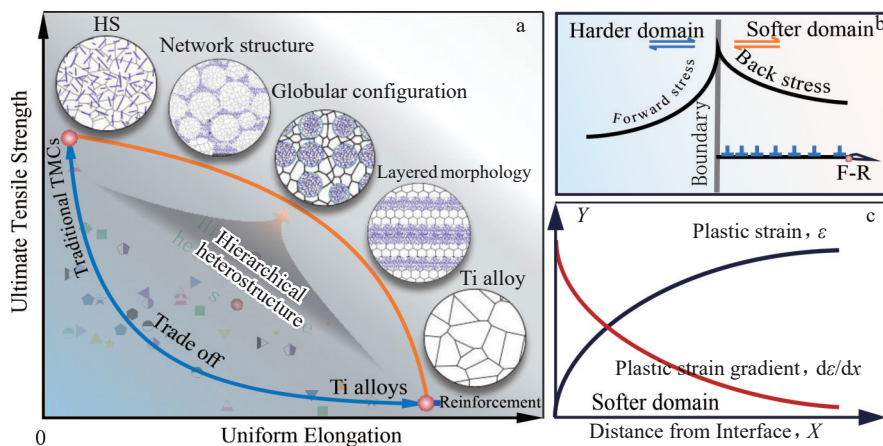


图 1 异质结构 TMCs 的力学性能与设计机制

Fig.1 Mechanical properties and design mechanisms of HS-TMCs: (a) Ashby plot of tensile strength vs. uniform elongation (blue is the reinforcement phase)^[3, 6, 24, 61, 63-64, 74-84]; (b) formation schematic diagram of back stress in the softer domain and forward stress in the harder domain^[17,25,57]; (c) schematic diagrams of the evolution of plastic strain and the plastic strain gradient^[14,17]

部分再结晶过程导致UFG中形成平均尺寸约2 μm的CG(图2a),而UFG平均晶粒尺寸约为400 nm。沿轧制方向进行的硬度测试结果显示样品存在明显的硬度梯度分布。经过热处理后,晶粒尺寸增大,硬度下降,反映出层状钛材的异质结构特性。常温单轴力学测试表明,层状异质结构钛材不仅达到了与商业钛合金Ti6Al4V相当的强度水平,同时保持与纯钛相当的延展性。通过层状异质结构设计,实现了纯钛强度与延展性的协同提升。加载-卸载-再加载(load-unloading-reloading, LUR)^[86]实验证明,在屈服点附近,样品的HDI应力约为400 MPa,材料的屈服强度得到了显著的提高,并在均匀变形阶段展示出优异的硬化能力。这种强化效应主要源于高密度的层间界面引发的位错塞积,从而产生显著的HDI硬化和位错硬化效果。Wu等人^[30]的研究实现了在保持纯钛优异延展性的同时,兼备UFG金属的高强度,不仅为制备高强度-高延展性TMCs提供了新思路,更为解决TMCs中强度-延展性倒置问题提供了新的见解。

在常温下,异质结构材料显著的HDI强化和硬化效果已经得到了广泛证实和应用^[22,27,87-92]。然而,温度对异质结构的HDI效应影响仍然知之甚少。针对这一问题,Su等人^[34]采用轧制结合热处理工艺制备了谐波异质结构钛材,并系统研究了其在低温(77 K)条件下的力学行

为。图2d为样品在77 K下保温10 min后的EBSD-IPF图。晶粒呈现典型的双峰结构,粗晶区的平均尺寸为1.88 μm,细晶区的平均尺寸约为0.59 μm。图2e中的常温和77 K下的LUR实验表明,异质结构钛材在77 K下的屈服强度高于常温,同时表现出更强的HDI强化和硬化能力。这一结果证实了低温服役条件能够促进应变再分配并增强异质结构变形行为。此外,低温下抑制了位错交滑移的发生,促进平面滑移和位错积累,通过提高GNDs的密度(图2f)最终导致更高的HDI应力形成。该研究结果不仅揭示了异质结构材料在低温下的独特变形机制,其研究结果可推广到其他异质结构材料体系,为低温应用的高性能结构材料设计提供了新思路。其次,随着金属基复合材料的发展,异质结构在高温条件下相关HDI强化和硬化行为也将成为未来研究关注的重点。

4 均匀结构钛基复合材料

随着超音速飞行器的快速发展,对轻质高强钛及其合金提出更高的强韧性要求,然而,传统合金化在同时提高钛及其合金的强度和韧性方面面临越来越大的挑战^[7,64]。通过引入陶瓷颗粒的复合化设计,TMCs在保持与基体合金相当密度的前提下,其强度、弹性模量和耐热性得到了显著提升^[7,79,93]。TiB_w晶须和TiC_p颗粒的优

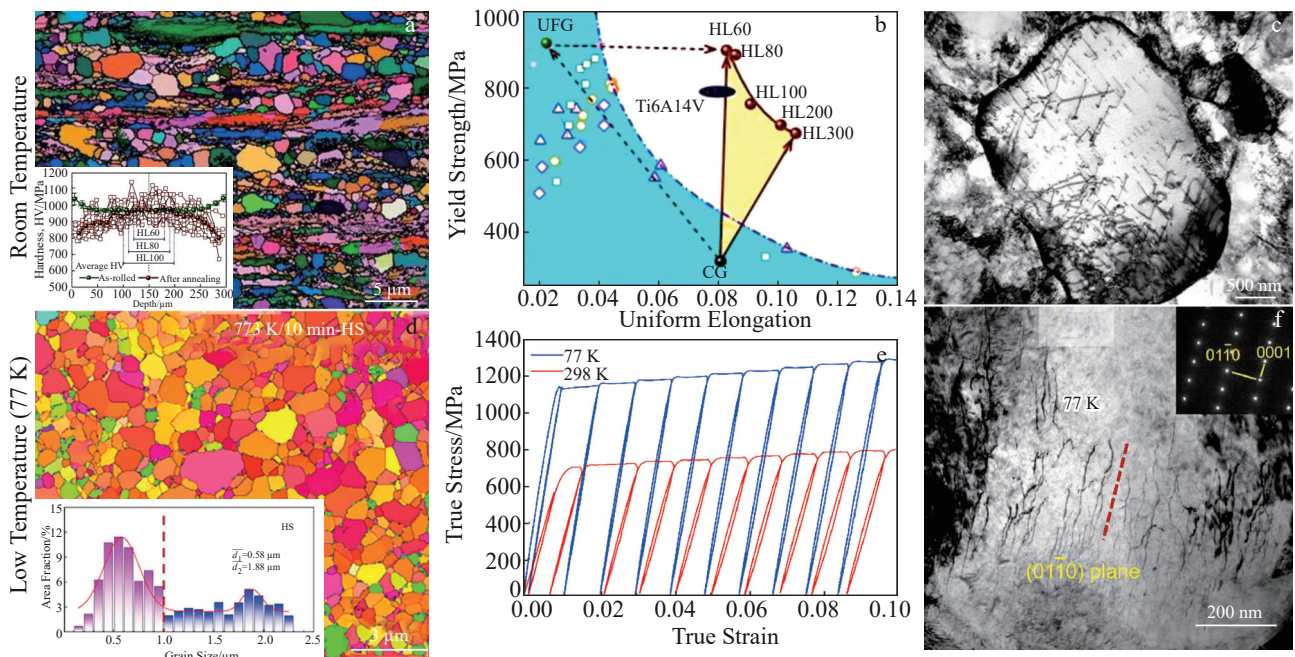


图2 HS钛及钛合金低温(77 K)和室温HDI强化和硬化分析

Fig.2 Microstructure, mechanical properties, and strengthening mechanisms of titanium and its alloys with heterostructures at room temperature and 77 K^[30,34]. (a) microstructure of asymmetrically rolled HS-Ti (the inset showing the hardness gradient of different thicknesses in the as-rolled and partially recrystallized states); (b) Ashby plot of yield strength vs. uniform elongation for HL-Ti, CG Ti, and UFG Ti; (c) TEM bright-field image of dislocation accumulation in recrystallized micron-sized grains at 2% tensile strain; (d) IPF of HS-Ti annealed at 773 K for 10 min (the inset showing the grain size distribution of the HS-Ti); (e) LUR curves of HS-Ti at 77 and 298 K; (f) TEM image and SAED pattern of dislocation of HS-Ti at 77 K

点包括良好的界面兼容性 ($CET(TiC_p)=7.95 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $CET(Ti)=8.2 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)、高弹性模量 (TiB_w 约 550 MPa, TiC_p 约 440 MPa), 与基体界面结合良好^[94-95]。因此原位自生 TiB_w 和 TiC_p 作为增强相的 TMCs 得到了广泛研究^[93]。

以往的文献[7,72]表明 TMCs 集中于通过采用增强颗粒的均匀分布来强化基体合金, 这种方法在 TMCs 中不可避免地导致强度与延展性倒置问题。图 3a 和 3b 分别为均匀分布 TiB_w 和 TiC_p 增强 TMCs 的 SEM 照片^[77]。具体制备过程为: 将纯钛粉、6wt%Al 粉和 4wt%V 粉混合均匀, 再向其中加入 TiB_w 制备均匀分布的 $TiB_w/Ti6Al4V$ 复合材料。力学测试表明, 虽然合金化手段利用固溶强化显著提高了材料的强度, 但严重损害了延展性。进一步引入复合材料诱导 HDI 强化, 虽然屈服强度得到了提升, 但材料却发生脆性断裂(图 3c)。Li 等人^[96]使用准原位拉伸 SEM 法研究了均匀 TMCs 的断裂机制。如图 3d 和 3e 所示, 复合材料的变形过程可分为 3 个阶段: 第 1 阶段为基体和增强相的协同弹性变形; 第 2 阶段, TiB_w 保持弹性变形, 基体发生塑性变形, 这种变形不协调导致 TiB 处发生应力集中, 造成 TiB_w 的过早断裂^[79,93,97-98]。在第 3 阶段(非均匀变形阶段), TiB_w 发生多次断裂并诱发裂纹萌生最终导致材料快速失效。Tabrizi 等人^[98]通过原位

TEM 观察了 TiB_w 在均质 TMCs 中的拉伸变形断裂行为(图 3f)。Li 等人^[88]采用有限元模拟揭示了均质金属基复合材料的断裂机制, 图 3g 为颗粒增强复合材料在 12% 应变下的 Von Mises 应力分布。应力发生明显的非均匀分布, 颗粒周围的应力比远离颗粒的区域要高。这种局部应力集中现象会加速微裂纹的萌生和损伤积累。图 3h 的应变分布结果与图 3g 的应力集中特征相互印证, 证实了应变梯度是引发应力集中的根本原因。由于颗粒周围的位错密度急剧增加, 导致颗粒-基体界面局部应力升高。图 3i、3j 进一步揭示了合金变形过程中第二相颗粒与位错之间的相互作用机制--位错运动受到第二相颗粒阻碍并在颗粒-基体界面处塞积, 这种位错塞积效应通过连续介质理论可以准确表征颗粒-基体界面周围微裂纹的形核倾向。因此, 合理优化第二相颗粒多级梯度分布, 在诱导额外的 HDI 强化和硬化的同时, 可以有效缓解局部应力集中和抑制裂纹过早萌生, 这已成为提高 TMCs 力学性能的重要途径之一。

5 微量 B 改性钛合金

硼(B)作为有效的晶粒细化剂, 钛及其复合材料已得到广泛应用^[72], 而深入理解 B 对晶粒细化机制, 对于构建多级异质结构 TMCs 具有关键指导意义。Yan

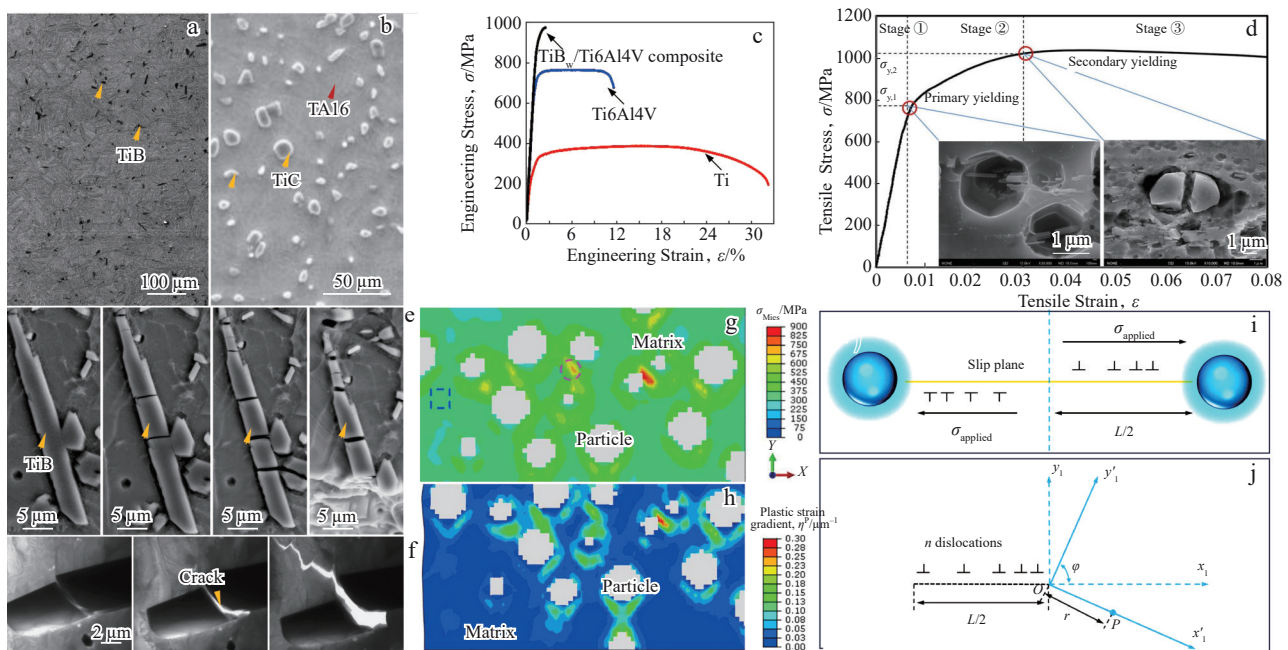


图 3 增强相均匀分布 TMCs 的微观组织、力学性能与失效机制

Fig.3 Microstructure, mechanical properties, and failure mechanisms of uniformly distributed reinforcement-strengthened TMCs: (a) micrograph of TiB_w reinforced TMCs^[77]; (b) micrograph of TiC_p reinforced TMCs^[77]; (c) engineering stress-engineering strain curves of pure Ti, Ti6Al4V, and $TiB_w/Ti6Al4V$ composites^[24]; (d) in-situ tensile curves of Ti-5vol% B_4C composite and microstructure evolution at various stages^[96]; (e) SEM images of TiB and crack evolution^[96]; (f) in-situ TEM observation of the dynamic mechanical response of TiB_w during in-situ tensile testing^[98]; (g) Von Mises stress distribution simulation of the particle-reinforced alloy matrix with the strain of 12%^[88]; (h) strain gradient distribution simulation of area marked in Fig.3g; (i) schematic diagram of dislocation accumulation between two particles under applied stress; (j) nucleation of microcracks due to dislocation pileup at the particle-matrix interface at the angle of φ ^[88]

等人^[99]结合原子探针层析技术(APT)系统揭示了B细化钛及其合金微观结构的作用机制。研究了不同B含量对Ti6Al4V合金微观结构的影响规律,如图4a所示,未添加B的铸态Ti6Al4V合金的微观结构由粗大的魏氏体组织构成,其中初始 β 晶粒的晶界处分布着较大的板条 α 相。在合金制备过程中引入0.2wt%的B,合金组织发生显著变化,粗大的魏氏体转变为细小的等轴晶粒,并在相界处析出TiB_w。APT结果表明,B元素在 α/β 相边界处存在明显偏聚(图4b),成分分布曲线(图4c)证实相界处的B含量高于 α 相和 β 相。这种B在相界的偏聚行为一方面通过抑制 α 相在冷却过程中的生长;另一方面为 α 相提供了更多的成核位点,从而促进初始 β 相的细化(图4d)。

6 异质结构钛基复合材料

为突破增强相呈均匀分布TMCs中的强度-塑韧性倒置的瓶颈问题,研究人员利用B对钛及其合金晶粒的

细化作用,通过熔炼,增材制造和粉末冶金等制备路线,构建了多级异质结构TMCs^[24,59,64,69-70,78,96,100]。本节概述了常见多级异质结构TMCs的分类、制备方法和结构特征。

图5a为层状TMCs的微观结构^[101]。通过粉末冶金法,将商业纯铝片和5vo%TiB_w/Ti复合薄片交替堆叠并烧结。插图为沿层厚方向的硬度呈梯度分布,Ti(Al)层具有较高的硬度,而TiB_w/Ti层的硬度较低。Li等人^[96]通过粉末冶金法,利用B₄C颗粒与Ti原位反应,制备了(TiB_w+TiC_p)/Ti6Al4V复合材料。如图5b所示,TiB_w+TiC_p在一次颗粒边界处富集,形成非连续的网状结构,网格内部由晶粒较为粗大的Ti6Al4V合金基体组成,该设计进一步提高了钛合金的高温力学性能。Liu等人^[24,59,65,71]首次通过粉末冶金法利用TiB_w钉扎效应和Ti-Al元素互扩散反应,创新性地开发了球团状异质结构TMCs(图5c)。TiB富集区域形成细晶

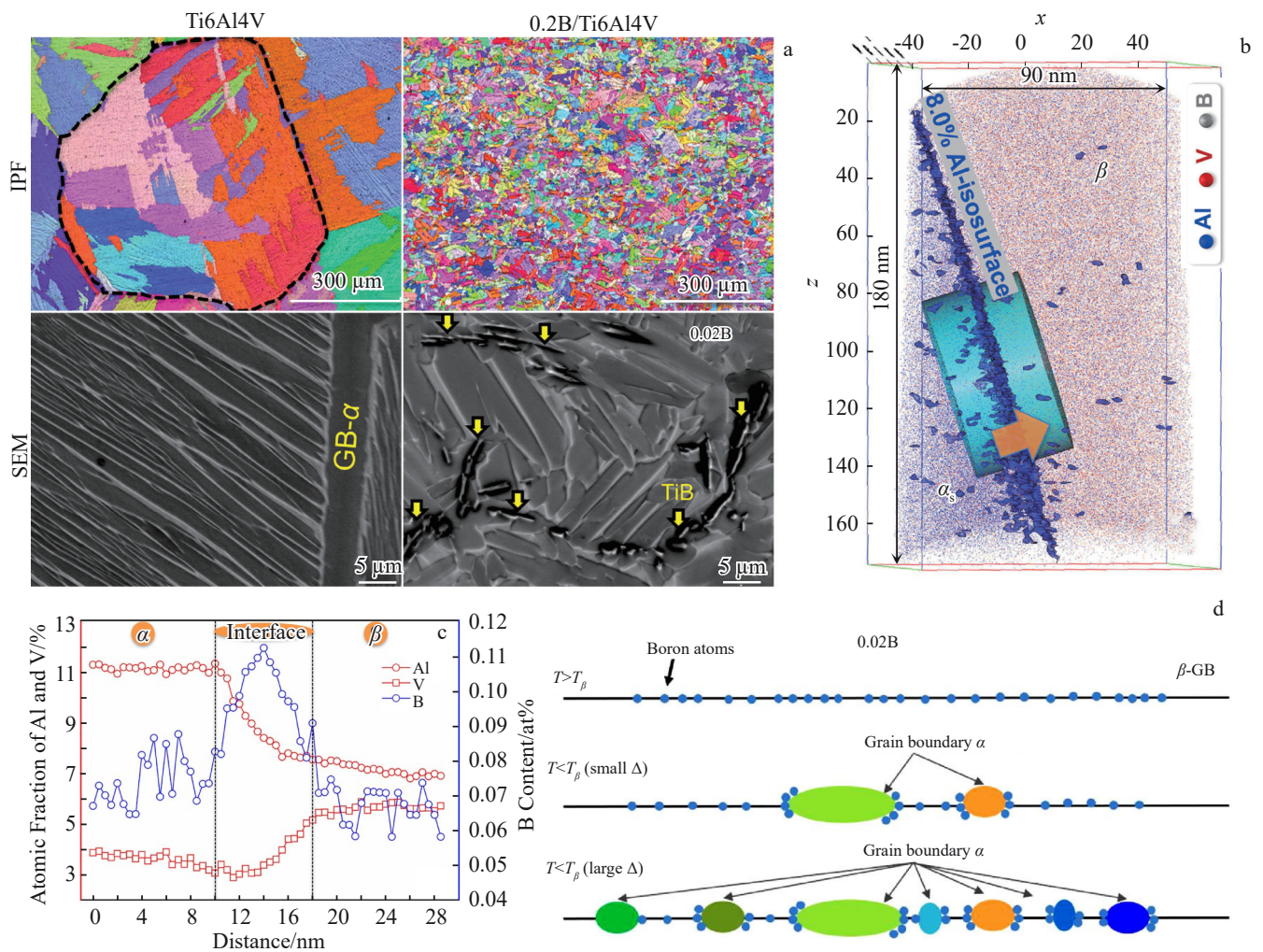


图4 Ti6Al4V合金中微量B对晶粒尺寸细化的机制

Fig.4 IPFs and SEM images of Ti6Al4V and 0.2B/Ti6Al4V alloys (a); APT result of 3D reconstruction (b); composition profiles of Al and B at the α/β phase boundary in the 0.02B sample (c); schematic diagram of the refinement mechanism of the microstructure of 0.02B/Ti6Al4V with B addition (d)^[99]

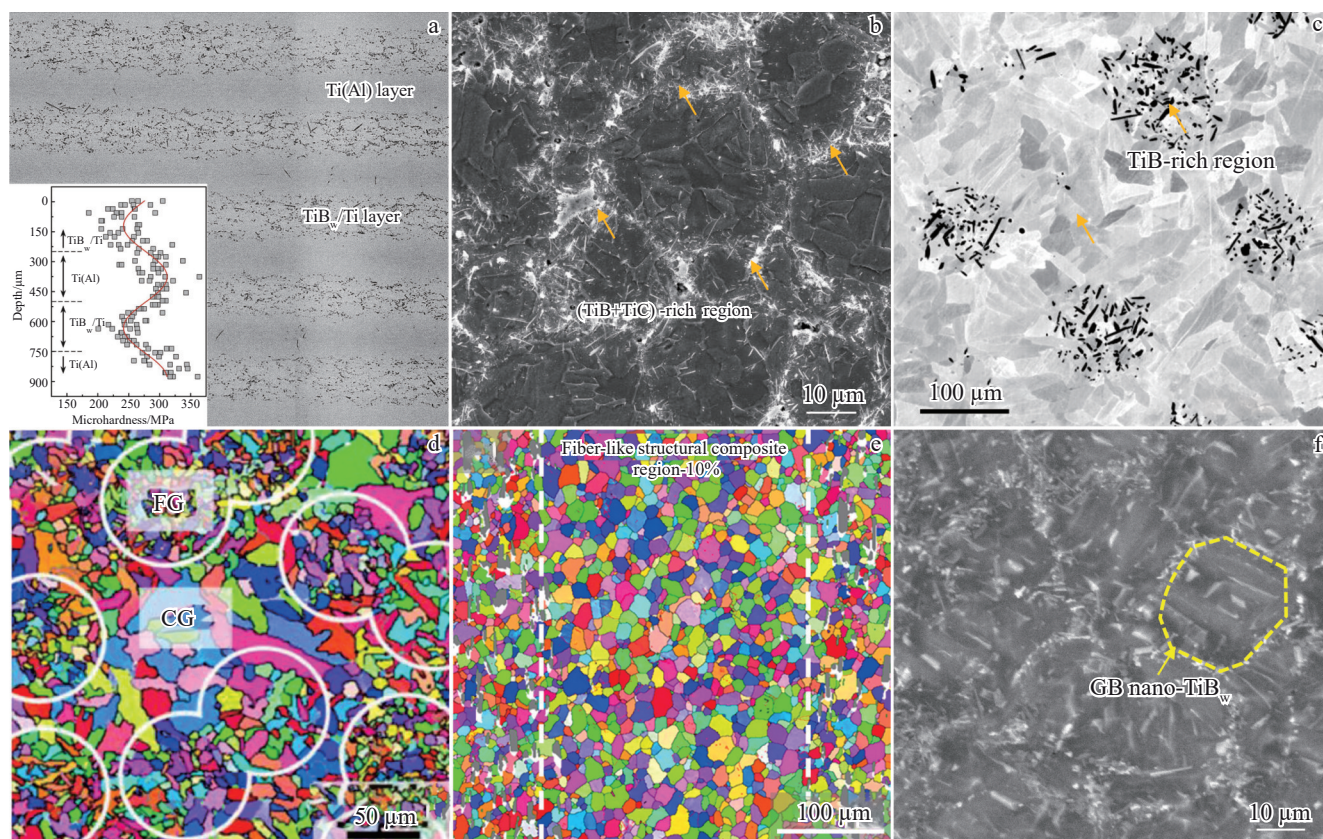


图 5 TiB_w 有序分布 TMCs 微观组织

Fig.5 Microstructures of TiB_w -ordered structures in TMCs: (a) SEM image of the alternating layered structure of TiB_w/Ti and $Ti(Al)$ layers, with the inset showing the microhardness distribution along the thickness direction of the layers^[101]; (b) SEM image of the in-situ self-generated networked $(TiB_w+TiC_p)/Ti6Al4V$ composite fabricated by powder metallurgy^[96]; (c) SEM image of spherical TiB in a pellet-like HS in $TiB_w/Ti6Al4V$ composite^[24]; (d) IPF of the bimodal $(TiB_w+TiC_p)/Ti6Al4V$ composite^[64]; (e) IPF of TiB_w fiber-like structure in TMCs^[102]; (f) SEM image of the nano-networked structure of nano- TiB_w reinforced $Ti6Al4V$ alloy fabricated by additive manufacturing^[70-71,100]

区,而 TiB_w 贫化区域形成粗晶区。此外,Chen 等人^[64] 通过将 $Ti-TiB_w$ 复合粉末与钛合金粉末混合,采用粉末冶金法实现了双峰结构。 $Ti-TiB_w$ 复合粉末区域形成了细晶区,而钛合金粉末区域形成了粗晶区(图 5d)。Wu 等人^[102] 通过粉末冶金法以 TiB_2/Ti 混合粉末和 Ti 粉末为原料制备了纤维状异质结构 TMCs。如图 5e 所示, TiB_2/Ti 混合粉末区域形成了细晶区,而其余部分保留粗晶结构的特征。为了解决粉末冶金法导致的 TiB_w 粗化的问题,Li 等人^[70-71,100] 利用增材制造的快速冷却 ($10^4 \sim 10^6$ K/s) 过程^[100,103-104], 通过固溶再析出过程实现了在晶界处原位生成纳米 TiB_w 呈网络状分布结构。近年来,研究人员利用增强相的钉扎效应设计并构建了多种异质结构 TMCs^[24,70,96]。根据 TiB 的分布特征,这些材料可分为 2 类:“硬包软”型(图 5a、5c~5e)和“软包硬”型(图 5b~5f)异质结构 TMCs。下一节将详细讨论这 2 种异质结构材料的设计、制备、性能及强化机制。

7 非连续网状结构(“硬包软”)

受天然生物材料(如骨骼、珍珠层、竹子、蜘蛛丝等)的高性能多尺度结构的启发,大量研究集中于定制 TMCs 内增强相的空间分布,在保证延展性损失最小的前提下实现强度的提升^[105-106]。其中,Zhang 等人^[107] 采用低能球磨将 Y_2O_3 粉末均匀包覆在 Ti 粉表面,通过 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 热压烧结原位生成 TiB_w 与 Y_2O_3 ,并结合热挤压处理,诱发动态再结晶,如图 6a 所示,基体组织形成双峰结构(α_p/β 板条组织+网篮组织),微米 TiB_w 平行于挤压方向,微/纳米 Y_2O_3 均匀分布在 TiB_w 周围。其中, TiB_w 和不同取向的板条 α 的协同作用,打破晶界 α 的连续分布,提高材料强度-延展性的协同强化作用。室温极限抗拉强度比基体钛合金高 100 MPa ,延伸率提升 25% ; $600\text{ }^\circ\text{C}$ 高温抗拉强度高达 934 MPa 。原位实验结果表明,独特的双峰结构可以显著缓解应变局域化现象(图 6d、6e),同时 α_p 板条内激活额外 $\langle c+a \rangle$ 位错以及双峰结构引发的 HDI 效应促进复合材料的延展性(图 6f);纳米 α_s 、微米 TiB_w 和微/纳米 Y_2O_3 的

协同强化使得复合材料室/高温强度得到显著提升。

相较于粉末冶金的网状结构TMCs,增材制造技术凭借其快速冷却特性能够实现增强相的纳米化,构建亚微米级网状结构^[19,70,100]。通过增材制造法制备金属基复合材料过程包括粉末混合、粉末烘干和逐层打印^[70,108]。在传统的粉末混合过程中,可能会引入氧气等杂质元素。不仅损伤材料力学性能,还会增加增材制造的生产过程的成本。为应对这些难题,Li等人^[71,100,103,109]开发出含纳米增强相的球形复合粉末,该方法采用海绵钛、Al、V和TiB₂为原材料,通过熔炼-锻造-气体雾化一体化工艺开发了TiB_w/Ti6Al4V复合粉末^[71,100]。图7a为电极感应气体雾化工艺制备TiB_w/Ti6Al4V复合粉末的示意图。复合粉末球形度良好(图7b),复合粉末的横截面中纳米TiB在晶界析出,形成非连续网络结构。得益于增材制造快速冷却特性,所制备的打印态材料基体保留了少量的α'相^[110-113]。选用中位粒径为50 μm的TiB_w/Ti6Al4V

复合粉末进行电子束粉末床增材制造(图7c、7d)。由于快速冷却过程^[100,104]和TiB的钉扎效应,TiB_w/Ti6Al4V复合材料的微观结构发生显著细化(图7e),TiB_w发生快速析出,且保持纳米尺度。TEM明场像证实,沿晶界上形成纳米TiB_w非连续网络(图7f)。这种独特的微观结构使打印态TiB_w/Ti6Al4V复合材料相较于锻造TiB_w/Ti6Al4V展现出了更优异的室温力学性能,其强度和均匀伸长率均显著提高(图7g)。此外,相对于Ti6Al4V合金,其高温服役温度提高50 °C,同时,材料抗高温软化能力显著提高(图7h)^[3,40,70]。这种设计思路利用纳米TiB_w对位错和晶界的钉扎效应,诱导额外的HDI强化和硬化,超越了传统TMCs的力学性能(图7i),为其他高性能复合材料的开发提供了新思路。

8 球团状异质结构(“软包硬”)

TMCs在室温下普遍面临强塑性倒置问题。如何提高TMCs的延展性是当前TMCs发展的关键挑战。受到异质

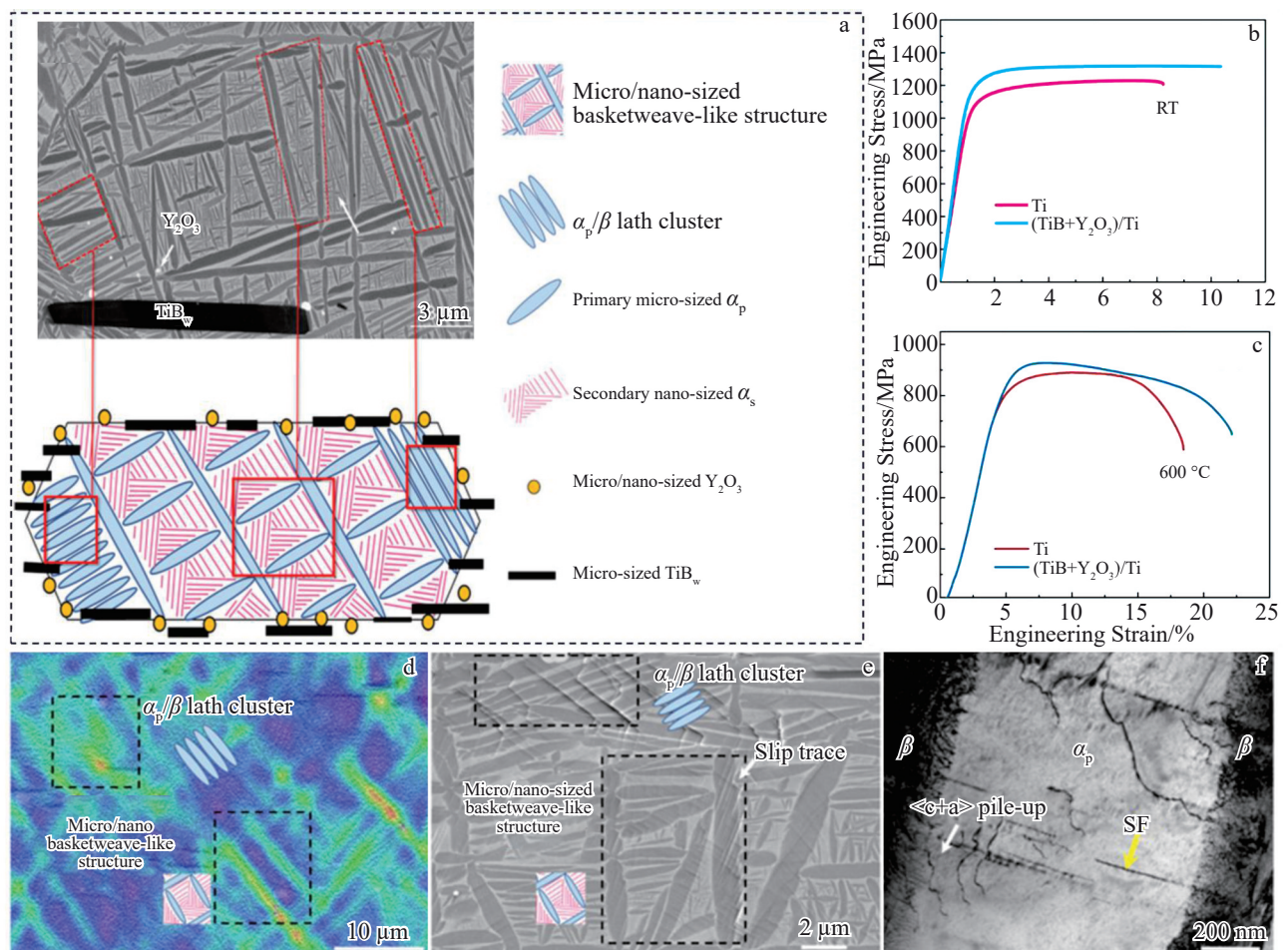


图6 双峰(TiB+Y₂O₃)/Ti复合材料微观组织和力学性能

Fig.6 Microstructure and mechanical properties of bimodal (TiB+Y₂O₃)/Ti composites^[107]: (a) microstructure and schematic diagram of the bimodal structure; (b–c) engineering stress-engineering strain curves for the bimodal (TiB+Y₂O₃)/Ti composite and the corresponding titanium matrix alloy; (d) in-situ SEM-DIC image of strain distribution; (e) in-situ SEM microstructure evolution; (f) TEM bright-field image of the dislocation pile-up at α_p/β interfaces

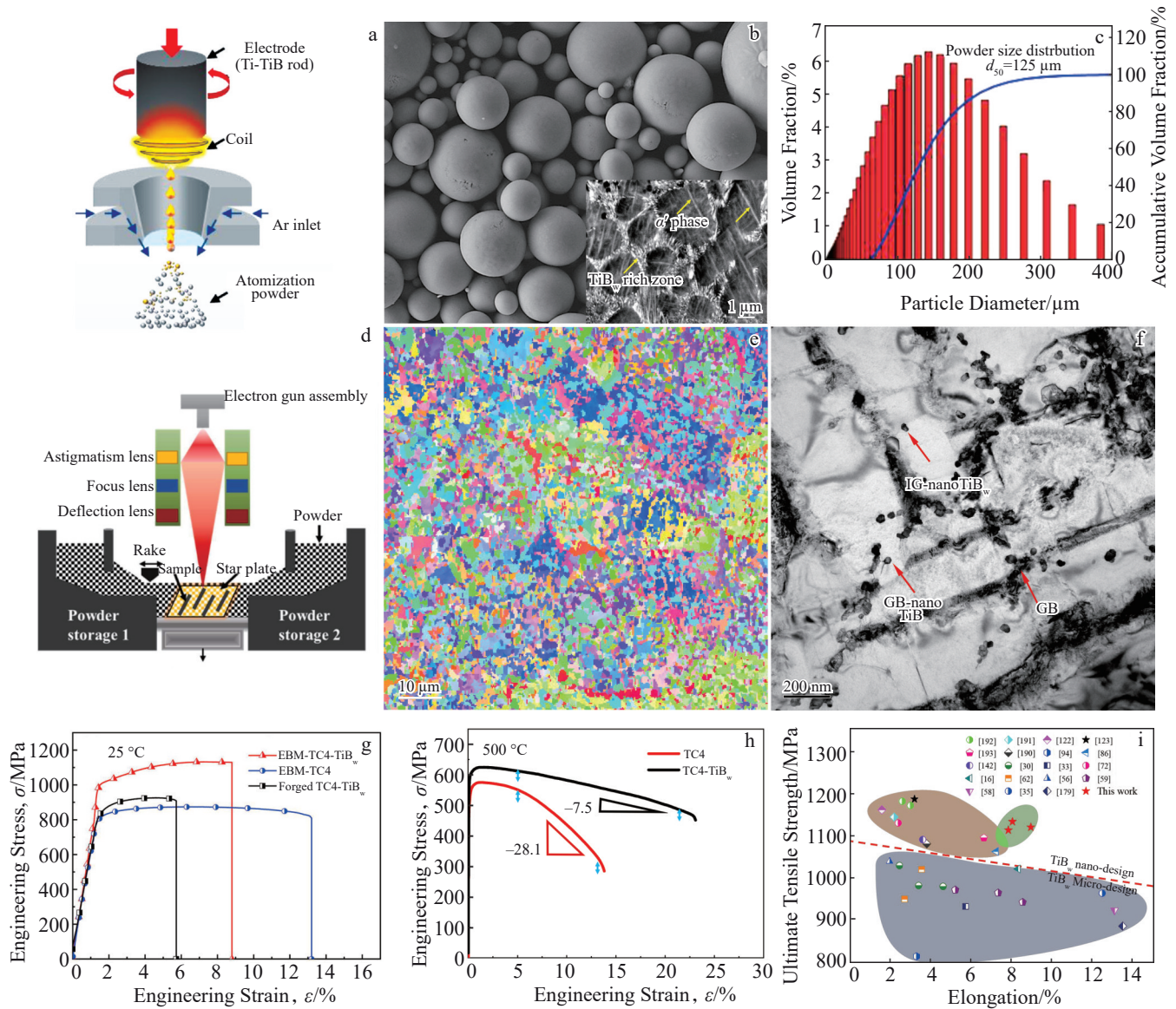


图 7 增材制造纳米 TiB_w 网络增强 Ti6Al4V 微观组织和力学性能

Fig.7 Microstructures and mechanical properties of additively manufactured nano-TiB_w/Ti6Al4V networked titanium matrix composites^[71,100]: (a) schematic diagram of the production of spherical TiB_w/Ti6Al4V composite powders by electrode induction melting gas atomization (EIGA); (b) SEM image of spherical TiB_w/Ti6Al4V composite; (c) particle size distribution of spherical TiB_w/Ti6Al4V composite powders; (d) schematic diagram of the electron beam additive manufacturing process; (e) IPF of printed TiB_w/Ti6Al4V composite; (f) TEM bright-field image of printed TiB_w/Ti6Al4V composite; (g-h) engineering stress-engineering strain curves of printed and forged TiB_w/Ti6Al4V composites; (i) Ashby plot of the printed TiB_w/Ti6Al4V composite with TMCs of similar composition and uniform distribution

结构钛及钛合金设计理念的启发, Liu 等人^[24,59,65]创新性地提出了一种基于粉末冶金互扩散-自组织策略制备的多级异质结构 TMCs。这种方法充分利用了粗晶优异的延展性, 从而解决了传统 TMCs 强度与延展性倒置问题。

图 8a 为球团状异质结构的形成过程^[24], 结合电子探针显微分析 (EPMA) 明确了不同温度下试样的元素分布。结合 Ti-Al 二元相图, 发现 Ti-Al 元素之间的互扩散和反应过程导致局部区域形成了 TiB_w 富集区和 TiB_w 贫瘠区。其中, 粗晶区 (TiB_w 贫瘠区) 的平均尺寸为 42.3 μm,

而细晶区 (TiB_w 富集区) 的平均尺寸为 5.8 μm (图 8b)。结合 SEM 和高能同步辐射 X 射线成像, 揭示了 TiB_w 的空间分布 (如图 8c 和 8d 所示)。图 8d 为三维重构图像, TiB_w 在基体合金中以球团状形式均匀分布^[24,65]。纳米压痕测试结果表明, 从 TiB_w 富集区到周围 TiB_w 贫瘠区硬度呈现梯度变化 (图 8e), 形成了多级异质结构。经过多级设计异质结构 TiB_w-Ti6Al4V 复合材料在工程应力-应变曲线上展现出显著优势。与均匀结构和 Ti6Al4V 合金相比, 其不仅实现了强度和延展性的同步提高, 更因额外的

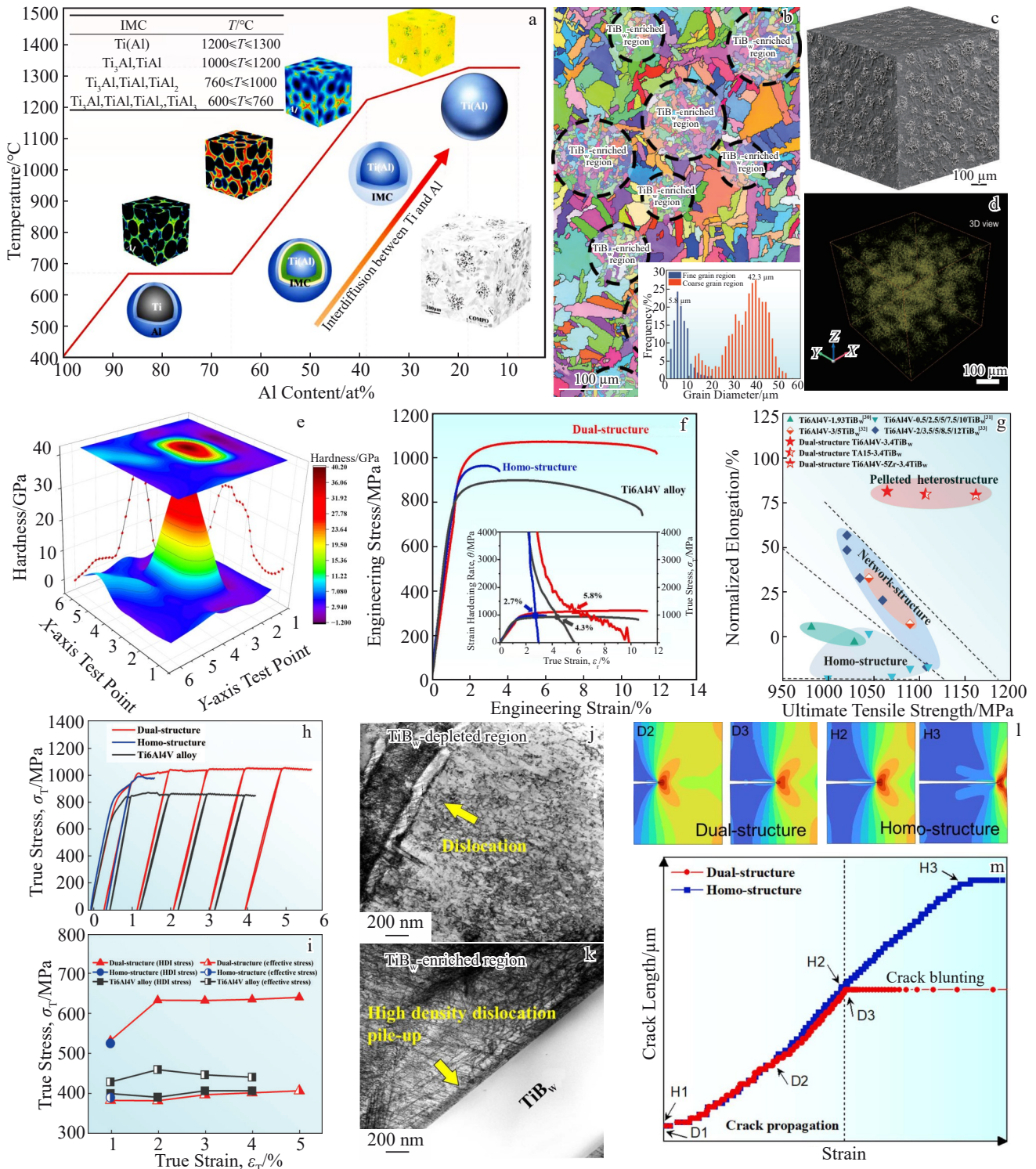


图8 三维球团TiB_w/Ti6Al4V复合材料的形成、显微组织、力学性能和变形机制

Fig.8 Formation process, microstructure, mechanical properties, and deformation mechanisms of three-dimensional pellet-like TiB_w/Ti6Al4V composites^[24,59,65]: (a) variation of aluminum content in the Al-rich region with sintering temperature (EPMA in the top left, and schematic diagram in the bottom right depicting the formation and decomposition of TiAl phases); (b) IPF of sintered TiB_w/Ti6Al4V composite and TiB_w-enriched regions and the grain size distribution; (c) SEM image of the sintered TiB_w/Ti6Al4V composite; (d) three-dimensional reconstruction image from high-energy synchrotron X-ray imaging of the pellet-like TiB_w/Ti6Al4V composite with yellow indicating TiB; (e) three-dimensional distribution of nano-hardness around a single pellet in the TiB_w-enriched region; (f) engineering stress-engineering strain curves of the three-dimensional pellet-like TiB_w/Ti6Al4V composite and Ti6Al4V; (g) Ashby plot comparing ultimate tensile strength and normalized elongation; (h) LUR curves; (i) variations of HDI stress and effective stress with true strain; (j–k) TEM bright-field images of dislocation distribution; (l) simulation of stress field distribution near crack tip in pellet-like and uniformly distributed TiB_w samples; (m) crack length as a function of strain for uniform and pellet-like structures

HDI 强化作用表现出优异的硬化能力(图 8f)。与网络状结构和均匀结构相比,“软包硬”的三维球团结构能够充分利用粗晶区的高延展性,在保持高延展性的同时实现高强度(图 8g)。基于此,研究者测试包辛格效应并评估球团状异质结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料的 HDI 硬化效果。图 8g 为球团状异质结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料、均匀结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料和 Ti6Al4V 合金的典型 LUR 曲线。球团状异质结构和 Ti6Al4V 合金试样都表现出明显的滞后环。有趣的是,与 Ti6Al4V 合金的微小差异相比,球团状异质结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料的滞后环随着应变状态的增加而变得更加明显。根据 LUR 曲线估算了 HDI 应力对流动应力的贡献(图 8h)。其中, HDI 应力随着塑性应变的增加而增强,尤其是在早期应变阶段,这有助于高应变硬化效应的发挥。

Liu 等人^[24,59,65]通过 TEM 和计算模拟揭示了球团状异

质结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料的增韧机制。图 8j 显示,大量位错在粗晶区积累,强化软区的同时提高整体位错密度。在 TiB_w 富集区, TiB_w 对高密度位错的钉扎和阻碍作用是其 HDI 强化和硬化的关键(图 8k)模拟结果表明,球团状异质结构中粗晶区可以有效地钝化裂纹,防止裂纹扩展并增加了裂纹存储密度,从而延缓颈缩和断裂的发生,实现了室温高强度的同时保持与基体相当的延伸率。

在此基础上, Liu 等人^[114]围绕球团状异质结构 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料的球团结构参数调控为出发点,系统揭示了球团尺寸变化对 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料力学性能与变形行为的影响规律及其尺寸效应。研究发现,球团尺寸主要受球形 Ti-TiB_w 复合粉末粒径控制,与复合粉末粒径呈正相关。如图 9 所示,当球团尺寸优化至 50 μm 时,可显著提升断裂伸长率至 11.5%,较均质结构 TMCs 提升 219%。其中,优异的断裂伸长率主要归因

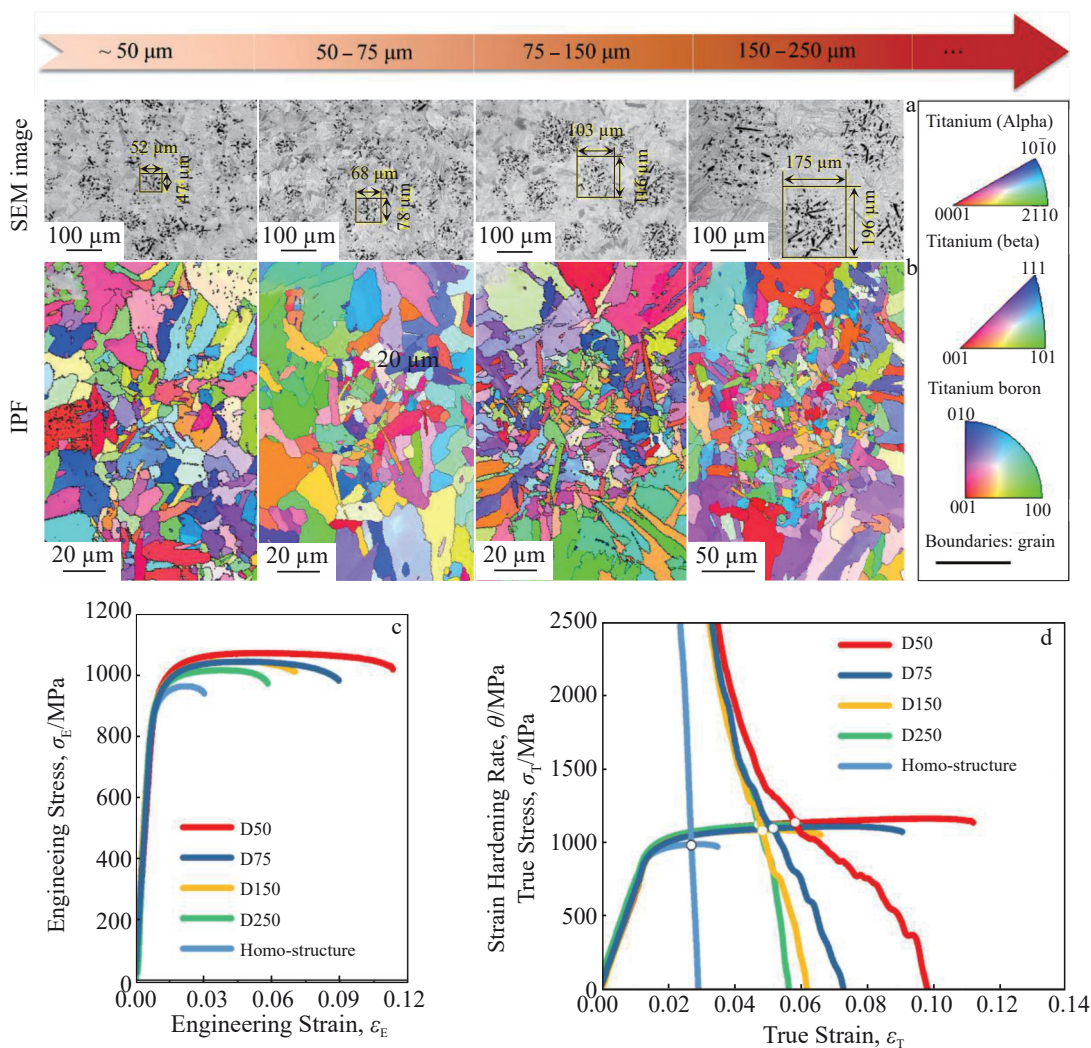


图 9 三维球团 TiB_w/Ti6Al4V 复合材料不同球团尺寸试样的显微形貌及力学性能

Fig.9 Microscopic morphologies and mechanical properties of three-dimensional pellet-like TiB_w/Ti6Al4V composites with different pellet sizes^[114]: (a-b) SEM images and IPFs of different specimens; (c) engineering stress-engineering strain curves; (d) strain hardening rate vs. true strain curves

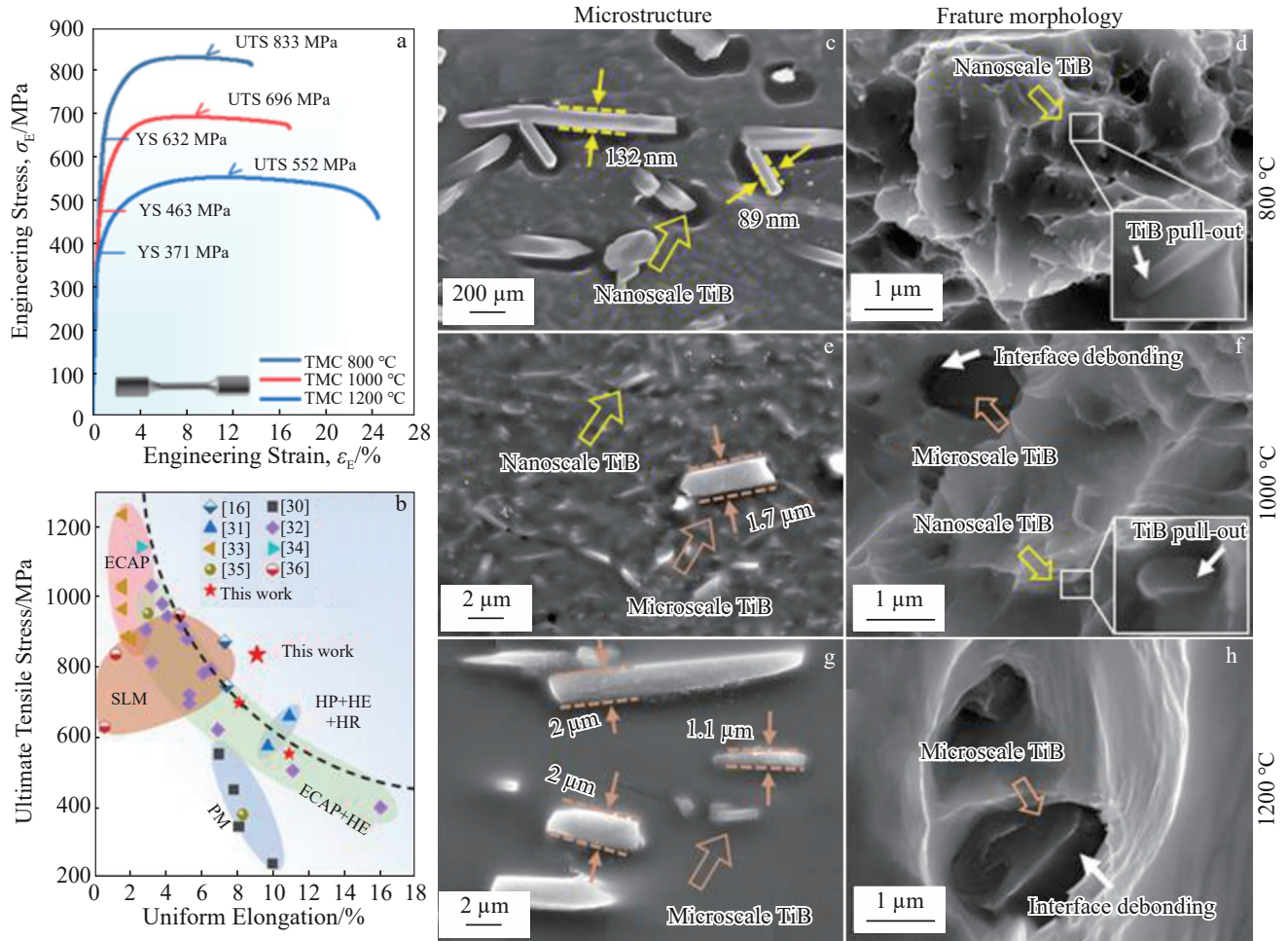


图 10 “低温烧结+热挤压”工艺制备纳米 TiB_w 增强 Ti-TiB_w 复合材料的力学性能和组织形貌

Fig.10 Mechanical properties and microstructures of Ti-TiB_w composites reinforced with nano-TiB_w prepared by low-temperature sintering+ hot extrusion process^[115]: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) comparison of the literature data with this work^[16,30-36]; (c-h) microstructures and fracture morphologies of the specimens

于裂纹尖端钝化机制、粗/细晶区多级应变协调机制和微裂纹偏转耗能机制。由于大尺寸 TiB_w (直径约 2 μm) 在低应变条件下的提前断裂行为, 导致不同球团尺寸 Ti6Al4V-TiB_w 复合材料的应变硬化率差异较小, 揭示出增强相尺寸优化的重要性。然而, 较高的原位反应温度和致密化温度 (≥1000 °C) 导致 TiB_w 快速粗化至微米尺度 (直径约 2 μm), 其在变形过程中极易因局部应力集中而引发微裂纹, 严重制约 TMCs 强度-塑性协同提升。

针对这一难题, Liu 等人^[115]创新性提出“低温烧结+热挤压”组合工艺, 以纳米 TiB_w 增强钛基复合粉末为原料, 通过 800 °C (低于 CP-Ti 相变温度) 低温烧结结合后续热挤压致密化工艺, 成功获得直径约为 123 nm 的 TiB_w 增强相。研究发现, 如图 10 所示, 纳米 TiB_w 增强的 TMCs 屈服强度 (632 MPa) 和抗拉强度 (833 MPa) 较微米 TiB_w 提升 70% 和 51%, 同时保持 13.97% 的断裂伸长率。通过系统揭示 TMCs 中 TiB_w 的尺寸效应发现, TiB_w 具有极强的温度依赖性, CP-Ti 相变温度以下时纳米 TiB_w 可稳定

存在, 一旦超过该温度, 则快速生长并粗化至微米尺度。

软区-硬区梯度异质结构材料的开发克服了传统均质材料的强度-延展性倒置问题, 为开发其他金属基复合材料的高强度-高韧性材料开辟了道路。然而, 球形间距以及异质结构类型对金属基复合材料的影响机制尚不清楚, 仍需进一步研究以优化和调控异质结构的 HDI 强化和硬化效果。

9 结果与展望

本文系统综述了 HS-TMCs 的研究进展, 重点探讨了其微观结构设计、制备方法、力学性能及强化机制。研究表明, 传统均匀分布的 TMCs 虽能显著提高强度, 但往往以牺牲延展性为代价, 存在典型的“强度-塑性倒置”问题。而异质结构设计 (如网络状、球团状、层状等) 通过增强相构型化分布 (如“硬包软”网络结构、“软包硬”球团结构), HS-TMCs 在变形过程中利用软/硬区应变分配、GNDs 积累及背应力强化, 显著提高了材料的应变硬化

能力,延缓了颈缩和断裂。尽管 HS-TMCs 在强韧性协同优化方面取得了显著进展,但仍存在以下挑战和未来研究方向:

1) 微观结构的精准调控研究。需进一步研究软区/硬区尺寸、体积分数及空间分布对 HDI 效应的影响规律,建立定量化构效关系模型。

2) 多场耦合性能研究。深化研究 HS-TMCs 在极端环境(低温、高温、动态载荷)下的变形机制,特别是 HDI 效应与温度、应变速率的关联性。

3) 跨学科理论创新研究。结合多尺度模拟(分子动力学、晶体塑性有限元)与原位表征技术,揭示异质界面位错演化、裂纹扩展等微观机制。

综上,异质结构设计为突破 TMCs 的性能瓶颈提供了新范式。未来通过“材料-工艺-性能-应用”全流程协同创新,有望实现 HS-TMCs 在高端装备领域的规模化应用,推动轻量化高强韧材料的发展。

参考文献 References

- [1] Zhu Yuntian. *Materials Research Letters*[J], 2025, 13(3): 175
- [2] Raabe D, Tasan C C, Olivetti E A. *Nature*[J], 2019, 575: 64
- [3] Li Shufeng, Li Shaolong, Liu Lei et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 176: 10395
- [4] Song Tingting, Chen Zibin, Cui Xiangyuan et al. *Nature*[J], 2023, 618: 63
- [5] Ding Wangwang, Tao Qinying, Liu Chang et al. *Nature Materials*[J], 2025, 24: 506
- [6] Zhang D Y, Qiu D, Mark A G et al. *Nature*[J], 2019, 576: 91
- [7] Huang Lujun, Geng Lin, Peng Huaxin. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93
- [8] Li Qing, Huang Sheng, Zhao Yakai et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 254: 118995
- [9] Shi Pejian, Ren Weili, Zheng Tianxiang et al. *Nature Materials*[J], 2019, 10: 48
- [10] Yang Yuliang, Liu Yuxin, Yan Shu et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2024, 12(7): 2793
- [11] Ameyama K, Cazes F, Couque H et al. *Materials Research Letters*[J], 2022, 10(7): 440
- [12] Chen Jiajing, Han Yuanfei, Wei Zichao et al. *Materials Research Letters*[J], 2023, 11(10): 863
- [13] Wu Xiaolei, Zhu Yuntian. *Heterostructured Materials Novel Materials with Unprecedented Mechanical Properties*[M]. New York: Jenny Stanford Publishing, 2021
- [14] Wu Xiaolei, Zhu Yuntian. *Materials Research Letters*[J], 2017, 5(8): 527
- [15] Wu Xiaolei, Zhu Yuntian. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 131: 101019
- [16] Zhu Yuntian, Wu Xiaolei. *Heterostructured Materials Processing Techniques, Properties, and Potential Applications, Introduction to Heterostructured Materials*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2023: 121
- [17] Zhu Yuntian, Ameyama K, Anderson P M et al. *Materials Research Letters*[J], 2021, 9(1): 1
- [18] Zhang Xin, Li Shufeng, Pan Bo et al. *Carbon*[J], 2019, 155: 686
- [19] Fang Minhan, Han Yuanfei, Shi Zhusheng et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 211: 108683
- [20] Liu Pei, Wang Zhenbo, Ye Feng et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2024, 273: 11125
- [21] Qiu Peikun, Le Jianwen, Han Yuanfei et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2022, 238: 109940
- [22] Nie Jinfeng, Chen Yuyao, Song Lei et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2023, 171: 103825
- [23] Chen Haoxiu, He Yixiao, Soumya S D et al. *Materials Research Letters*[J], 2024, 12(3): 149
- [24] Liu Lei, Li Shufeng, Pan Deng et al. *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2023, 120(28): e230223412
- [25] Dong Xinxin, Gao Bo, Xiao Lirong et al. *Advanced Functional Materials*[J], 2024, 34(51): 2410521
- [26] Ma Evan, Zhu Ting. *Material Today*[J], 2017, 20(6): 323
- [27] Gu Lei, Ao Meng, Chen Xiang et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 252: 118949
- [28] Li Guodong, Jiang Jiayi, Ma Huachun et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 256: 119143
- [29] Ran Hao, Ye Peihao, Guo Fengjiao et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 181: 209
- [30] Wu Xiaolei, Yang Muxin, Yuan Fuping et al. *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2015, 112(47): 14501
- [31] Wu Xiaolei, Jiang Ping, Chen Liu et al. *Materials Research Letters*[J], 2014, 2(4): 185
- [32] Li Danyang, Fan Guohua, Huang Xiaoxu et al. *Acta Materialia*[J], 2021, 206: 116627
- [33] Wu Hao, Fan Guohua. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 113: 100675
- [34] Su Wuli, Wang Mingsai, Guo Fengjiao et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 273: 119982
- [35] Zhang L X, Liu L, Guo S et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 275: 120059
- [36] Liu Changxi, Wang Yingchen, Zhang Yintao et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 173: 103884
- [37] Luo Xi, Zhao Ke, He Xu et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 228: 117730
- [38] Wu Zhaoxu, Richard Turner, Qi Mingjie et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 275: 120051
- [39] Li Shaolong, Li Shufeng, Liu Hui et al. *Material Science and Engineering A*[J], 2024, 913: 147023
- [40] Li Shaolong, Li Shufeng, Liu Hui et al. *Material Science and Engineering A*[J], 2023, 877: 145160
- [41] Zhao H Z, You Z S, Tao N R et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 228: 117748
- [42] Li Keer, Zhao Dingxuan, Xing Yujie et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 273: 11996
- [43] Zhu Yuntian, Liao Xiaozhao. *Nature Materials*[J], 2004, 3(6): 351

- [44] Ren Jie, Zhang Yin, Zhao Dexin *et al.* *Nature*[J], 2022, 608: 62
- [45] Pan Qingsong, Zhang Liangxue, Feng Rui *et al.* *Science*[J], 2021, 374: 984
- [46] Ma K, Liu Z Y, Liu K *et al.* *Carbon*[J], 2021, 178: 190
- [47] Bai Xiangren, Xie Haonan, Zhang Xiang *et al.* *Nature Materials*[J], 2024, 23: 747
- [48] Shi Peijian, Li Yi, Li Zhi *et al.* *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2025, 122(2): e2409317121
- [49] Shi Peijian, Li Runguang, Li Yi *et al.* *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2021, 373(6557): 912
- [50] An Zibing, Li Ang, Mao Shengcheng *et al.* *Nature*[J], 2024, 625: 697
- [51] Li Zhiming, Konda Gokuldoss Pradeep, Deng Yun *et al.* *Nature*[J], 2016, 534: 227
- [52] Yan Yongqiang, Cha Wenhao, Liu Sida *et al.* *Science*[J], 2025, 387: 401
- [53] Shang Zhongxia, Sun Tianyi, Ding Jie *et al.* *Science Advances*[J], 2023, 9: 9780
- [54] Wang Feng, Song Miao, Elkot M N *et al.* *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2024, 384(6699): 1017
- [55] He B B, Hu B, Yen H W *et al.* *Science*[J], 2017, 357(6355): 1029
- [56] Chen Jiaji, Xie Hui, Liu Lingzhi *et al.* *Science*[J], 2024, 385(6709): 629
- [57] Zhu Yuntian, Wu Xiaolei. *Materials Research Letters*[J] 2019, 7(10): 393
- [58] Huang Meng, Xu Chao, Fan Guohua *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 153: 235
- [59] Liu Lei, Li Shufeng, Li Shaolong *et al.* *Materials Characterization*[J], 2025, 222: 114803
- [60] Wang Shuai, Sun Fengbo, Liu Wenqi *et al.* *Materials Characterization*[J], 2023, 197: 112698
- [61] Wang Shuai, Jin Jiayi, Liu Wenqi *et al.* *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2023, 174: 107735
- [62] Huang Lujun, An Qi, Geng Lin *et al.* *Advanced Materials*[J], 2021, 33(6): e2000688
- [63] Ma Zishuo, Wang Shuai, Huang Lujun *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2023, 254: 110583
- [64] Chen Jiajing, Han Yuanfei, Li Shaopeng *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 235: 115625
- [65] Liu Lei, Li Shufeng, Zhang Xin *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2024, 276: 111366
- [66] Wang Hai, Koenigsmann K, Zhang Shuyuan *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2023, 168: 103694
- [67] Gao Yan, Ma Guangqi, Zhang Xiaoyong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 809: 151852
- [68] Gao Pengfei, Fu Mingwang, Zhan Mei *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 39: 56
- [69] Li Bo, Hu Chenhui, Shi Kaiyuan *et al.* *Materials Characterization*[J], 2023, 206: 113411
- [70] Li Shaolong, Li Shufeng, Liu Huiying, *et al.* *Materials Characterization*[J], 2024, 215: 114132
- [71] Pan Deng, Zhang Xin, Hou Xiaodong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140137
- [72] Singh G, Ramamurty U. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 111: 100653
- [73] Romero-Resendiz L, El-Tahawy M, Zhang T *et al.* *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2022, 150: 100691
- [74] Huang Lujun, Geng Lin, Peng Huaxin *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(9): 844
- [75] Liu D, Zhang S Q, Li A *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 485(1): 56
- [76] Zhang Rui, Wang Dongjun, Yuan Shijian *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 134: 250
- [77] Qi J Q, Wang H W, Zou C M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 553: 59
- [78] Zhang Changjiang, Li Xiang, Zhang Shuzhi *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 645
- [79] Wang Shuai, Huang Lujun, Zhang Rui *et al.* *Materials Characterization*[J], 2022, 194: 112425
- [80] Qu Zhan, Zhang Zhenjun, Liu Rui *et al.* *Nature*[J], 2024, 626(8001): 999
- [81] Todaro C J, Easton M A, Qiu D *et al.* *Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 142
- [82] Li Zhenlun, Chen Yuqing, Kang Qingxin *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 9169
- [83] Wang Shuai, Huang Lujun, Jiang Shan *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 804: 140783
- [84] Li Juan, Xu Yaqun, Xiao Wenlong *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 109: 1
- [85] Ovid'ko I A, Valiev R Z, Zhu Yuntian. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 94: 462
- [86] Yang Muxin, Pan Yue, Yuan Fuping *et al.* *Materials Research Letters*[J], 2016, 4(3): 145
- [87] Amar A, Wang Mingliang, Huang Rui *et al.* *Acta Materialia*[J], 2025, 284: 120645
- [88] Li Li, Peng Jing, Tang Sisi *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 176: 103970
- [89] Wang Yanfei, Wei Yueguang, Zhao Zhifu *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2022, 149: 103159
- [90] Ding Hao, Cui Xiping, Wang Zhiqi *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 107: 70
- [91] Jiang Haitao, Xing Hui, Xu Zihan *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 184: 122
- [92] Peng Siyuan, Feng Shuai, Jiang Zhenfei *et al.* *Materials Research Letters*[J], 2024, 12(5): 363
- [93] Jia L, Li X, Kondoh K *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 151: 6
- [94] Sun Kuishan, Yi Xiaoyang, Sun Bin *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 851: 156837
- [95] Panda K B, Chandran K S R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(6): 1371
- [96] Li Shufeng, Kondoh K, Imai H *et al.* *Materials & Design*[J],

- 2016, 95: 127
- [97] Qiu Chunlei, Chen Xu. *Materials Research Letters*[J], 2024, 12(11): 797
- [98] Tabrizi S G, Sajjadi S A, Babakhani A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 624: 271
- [99] Yan Chong, Gholizadeh R, Yamamoto K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 230: 115397
- [100] Pan Deng, Li Shufeng, Liu Lei *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 50: 102519
- [101] Wu Hao, Huang Meng, Li Xuewen *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2021, 141: 102998
- [102] Wu Huaduo, Li Shaopeng, Han Yuanfei *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 852: 143645
- [103] Niu H Z, Yin B G, Zhang H R *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2021, 200: 113916
- [104] Cui Yujie, Aoyagi K, Zhao Yufan *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101472
- [105] Chen T, Cai W S, Liu Z *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2022, 244: 110202
- [106] Lanba A R, Hamilton R F, Melanson A N *et al.* *Scientific Reports*[J], 2024, 1046: 14
- [107] Zhang Yuanyuan, Cui Xiping, Chen Lingfei *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2025, 187: 104283
- [108] Han Changjun, Babicheva R, Chua J D Q *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101466
- [109] Niu Jingzhe, Dai Guoqing, Guo Yanhua *et al.* *Composites Part B*[J], 2021, 216: 108854
- [110] Tan Xipeng, Kok Yihong, Tan Yujun *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 97: 1
- [111] Wang H, Chao Q, Chen H S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2022, 235: 118104
- [112] Xu W, Lui E W, Pateras A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 125: 390
- [113] Chang Jiaqiang, Ma Yingjie, Huang Sensen *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2024, 95: 104546
- [114] Liu Lei, Li Shufeng, Li Shaolong *et al.* *Materials Characterization*[J], 2025, 222: 114803
- [115] Liu Lei, Li Shufeng, Li Shaolong *et al.* *Composites Part B*[J], 2025, 298: 112392

Heterostructures Titanium Matrix Composites: A Review

Li Shufeng^{1,2}, Liu Huiying¹, Li Shaolong¹, Liu Lei^{1,3}, Zhao Yongqing⁴

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Xi'an Key Laboratory of Advanced Powder Metallurgy Materials and New Technology, Xi'an 710048, China)

(3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110000, China)

(4. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Titanium matrix composites (TMCs), owing to their high specific strength and high specific modulus, hold great promise for applications in load-bearing aerospace components. However, the strength-ductility trade-off at room temperature significantly restricts their widespread use. The hetero-deformation induced (HDI) hardening effect in heterogeneous structured materials offers a new approach to overcoming the strength-toughness trade-off bottleneck in TMCs. The recent advances in heterogeneous structured titanium and titanium alloys were outlined, then the current research status and compositing strategies of TMCs were summarized and discussed. The failure mechanisms of homogeneous TMCs were elucidated, and the latest developments in configuration and heterostructure design by the pinning effects of reinforcement phases were highlighted. Taking the “hard-in-soft” network structures and “soft-in-hard” granular structures as examples, this work reviewed the design concepts, fabrication methods, classification, and strengthening mechanisms of heterogeneous structured TMCs, providing insights and references for the development of TMCs with a well-balanced strength-ductility relationship.

Key words: heterogeneous structure; TMCs; HDI hardening effect

Corresponding author: Li Shufeng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, E-mail: shufengli@xaut.edu.cn