引用格式：张芮，后俊成，许可，等. 非连续增强钛基复合材料制备工艺与先进加工技术研究进展[J]. 材料工程，2026，54(8)：197-215.
ZHANG Rui，HOU Juncheng，XU Ke，et al. Research progress in fabrication and advanced processing technology of discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：197-215.

非连续增强钛基复合材料制备工艺与先进加工技术研究进展

张　芮[1,2]，后俊成[1]，许　可[1]，李林翰[1]，田思宇[1]，何　适[1]，
黄陆军[1,3*]，洪长青[4]，耿　林[1,2]

（1 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院，哈尔滨 150001；
2 哈尔滨工业大学 空间物质与作用全国重点实验室，哈尔滨 150001；
3 哈尔滨工业大学 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室，哈尔滨 150001；
4 哈尔滨工业大学 特种环境复合材料技术国家级重点实验室，哈尔滨 150001）

摘要：非连续增强钛基复合材料(discontinuously reinforced titanium matrix composites，DRTMCs)具有轻质、耐热、高强、耐腐蚀和可变形加工等优异特性，在航空航天、海洋工程、生物医学等领域应用前景广阔。本文系统综述了DRTMCs的制备工艺、加工工艺及典型性能与应用。在制备方面，分析了熔炼铸造、粉末冶金和增材制造在致密化、增强体调控和成形尺度方面的优势及局限，阐述了增强体构型化设计及其强塑性协同机制。在加工方面，讨论了热加工过程中增强体定向排布和基体再结晶行为对力学性能的调控作用，指出了冷变形加工中增强体断裂和剪切带形成等制约因素，梳理了因增强体引入造成的焊接与机加工工艺瓶颈，详述了焊接接头强化策略和能场辅助加工的研究进展。在应用方面，归纳了现有DRTMCs的典型性能，展示了大尺寸构件热加工成形、精密板材及丝材冷成形、粉末冶金近净成形等产业化典型案例。最后，展望了DRTMCs在多尺度仿生结构设计、原位自生制备工艺迭代升级、增材制造深度开发、冷热变形与热处理协同调控、连接与机加工技术创新以及产业化应用推进等方面的未来重点研究方向。

关键词：钛基复合材料；材料制备；塑性成形；加工工艺；产业应用
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000285　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000285
中图分类号：TB331　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)08-0197-19

Research progress in fabrication and advanced processing technology of discontinuously reinforced titanium matrix composites

ZHANG Rui[1,2]，HOU Juncheng[1]，XU Ke[1]，LI Linhan[1]，TIAN Siyu[1]，HE Shi[1]，
HUANG Lujun[1,3*]，HONG Changqing[4]，GENG Lin[1,2]

（1 School of Materials Science and Engineering，Harbin Institute of Technology，Harbin 150001，China；
2 National Key Laboratory of Space Matter and Interactions，Harbin Institute of Technology，Harbin 150001，China；
3 National Key Laboratory of Precision Welding and Joining of Material Structures，Harbin Institute of Technology，Harbin 150001，China；4 National Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Composites in Special Environments，Harbin Institute of Technology，Harbin 150001，China）

Abstract：Discontinuously reinforced titanium matrix composites (DRTMCs) exhibit outstanding properties including light weight, heat resistance, high strength, corrosion resistance, and deformability, holding immense promise for applications in aerospace, marine engineering, and biomedical fields, *etc*. This work systematically reviews the fabrication, processing, and typical properties and applications of DRTMCs. In terms of fabrication, the advantages and limitations of melting casting, powder metallurgy, and additive manufacturing in densification, reinforcement management, and forming scale are analyzed,

and reinforcement architecture design with its strength-ductility synergy mechanisms is elaborated. In terms of processing, the influence of reinforcement alignment and matrix recrystallization during hot working on mechanical properties is discussed, along with constraints in cold deformation such as reinforcement fracture and shear band formation. Challenges in welding and machining arising from reinforcement introduction are identified, and advances in joint strengthening strategies and energy-field-assisted machining are reviewed. Regarding applications, typical properties of DRTMCs are summarized, and industrial cases, including hot-formed large-scale components, cold-formed precision sheets and wires, and near-net-shape powder metallurgy parts, are presented. Finally, key future research directions are proposed, encompassing multi-scale biomimetic architecture design, iterative upgrading of *in-situ* synthesis processes, deep development of additive manufacturing, synergistic control of cold/hot deformation and heat treatment, innovation in joining and machining technologies, and advancement toward industrial-scale application.

Key words: titanium matrix composite; material preparation; plastic forming; processing technique; industrial application

非连续增强钛基复合材料(discontinuously reinforced titanium matrix composites,DRTMCs)是在钛或钛合金基体中引入硬质颗粒、晶须、短纤维等非连续分布的增强体所获得的材料。DRTMCs具有优异的比强度、比模量、耐磨性及耐高温性能[1-3],同时还具有良好的各向同性和可加工性[4-5],因此在航空航天、海洋工程、生物工程等领域具有广阔的应用前景[6-9]。

根据增强体的引入方式不同,DRTMCs的制备方法可以分为外加法(*ex-situ*)和原位自生法(*in-situ*)[10-11]。外加法先通过独立工艺制备出陶瓷增强体,再将其通过搅拌铸造、粉末冶金(powder metallurgy,PM)等方式添加到金属基体中。外加法所制得的材料增强体选取自由度高,理化性质多样,但存在增强体尺寸细化困难、基体-增强体界面结合不佳、界面反应控制难、制备工艺复杂、成本高等问题,材料研发多处于实验室原型阶段[12]。原位自生法通过金属基体与陶瓷相前驱体间的化学反应在基体中原位生成热力学稳定的增强体,获得的增强体尺寸可控、界面润湿性良好,且不发生界面反应[13],是产业化应用最常见的制备方法。增强体原位自生的DRTMCs既能够通过传统的粉末冶金及熔炼铸造(melting casting, MC)法制备大尺寸构件,也能够通过新兴的增材制造(additive manufacturing,AM)手段制备小批量复杂构件。在粉末冶金或铸造方法难以满足产品的尺寸及性能要求时,还需要通过冷热变形、焊接连接、机加工等手段进一步加工。热变形加工不仅可以实现构件成形,还可以细化基体组织,改变增强相的形态和分布,从而改善DRTMCs的力学性能[14-16];冷变形加工可以制备出尺寸精度和表面质量优异的精密构件;焊接连接能够解决大尺寸或复杂形状零件难以一次成形的问题,并实现同种或异种材料的连接[17-18];机加工通过切削、磨削、钻削、铣削、镗削等去除多余材料,但需要解决增强相高硬度、高脆性导致的刀具磨损、加工表面损伤与裂纹萌生问题[19-20]。

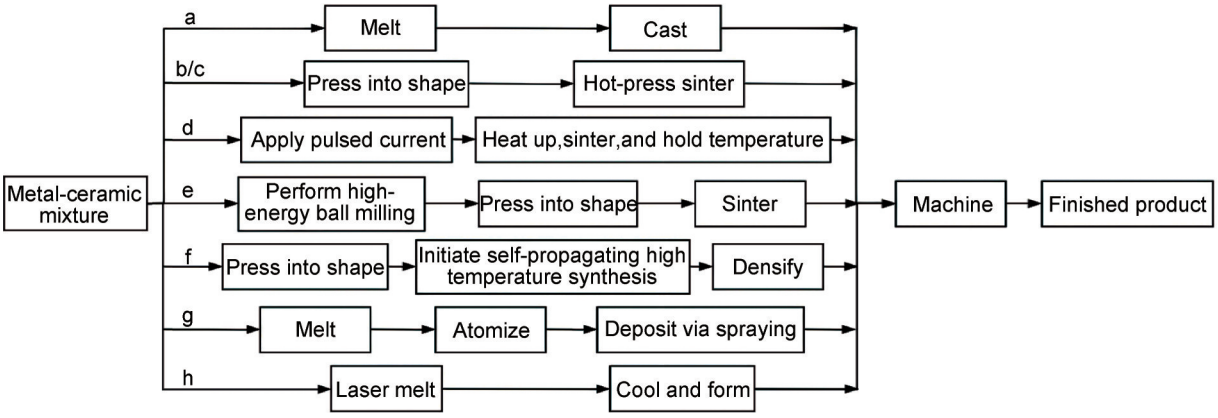
综上所述,本文将从制备工艺、热变形加工、冷变形加工、连接技术、机加工、典型应用方面对DRTMCs最新进展进行综述,揭示出目前研究中存在的问题,并提出未来可能的研究重点。

1 制备工艺

原位自生法制备DRTMCs按照原材料形态分为气-固反应法、固-液反应法、固-固反应法。气-固反应法由Kim等[21-22]在1998年首次提出,具有工艺简单、成本低、避免混粉过程破坏粉末外形和球磨过程引入杂质等优势,但增强相只能选择TiC且含量难以有效控制[23]。因此,目前应用最多的制备方法是固-液反应法和固-固反应法。固-液反应法主要指熔炼铸造法,还包括快速凝固法、激光熔覆技术等;固-固反应法包括反应热压法、热等静压法、放电等离子烧结法、机械合金化法、自蔓延高温合成法等。具体工艺流程如图1所示。

1.1 熔炼铸造法

熔炼铸造法是将固态反应物(如C源、B源等)与钛合金混合后熔炼,在熔炼过程中反应生成所需的原位自生增强相(如TiC、TiB等),最后借助模具浇铸成形。此方法成本低、操作简便、生产效率高,在制备批量化、大尺寸、形状复杂的DRTMCs中具有较大的应用前景[1,12,24]。同时,原位生成的增强相与基体不存在界面润湿性问题,界面清洁、结合强度高[2]。



a-melting casting;b-reactive hot pressing;c-hot isostatic pressing;d-spark plasma sintering;e-mechanical alloying;
f-self-propagating high temperature synthesis;g-spray deposition;h-additive manufacturing

图1　非连续增强钛基复合材料的制备工艺

Fig.1　Fabrication of discontinuously reinforced titanium matrix composites

上海交通大学张荻课题组[25-26]、西北有色金属研究院[27]、美国Tamirisakandala课题组[28]等长期致力于熔铸法制备钛基复合材料的研究，制备出一系列TiB晶须和TiC颗粒单一增强、稀土元素增强，以及混合增强的DRTMCs。通过模具设计，熔铸法能够单步制备耐高温、高模量的复杂构件，常用于航空航天光学构件（如反射镜支架）的近净成形制备。但由于熔铸法难以避免晶粒粗大与组织偏析等问题，因此在不进行进一步处理的情况下，所制备的DRTMCs力学性能通常不理想。为克服该问题，研究者常采用成分调控及热处理手段改善材料力学性能。Yang等[29]通过熔铸法制备了TiC/Ti-7.8Cr-xNb，研究发现随着Nb含量的增加，共晶TiC含量增多，复合材料的晶粒尺寸从276 μm逐渐减小到122.8 μm，同时取向关系也发生变化。当Nb质量分数达到1.0%，抗拉强度达到最高值1352.9 MPa，较无Nb时提升了69%。Rahoma等[30]将真空电弧熔炼工艺与热锻相结合，制备出（TiB_w+TiC_p）/Ti-3.5Al-5Mo-4V-2Cr-2Sn-2Zr-1Fe，随后进行780 ℃固溶处理、570 ℃时效处理，使得增强相均匀分布在基体中，获得了抗拉强度1500 MPa、伸长率13%的优异性能。Wang等[31]采用真空电弧熔炼制备（6%TiB+2%TiC，体积分数，下同）/TC4，随后进行等温锻造，系统研究材料的高温疲劳性能，证明了DRTMCs在高温和强烈振动环境下的服役可靠性。在450 ℃、ΔK = 14.5 MPa·$m^{1/2}$条件下，DRTMCs与TC4表现出相当的疲劳裂纹增长率；而当ΔK提升至20 MPa·$m^{1/2}$时，在裂纹偏转、粗糙度诱发裂纹闭合以及增强相促成微裂纹屏蔽效果的共同作用下，DRTMCs的疲劳裂纹增长率仅为1.54×10^{-4} mm/cycle，对比钛合金基体降低了38%。

尽管熔炼铸造法会带来晶粒粗大与组织偏析的问题，并且熔炼过程中还会引入气孔、夹杂、裂纹以及其他铸造缺陷，但是结合材料的改性、热加工与热处理，可以细化晶粒、改变增强相的分布，从而获得优异的综合力学性能。

1.2　粉末冶金法

粉末冶金法是将基体钛合金粉末和增强相前驱体粉末经过混合及烧结制备DRTMCs的方法[1,3]。粉末冶金法的烧结温度通常低于钛的熔点，因此不存在凝固导致的元素偏析问题。同时由于元素扩散受控，粉末冶金法更易于控制增强相的形貌与分布，可实现DRTMCs的多尺度结构设计[4]。常用于制备DRTMCs的粉末冶金方法主要包括反应热压法、热等静压法、放电等离子烧结法、机械合金化法、自蔓延高温合成法等。通过模具设计，粉末冶金法也能够实现DRTMCs构件的近净成形，同时与铸造态DRTMCs构件相比，粉末冶金制备的构件通常具有更优的力学性能。但是，粉末冶金法也存在粉末制备成本高、易引入夹杂等缺点，且生产周期及构件尺寸易受设备能力限制。

1.2.1　反应热压法

反应热压（reactive hot pressing，RHP）法是将混合粉末在真空或保护气氛下加压烧结，利用高温高压同时实现陶瓷相前驱体原位自生反应和粉末热压致密化的制备工艺。该方法操作简单、工艺可控，烧结温度一般位于β相区内以提升致密化及原位自生反应速率。受弥散强化思路影响，早期反应热压法制备DRTMCs追求增强体在基体中的均匀分布，常通过高能球磨破碎钛合金粉体以实现增强相前驱体和基体粉末的充分混合。但由于高强度球磨易引入杂质并

导致粉体氧化，同时材料中缺乏连续塑性区域承担变形，增强体均匀分布的DRTMCs室温塑性较差，通常仅有1%～2%，工程应用受限[1,32]。

哈尔滨工业大学耿林、黄陆军团队[4,32-39]采用低能球磨与热压烧结工艺相结合，实现了增强体分布的定向控制，在改善材料塑性的同时提升了高温服役性能。如图2(a)所示[33]，利用大尺寸球形钛粉(50～200 μm)、小尺寸TiB_2粉和Si粉(1～10 μm)作为原料，首先通过低能球磨工艺将陶瓷粉镶嵌在钛粉表面，再采用反应热压烧结制备致密化材料。利用B元素在Ti中溶解度低、扩散慢的特征，使TiB_2与Ti基体在烧结中发生原位反应生成TiB，定向分布于原始钛粉界面上形成了三维网状结构。利用Si元素在β-Ti与α-Ti中的溶解度差异，在烧结中Si先固溶入β-Ti基体，再伴随冷却时β→α相变脱溶形成Ti_5Si_3硅化物，定向分布于α/β界面上，最终制备出具有两级网状组织的(TiB_w+Ti_5Si_3)/Ti64复合材料，所得的组织如图2(b)，(c)所示[34]。如图2(d)～(f)所示[35-37]，两级网状增强钛基复合材料的室温抗拉强度可达1180 MPa，伸长率达5%，在550 ℃下的高温抗拉强度可达770 MPa；同时抗氧化性能大幅度提高，在800 ℃氧化100 h后质量仅增加15%。利用相似工艺，Chen等[38-39]设计并制备出多级结构钛基复合材料(TiB_w+(TiZr)$_5Si_3$)/Ti55，室温抗拉强度提升至1158 MPa，伸长率为5.1%，700 ℃高温抗拉强度突破500 MPa，650 ℃/200 MPa蠕变寿命达到200 h。Li等[40]通过反应热压法制备出1%TiB/TA15，探究TiB增强相的引入对于DRTMCs室温疲劳裂纹扩展行为的影响规律。研究发现，由于TiB的引入可以显著细化合金α集束与原始β晶粒尺寸，降低疲劳裂纹扩展路径曲折度与裂纹偏转能力，致使DRTMCs疲劳门槛值由基体TA15的9.4 MPa·$m^{1/2}$降低至5.3 MPa·$m^{1/2}$。

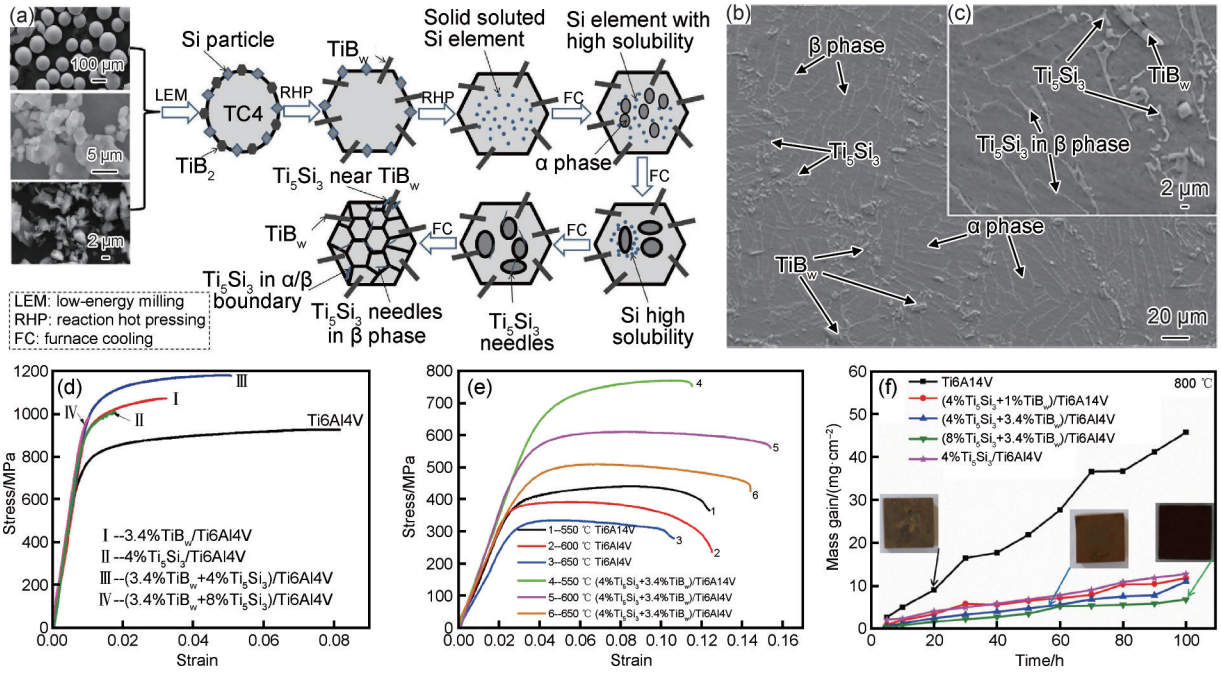


图2 两级网状结构钛基复合材料的设计、制备、组织与性能

(a)两级网状分布的形成机制示意图[33]；(b)，(c)(2%TiB_w+4%Ti_5Si_3)/Ti6Al4V的SEM显微照片[34]；(d)Ti6Al4V合金及四种以Ti6Al4V为基体的复合材料的室温拉伸性能[35]；(e)Ti6Al4V与(4%Ti_5Si_3+3.4%TiB_w)/Ti6Al4V的高温拉伸性能[36]；(f)Ti6Al4V合金及四种以Ti6Al4V为基体的复合材料经800 ℃氧化后质量增加-时间曲线[37]

Fig.2 Design, fabrication, microstructure and properties of two-scale network structured DRTMCs

(a)schematic illustrations of the formation mechanism of two-scale network distribution[33]; (b), (c)SEM micrographs of (2%TiB_w+4%Ti_5Si_3)/Ti6Al4V[34]; (d)room-temperature tensile properties for Ti6Al4V alloy and four different types of Ti6Al4V matrix composites[35]; (e)high-temperature tensile properties for Ti6Al4V alloy and (4%Ti_5Si_3+3.4%TiB_w)/Ti6Al4V[36]; (f)mass gain-time curves of Ti6Al4V alloy and four different types of Ti6Al4V matrix composites after oxidizing at 800 ℃[37]

虽然RHP方法制备DRTMCs组织均匀、致密度高且制备成本相对低，但单炉运作时间长达6～8 h，单个坯料质量受炉膛尺寸、液压机吨位及行程限制难以超过100 kg，生产效率低，且由于模具承载能力限制，施加压力难以超过50 MPa，需要较高的制备温度以确保材料流动性。

1.2.2　热等静压法

热等静压(hot isostatic pressing, HIP)法也是粉末冶金制备DRTMCs的典型方法。HIP将高温和各向均等高压耦合作用于材料,既可用于金属粉末烧结成形,还可以去除构件内部缺陷,同时由于HIP方法不受液压机吨位限制,可制备出单个质量3吨以上的大尺寸坯锭。独特的加压方式使得HIP制备的DRTMCs最高压力水平远高于RHP,常用压力范围为100～200 MPa,能够获得高致密度的DRTMCs[41];同时烧结温度比RHP低10%～15%,有利于制备出微观结构均匀、晶粒细小的材料[42]。Jin等[43]结合等离子旋转电极法和低温热等静压,制备出晶内纳米TiB晶须增强钛基复合材料,均匀伸长率可达9.5%。针对钢制包套在1000 ℃以上与Ti发生共晶反应导致包套破坏的问题,王帅团队[44-45]还提出一种两步热等静压工艺制备TiB/(TA15-Si),将致密化过程和原位自生反应分开进行,形成了新颖的内部粗晶+网状细晶相结合的异构组织。对比传统HIP制备的DRTMCs,抗拉强度提升了11.0%、达到1161 MPa,同时伸长率提升至6.6%,打破了强塑性交换规律。虽然HIP制备的钛基复合材料致密度高、性能优良,但是一方面对包套除气、封装过程要求严格,除气不良或密封失效均会导致材料致密度降低、成形失败[42,46];另一方面大尺寸热等静压设备造价极高,单炉次价格高、除气封装周期长,也制约了HIP技术的推广。

1.2.3　放电等离子烧结法

放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)法是在真空和保护气氛下,对粉末坯体同步施加脉冲直流电场与轴向压力以产生放电等离子体,从而同步完成原位自生反应和快速致密化的制备方法。SPS的加热速度可达500 ℃/min,冷却速度可超过100 ℃/min[4],单炉运作时间仅5～60 min,生产效率高。同时,脉冲电流电阻加热和烧结压力有利于降低烧结温度,这种低温短时加热-快冷的模式可以有效抑制晶粒粗化、提高组织均匀性、降低孔隙率,因此SPS非常适用于纳米增强钛基复合材料[47]。Falodun等[48]采用1100 ℃/30 min放电等离子烧结制备出4%纳米TiN/Ti6Al4V,相对密度高达98.89%,硬度为602$HV_{0.1}$。高相对密度是由于高温下晶界扩散以及TiN颗粒填充孔隙,高显微硬度是由于硬质相Ti_2N的存在。Dong等[49]通过两步低能量球磨和放电等离子烧结制备出(TiC+Ti_2Cu)/TC4,TiC微米颗粒分布在TC4晶界、Ti_2Cu纳米颗粒分布在α/β相界面上从而构成双尺度微网状结构。制备的DRTMCs抗拉强度较TC4提升32.2%、达到1285 MPa,这是由于TiC+Ti_2Cu混合增强体的细晶强化和具有微网状结构的Ti_2Cu的析出强化。但是,SPS设备复杂、成本高昂,且制备材料厚度受限,无法制备大尺寸或复杂形状的DRTMCs。同时,产品性能受工艺参数影响大[48],在未来将机器学习、数字化仿真与SPS相结合,有望精确控制烧结温度和时间,从而制备出性能更加优异的DRTMCs。

1.3　增材制造技术

增材制造即3D打印,采用逐层堆积成形方式,通过高能束快速熔化、原位自生反应和快速凝固过程,制备出增强相弥散分布的DRTMCs。该方法由零件三维数据控制加工轨迹,不依赖于模具,可设计性高,可以用于制备形状复杂或具有成分梯度的零部件[4,50-53]。AM的加热和冷却速度都很快,提高了制备效率;同时,高能量密度和极快冷却速度赋予DRTMCs更加均匀分布的增强体和细化的微观结构,从而获得更加优异的力学性能[2,50,53]。AM根据能量来源大致分为激光增材制造(laser additive manufacturing, LAM)、电子束增材制造(electron beam additive manufacturing, EBAM)、电弧增材制造(wire arc additive manufacturing, WAAM),其中LAM凭借其无需真空、高定位精度、高分辨率的优势广泛应用于DRTMCs的制备[51]。基于LAM,选区激光熔化(selective laser melting, SLM)、激光熔化沉积(laser melting deposition, LMD)、选区激光烧结(selective laser sintering, SLS)和激光近净成形(laser engineered net shaping, LENS)是常见的工艺[4,51]。

增材制造DRTMCs可采用合金-陶瓷混合粉末、DRTMCs预制粉末、粉芯丝材(flux-cored wire, FCW)等原料制备。An等[54]将0.1 μm TiB_2与Ti6Al4V合金粉末进行球磨混合,然后通过激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)制备出TiB/Ti6Al4V,抗拉强度达到1361 MPa,伸长率达4%。极细的TiB_2颗粒激光吸收率高、熔点低、熔化时间短,导致其完全溶解并随后析出纳米TiB,通过Orowan机制提高了DRTMCs的加工硬化率,从而产生强度-塑性协同提升。Ma等[55]利用LPBF制备W改性α+β型高温钛合金,由于晶粒细化和界面优化的协同作用,抗拉强度达到了1717.6 MPa,伸长率提高到4.4%。Bao等[56]采用一种新颖的FCW-WAAM制备出5%TiB/Ti6Al4V,屈服强度达到1224 MPa,这是由于TiB晶须长径比大且呈近垂直排列,增强了载荷传递强化作用。Xu等[6]通过LMD制备出3+2层状钛基复合材料,由于DRTMCs层中原位形成TiB和TiC增强相,有助于提高载荷传递效率和晶粒细化,故而屈服强度、抗拉强度、抗弯强度、伸长率、硬度等力学性能全面提升。Lu等[57]

结合SLM和HIP制备出由工业纯钛和Ti6Al4V组成的三维仿珍珠层结构的新型钛基复合材料，由于连续钝化膜的存在，该材料的腐蚀电流密度仅为(28.3±17.8) nA/cm^2，表现出优异的耐蚀性。Li等[58]采用LMD制备TiB/TA15和TiC/TA15，借助分离式霍普金森压杆结合电子微观表征手段，研究TiB晶须和TiC颗粒对DRTMCs高应变率动态变形和冲击性能的影响规律。研究表明，TiB晶须与TiC颗粒均能显著提升TA15基体的动态屈服强度；高应变率载荷作用下TiB晶须难以发生塑性变形，而TiC颗粒可产生塑性协调变形，有效缓解增强相与基体界面处的位错塞积及剪切应力集中，降低绝热剪切带内部温升与热软化效应，赋予TiC/TA15更优异的应变率敏感特性与能量吸收能力，其吸能密度可达456 J/cm^3。Liu等[59]系统综述了增材制造钛合金及DRTMCs的疲劳性能、损伤容限特性及其微观缺陷调控机制。研究表明，成形孔隙、表面缺陷、残余应力及非均匀析出相是导致其疲劳性能离散性显著、裂纹扩展抗力不足的关键因素；通过热等静压、热处理与表面改性等后处理工艺，可有效闭合内部孔隙、调控晶粒及片层组织形貌、释放残余应力，从而提升疲劳裂纹扩展门槛值、强化裂纹扩展阻力，最终实现材料疲劳性能的显著改善。

作为一种新兴技术，AM展示出巨大的应用前景并受到广泛关注，但目前仍存在诸多问题。AM不可避免地会在DRTMCs零件中产生冶金缺陷，如球化、气孔、开裂，影响表面质量和力学性能[50-51,53]。AM工艺与工艺参数的选择受增强相种类和数量影响大，同时很大程度上决定了产品性能，但现有数据库所能提供的信息很有限[50]。AM受限于逐层成形的热应力累积、缺陷控制难度、成形效率与设备尺度，目前多用于复杂精密中小型零件，难以实现大尺寸、批量化生产[52-53]。另外，AM超快的冷却速度会加剧陶瓷增强相与钛基体热膨胀系数失配效应，在界面附近产生残余热应力，诱发界面脱粘、微裂纹萌生及增强相破碎等问题，而优化扫描策略、设计增强相构型、热处理去应力、构建梯度界面、调控基板温度等策略有望控制残余热应力、改善力学性能[5,60-62]。未来的研究方向包括：(1)利用热处理、超声处理、电磁处理等解决AM的冶金缺陷问题；(2)优化工艺参数，结合数字化仿真技术可以进一步推进研究；(3)探索AM制备多尺度结构DRTMCs的可能性；(4)深入研究诸如复杂熔池反应、物质迁移及组织演变规律等问题；(5)开发新的增材制造技术及其应用环境。

2 热变形加工

由粉末冶金或熔炼方法制备的DRTMCs通常难以直接满足复杂构件的尺寸需求，且常常存在致密度低、增强相团聚、晶粒粗大等问题[1-2]，严重影响材料性能，因此需要通过塑性加工方法获得满足使用尺寸及性能要求的构件或型材。塑性加工的作用主要体现在以下几个方面[1-2,10,12]：(1)提高致密度；(2)分散团聚的增强相颗粒；(3)弥合内部孔隙；(4)使基体组织细化并产生形变强化；(5)使晶须或短纤维增强相定向分布；(6)打碎气-固反应法和固-固反应法制备过程中产生的氧化惰性层；(7)节约材料，完成DRTMCs成形。然而，高硬度、高脆性、高模量的陶瓷增强相的引入使得DRTMCs变形抗力增大、加工性能变差，同时钛基体在室温下的稳定相为密排六方结构α相，滑移系数量少，冷成形容易开裂。随着温度升高，α相转变为具有更多滑移系的体心立方结构β相，塑性变形能力提高，因此DRTMCs一般在β转变温度以上的单相区，或接近β转变温度的两相区温度内加工成形[2,10]。在工业化生产中，常常先通过上述制备工艺获得铸锭、坯料等半成品，再经热变形加工制成可直接使用的零部件。目前常用的热变形加工技术包括热锻造、热轧制、热挤压、超塑性成形等。在对大尺寸构件展开实际热加工之前，通常还会使用热物理模拟手段研究材料在热变形过程中的流变应力与组织演变情况，据此制定热加工窗口，避免热成形失败致使材料浪费。

2.1 热物理模拟

热物理模拟是利用小尺寸试样模拟材料在不同热变形条件下的物理行为，揭示DRTMCs微观组织、热应力场及界面热行为等的演变规律，从而为同材质大尺寸构件的组织调控、机制分析、工艺优化、高温服役可靠性评估等提供依据。张芮、王东君、王博等[63-67]使用热物理模拟平台进行高温压缩实验，研究DRTMCs在特定相区的热变形行为，定量分析温度、应变速率等对DRTMCs组织与性能的影响，最终实现热加工工艺的优化。张芮等[64]在实际热加工前对固溶处理后的TiB_w/近α-Ti小尺寸试样，在温度为870～950 ℃、应变速率(ε)为ε，0.001～1 s^{-1}的条件下开展热压缩实验，并据此构建出材料的热加工图，如图3(a)，(b)所示。由热加工图可知：在910～940 ℃、0.001～0.01 s^{-1}区间内，功率耗散效率达到峰值，形成宽阔的热加工窗口，对热变形参数具有良好的容忍度。据此可以确定，经固溶处理TiB_w/近α-Ti的理想热变形工艺区间为温度910～940 ℃、变形速率0.001～0.01 s^{-1}。王博等[67]对TiB_w/Ti60复合材料进行热压缩实验，发现材

料在900 ℃、高应变速率下易出现失稳变形与宏观裂纹(图3(c)),属于热加工危险区域,实际工艺中应严格避免;而在950 ℃、低应变速率下,材料表现出显著的流变软化特征(图3(d)),有利于热变形稳定进行。

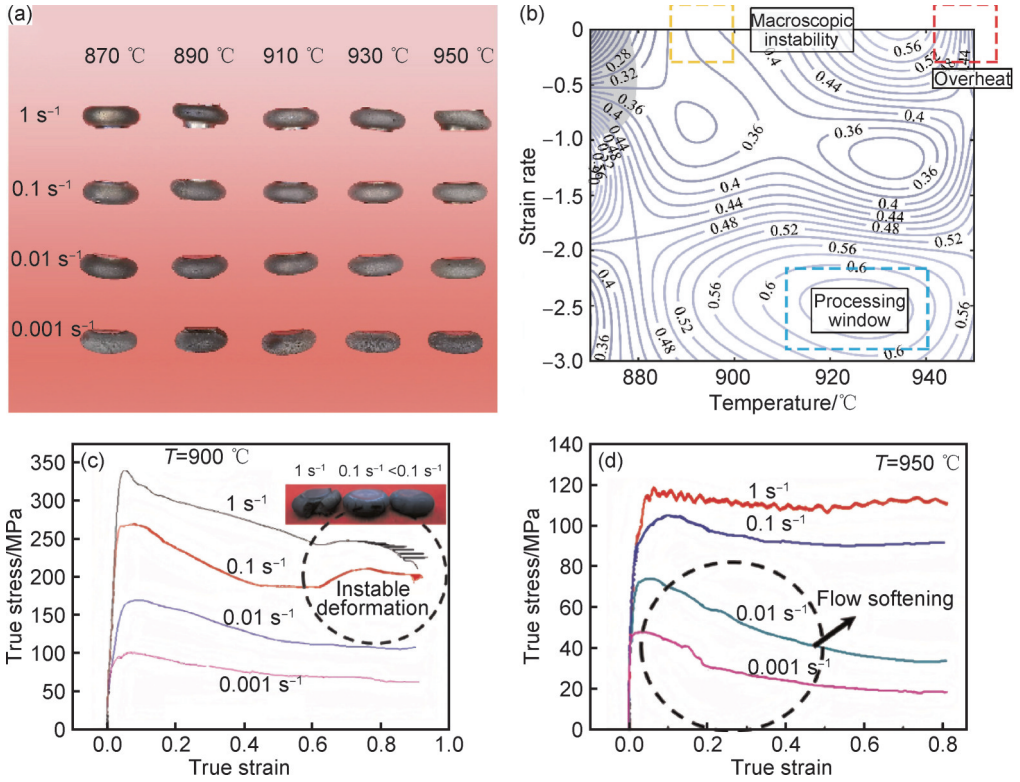


图3　基于热压缩实验的DRTMCs热变形行为

(a)热压缩后 TiB_w/近α-Ti复合材料的宏观形貌[64];(b)固溶处理态 TiB_w/近α-Ti在ε=0.6下的热加工图[64];TiB_w/Ti60在900 ℃(c)和950 ℃(d)下的热压缩应力-应变曲线[67]

Fig.3　Hot compression behavior of DRTMCs based on thermal physical simulation

(a)macroscopic morphology of TiB_w/near α-Ti composites after hot compression[64];(b)processing map of TiB_w/near α-Ti with solid-solution treatment at ε = 0.6[64];hot compression stress-strain curves of TiB_w/Ti60 at 900 ℃(c) and 950 ℃(d)[67]

2.2　热锻造

热锻造是指在DRTMCs基体钛合金的再结晶温度以上,施加轴向或多向压力,使得DRTMCs发生塑性变形并致密化,从而实现晶粒细化、组织均匀化、致密度提升、力学性能优化、近净成形。Zhang等[16]对网状结构3.5%TiB_w/TA15在近β转变温度下进行多向锻造,发现锻态组织没有随取向发生显著变化,增强相略有扁平化但保留三维网络结构,从而使得DRTMCs的力学性能在锻后工件不同位置保持相对均匀且有所提高,其中最大伸长率与烧结态的相比提升160%。

但DRTMCs对锻造工艺十分敏感,加工窗口窄,必须精确控制工艺参数,包括锻造温度、时间、变形速率、变形量等,才能获得理想的锻件组织与性能[2,10]。同时,DRTMCs变形抗力大,高温变形还容易发生局部塑性流变,故而很难加工出具有复杂外形的零件[12]。针对难变形或者有特殊要求的DRTMCs,一些新型的锻造方式,如模锻、等温锻造等,展现出巨大的应用潜力,在保障材料的形状、尺寸、综合性能符合要求的前提下还能节省原材料。

2.3　热轧制

热轧制是指在一定温度下利用两旋转轧辊与轧件之间的摩擦力将轧件拉入辊缝,轧辊对DRTMCs沿厚度方向施加压应力,使材料向轧制方向和宽度方向产生塑性流动,从而消除内部缺陷、提高致密度、均匀增强体分布、破碎粗大组织、优化力学性能。基体显微组织沿轧制方向被显著拉长,形成明显的流变纤维组织;增强相逐渐沿轧制方向取向分布,并随着变形量的增加发生折断、破碎与细化。热轧制变形量对于DRTMCs综合性能有着较大的影响[68]:随着变形量的增加,DRTMCs的力学性能因形变强化、细晶强化而提高,但过大的变形量又会使其强度、塑性因脆化而显著降低。Wang等[14]采用不同轧制温度对 TiB_w/(TA15-Si)进行热轧变形,发现随着轧制温度的增加,初生α相和硅化物逐渐减少,转变β相和次生α相逐渐

增多，同时增强体的长径比增大，这是由相变、Si的溶解、较低的变形抗力引起。1100 ℃轧制的DRTMCs获得优异的综合极限抗拉强度，在室温、600、650、700 ℃下抗拉强度分别达到1260、843、729、595 MPa，对比烧结态分别提高了13.4%、38.2%、36.3%、21.9%，强化机制主要归因于基体晶粒细化和TiB载荷转移。王帅等[69]采用RHP制备3.5%TiB_w/TA15，随后在1000 ℃进行60%变形量的热轧制，室温抗拉强度、伸长率、600 ℃抗拉强度分别由烧结态的1111 MPa、4.9%、612 MPa提升至1248 MPa、10.5%、811 MPa。该团队认为强度和高温性能的提升是由于基体晶粒细化、TiB_w定向分布以及硅化物的阻碍作用增强，塑性的提升是由于基体连通性增强、晶粒细化以及双态组织的动态再结晶行为。

尽管热轧制可以提升DRTMCs的综合性能，但是选用不当的工艺参数可能诱发增强相过度断裂等问题，从而导致材料性能下降[14,63]。另外，传统两相区热轧制难以精确调控基体组织或者硅化物的分布、尺寸等[63,69]。

2.4 热挤压

热挤压是指在高温下对DRTMCs施加三向压应力，使其在密闭挤压筒内产生塑性流动并通过定径模具，获得丝材或棒材的成形方法。热挤压的单次变形量大，因此形变强化效果显著，可充分细化基体组织并使增强相定向排列[10]。Hu等[71]和Wang等[71]研究了热挤压对TiB_w/Ti60的影响，发现热挤压使得DRTMCs原始等轴网络结构被拉长，TiB_w晶须得到有效分散且沿挤压方向定向排列，晶粒尺寸显著细化并出现亚结构和织构。在TiB_w定向分布、细晶强化、亚结构强化、织构强化的耦合作用下，热挤压显著提高TiB_w/Ti60的强度、伸长率以及高温性能；其中挤压态3.4%TiB_w/Ti60表现出优异的综合性能，室温抗拉强度达到1364 MPa，伸长率达到6%，在600、700 ℃的高温抗拉强度分别提升至919、710 MPa。Hu等[70]还发现随着TiB_w体积分数的增加，TiB_w/Ti60的断裂机制也从脆性、塑性断裂相结合变为完全的脆性解理断裂。Li等[15]研究了热挤压对TiC和TiB混杂增强钛基复合材料的影响，发现由于基体与增强体之间载荷传递，DRTMCs的抗拉强度相比基体提高了74%。此外，Huang等[72]和Wang等[73-74]还将热挤压与热处理工艺相结合，协同调控DRTMCs的组织与性能。烧结态的5%TiB_w/Ti64复合材料抗拉强度为1090 MPa、伸长率为3.5%，经1100 ℃热挤压后分别提升至1230 MPa、6.5%，再经过固溶和时效处理后，抗拉强度进一步大幅提升至1388 MPa。

根据以上分析可知，无论是高含量还是低含量增强相强化、单一增强或混杂增强的DRTMCs，在适宜的工艺参数下施加热挤压都可以调控组织、优化性能。并且，将热挤压与热处理结合使用也是强化的良好思路，可以根据实际生产需要调控DRTMCs组织，获得优异的综合性能。

2.5 超塑性变形

超塑性变形是一种基于蠕变的成形技术，在0.6～0.7T_m（T_m为基体钛合金熔点）的高温区间、10^{-4}～10^{-2} s^{-1}的低应变速率下，以晶界滑移、位错运动与动态再结晶的变形机制[12,75]，实现均匀大塑性变形（有时超过1000%的均匀伸长率）。超塑性变形可以制备单件复杂形状的大型构件，同时避免使用紧固件进行装配，从而减轻构件质量。同时，超塑性变形属近净成形技术，工艺规程短，节约原材料，加工成本降低，加工精度高[10,12]。Zhang等[75]设计两种不同的预处理工艺路线，显著提高TiB_w/近α-Ti变形能力、实现超塑性变形。通过对烧结后的DRTMCs进行固溶和单向锻造，获得晶粒尺寸约为3 μm的等轴组织，最大伸长率高达348%；在固溶和单向锻造结束后，在980 ℃退火30 min，获得晶粒尺寸约为8 μm的双态组织，最大伸长率为161%；变形温度低于800 ℃时，变形以位错运动为主要机制，而800 ℃时则以晶界滑移为主。

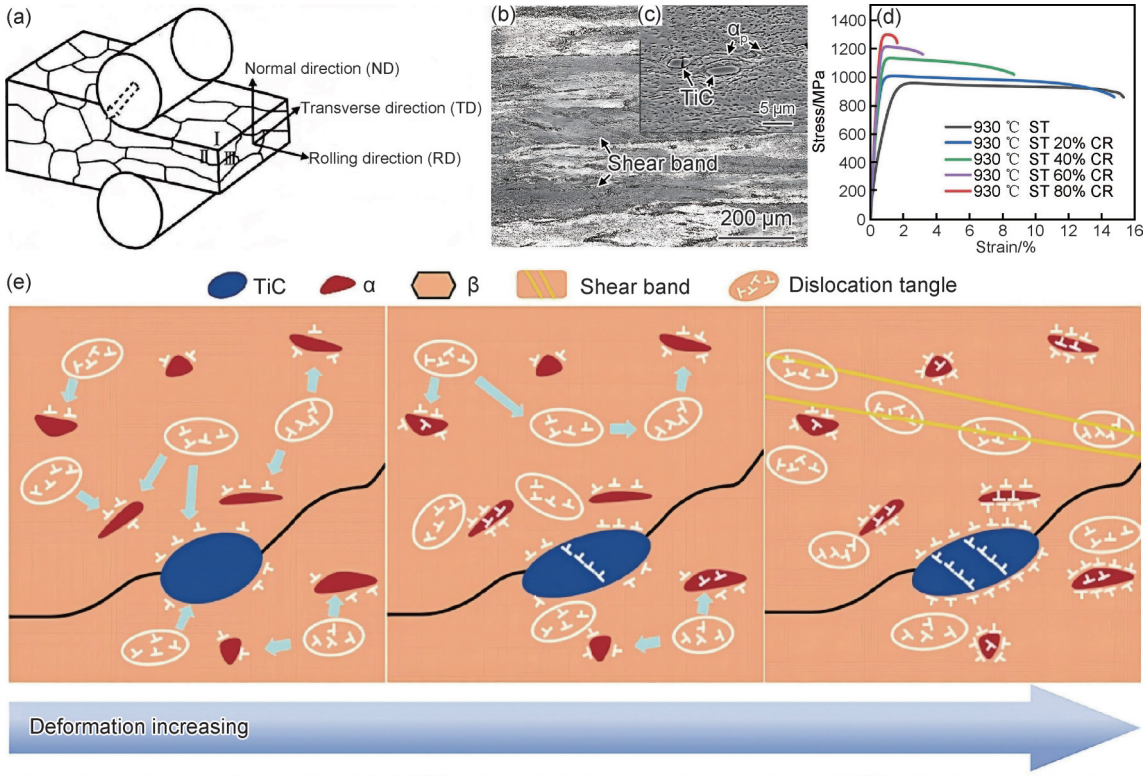
DRTMCs的超塑性主要受变形温度、应变速率、晶粒尺寸三个因素的影响，可以利用数字化仿真确定最佳的变形温度和应变速率，结合锻造、轧制等热加工技术细化晶粒。现有的研究大多聚焦于等轴组织的DRTMCs，对于片层组织的DRTMCs研究较少。

3 冷变形加工

由于钛合金基体室温塑性较差，且高硬、高强、难变形增强相的存在易导致增强相开裂、界面脱粘等问题[2,10,63]，所以冷变形加工的应用受到显著限制，通常不作为构件的主要成形手段。冷变形加工一般用于DRTMCs构件的近净成形，获得精确尺寸与良好表面质量，也可用于提高强度硬度及表面强化处理。由于冷变形加工温度低于DRTMCs基体钛合金的再结晶温度（常为室温），所以加工过程中不发生动态再结晶，以位错的滑移和孪生为主要变形机制，伴随晶粒拉长、破碎、细化，形成纤维状或流线型组织与高密度位错亚结构，产生显著加工硬化。DRTMCs的冷变形加工工艺以冷拔、冷轧、冷锻、冷挤压及表面冷变形强化为主。

冷拔多用于丝材、细棒材成形，需采用小道次、多道次加工模式，且中间需穿插去应力退火工序，以缓

解加工内应力、避免构件失效，同时可实现增强相取向调控与表面粗糙度降低。冷轧主要应用于板材的薄化、校平及表面质量优化，可有效提高板材致密度、细化表面组织并引入加工硬化效应。Khatirkar等[76-77]提出冷轧BCC金属会形成α纤维和γ纤维，并在亚稳定β型钛合金Ti-15333冷轧至80%减薄率后观察到强烈的α和γ纤维织构。与热轧相同，冷轧使得材料沿轧制方向(RD)、法向(ND)、横向(TD)呈现差异化的组织形貌，等轴组织沿轧制方向被拉长，如图4(a)所示[78]。Yan等[79]对2%TiC/近β-Ti在两相区固溶处理后进行冷轧，发现室温轧制会导致TiC颗粒断裂同时形成γ丝织构和剪切带；随着变形量的增加，以牺牲一部分塑性为代价，强度得到提升。图4(e)[79]展示了剪切带的形成机制，随着轧制变形量的增加位错数目增加，一部分位错在初生α相和TiC颗粒周围及内部发生缠结，未被阻碍的位错在基体中形成应力集中，最终导致基体在轧制过程中发生塑性失稳、形成剪切带(黄色直线)。



ST-solution treatment；CR-cold rolling

图4　2%TiC/近β-Ti冷轧过程中剪切带的形成与性能演变

(a)轧制过程中组织演变示意图[78]；(b)，(c)2%TiC/近β-Ti室温轧制60%变形量后的显微组织[79]；(d)2%TiC/近β-Ti经不同变形量冷轧后的拉伸性能[79]；(e)2%TiC/近β-Ti冷轧过程中剪切带的形成机制[79]

Fig.4　Shear band formation and property evolution in 2%TiC/near β-Ti during cold rolling

(a)schematic illustration of the microstructure evolution during rolling deformation process[78]；(b)，(c)microstructure of 2%TiC/near β-Ti after cold rolling with 60% deformation at room temperature[79]；(d)tensile properties of 2%TiC/near β-Ti after cold rolling with different deformations[79]；(e)mechanism of shear band formation during cold rolling for 2%TiC/near β-Ti[79]

总体而言，DRTMCs冷变形加工以辅助成形与性能强化为主，且需与热处理工艺协同配合。现有关于冷变形加工对DRTMCs组织及性能影响的研究依然有限。

4　连接技术

对于大尺寸、形状复杂的零件，上述制备工艺与加工技术难以一次成形，而焊接解决了DRTMCs自身以及与其他材料的连接问题[17-18]。DRTMCs由塑韧性好、焊接性好的钛合金基体与强硬度高、焊接性差的陶瓷增强相组成，焊接过程可能会遇到一系列问题[13,18,80]：(1)基体与增强相发生化学反应；(2)重熔后增强体易偏聚；(3)增强体的存在增大液态金属黏度，降低熔池流动性，从而导致成形困难及焊接缺陷的产生；(4)增强体容易被破坏；(5)基体与增强相之间热膨胀系数等物理化学性质差异巨大，焊接过程中易开

裂。另外，不同类型的DRTMCs焊接界面结构不同，不同焊接工艺也各具优势，所以在进行DRTMCs的焊接时，需结合材料本身与服役要求选择适宜的焊接方法与合适的工艺参数。国内外适合DRTMCs的焊接方法主要有电弧焊、激光焊、电子束焊、钎焊、扩散焊、摩擦焊等，表1总结了这些方法的优缺点及其适用范围。

表1 DRTMCs的主要焊接方法及其优缺点与适用范围

Table 1 Main welding methods of DRTMCs, their advantages, disadvantages and application scope

Welding technology	Joint strength coefficient	Advantage	Disadvantage	Application scope
Arc welding	0.6-0.75	Low cost, high efficiency and simple operation; suitable welding wire can be selected to suppress interfacial reactions	Prone to interfacial reactions; wide weld seam and large welding heat-affected zone; high sensitivity to porosity	Most non-ferrous metals
Laser beam welding	0.8-0.85	Strong penetration capability and high welding speed; small joint deformation and heat-affected zone; low porosity tendency; precise control of process parameters	High equipment cost; difficult to avoid interfacial reactions	Plates, bars and complex workpieces with high precision
Electron beam welding	0.8-0.85	Strong penetration capability and high welding speed; small joint deformation and heat-affected zone; low porosity tendency; vacuum environment	High welding cost; complex welding process with numerous controllable parameters	Plates, bars and complex workpieces with high precision
Brazing	0.5-0.6	Low heating temperature minimizes interfacial reactions; smooth and flat joint surface	Low welding efficiency; poor mechanical properties	Plates and billet cladding
Diffusion welding	0.9-0.95	No interfacial reactions; interlayer can be utilized to optimize joint performance	Low production efficiency and high cost; difficult process design with multiple parameters to select	Billet cladding and small-sized simple components
Friction welding	0.9-1.0	No interfacial reactions; high joint strength; high efficiency and low energy consumption	Complex equipment with severe tool wear and high cost	Small-sized simple components

Liu等[81-83]采用扩散焊方法，成功制备出一系列不同Ti层厚比的层状Ti-TiB_w/Ti复合材料。拉伸结果表明，随着纯Ti厚度的减小，叠层复合材料的强度逐渐提高，而伸长率降低，但叠层复合材料的强度与伸长率均强于纯Ti。熔焊具有生产效率高、工况适应强、金属耗损小、接头性能优异的优势[13,18,80,84]，在DRTMCs的焊接制造中潜力巨大，熔焊主要有电弧焊、激光焊、电子束焊。宋英杰[80]采用激光焊和电子束焊完成(3.5%TiB_w+2%$(TiZr)_5Si_3$)/TA15薄板焊接工作，通过改进焊接工艺获得高质量焊接接头，同时深入分析焊接接头的形成机制、组织形貌、力学性能。图5为电子束焊接接头结构与显微组织，如图所示[80]，宋英杰根据组织变化将焊接接头分为母材区、热影响区、焊缝区，两种焊接方法获得的接头均具有良好的室温强度和高温强度。

总体而言，焊接解决了DRTMCs同种或异种材料的连接问题，推动制备性能优异的大尺寸、复杂形状的DRTMCs构件，展现出巨大的适应性和应用前景。但是现有关于焊接的研究大多集中在铝基复合材料和钛合金，焊接DRTMCs的报道较少。在未来应加强这些方面的研究：(1)针对具体的DRTMCs，采用合理的焊接方法，同时优化焊接工艺参数；(2) DRTMCs的焊接冶金过程较钛合金更复杂，亟须开展深入的理论研究，包括焊接过程中基体和增强体的演变规律、焊接接头在室温或者高温下的变形机制等；(3)研究焊接过程中气孔、表面氧化、裂纹等缺陷的形成机制与抑制方法；(4)关于DRTMCs的性能研究，应开展多维度表征与分析，涵盖静态拉伸、动态疲劳及高温蠕变等关键性能，以便全面评估材料综合力学行为；(5)焊后热处理对恢复DRTMCs焊接接头性能的作用有待系统研究。

5 机加工

机加工是针对DRTMCs开展的材料去除成形工艺，通过车、铣、磨、钻等机械加工手段，在精准调控切削力、切削温度等关键工艺参数的基础上，将DRTMCs坯体加工为满足尺寸精度、形位公差及表面质量要求的构件，是实现DRTMCs近净成形后精密成形与功能化的核心技术环节。传统的机加工使用刃具、砂轮、磨盘或磨料去除材料，主要包括切削加工(车削、铣削、钻孔、镗孔等)和磨削加工(磨削、珩磨、研磨、抛光等)[19-20,85]。然而，DRTMCs基体与增强体性能差异增大了机加工难度，钛合金基体韧性强、化学活性高，陶瓷增强相硬度高、脆性大，这不仅使得机加工后刀具磨损严重，而且可能导致材料性能降低。另外，对于难加工、复杂形状的DRTMCs零件，机加工过程往往伴随着切削力和切削温度高、刀具磨损快、材料去除率低、加工精度差、加工缺陷多等问题[85-87]。

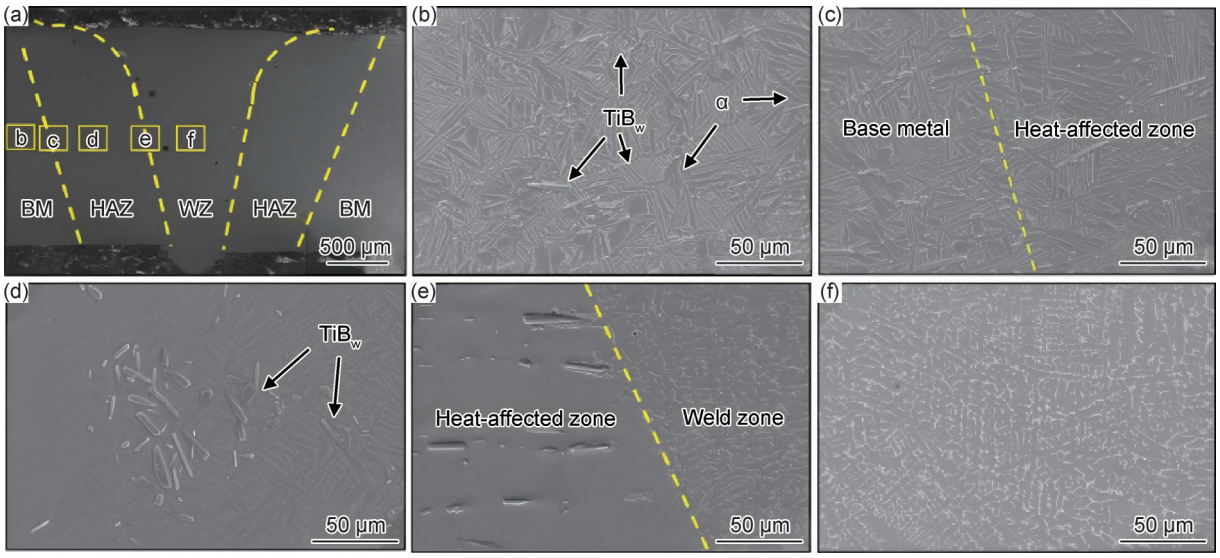


图 5　电子束焊接接头结构与显微组织[80]

(a)接头整体;(b)母材区;(c)母材区/热影响区;(d)热影响区;(e)热影响区/焊缝区;(f)焊缝区

Fig.5　Structure and microstructure of electron beam welded joints[80]

(a)overall joint structure;(b)base metal;(c)base metal/heat-affected zone;(d)heat-affected zone;(e)heat-affected zone/weld zone;(f)weld zone

针对DRTMCs现有的机加工难题,当前的国内外研究主要可归纳为两大核心思路。其一,围绕材料本身与工艺参数对机加工性能的影响规律展开研究,通过调控材料组分与工艺参数,实现对机加工过程的精准指导,进而使构件在加工后获得优良的综合性能[88-90]。Pramanik等[88]研究了铣削加工金属基复合材料的高周恒应力幅疲劳性能,发现增强体的存在和颗粒尺寸是影响疲劳寿命的最主要因素。Zhang等[89]对激光熔覆原位自生(TiB_w+TiC_p)/Ti进行切削实验,结合实验和仿真结果探索不同切削条件下颗粒的去除机理和改性层的形成机理。其二,着力于机加工新理论的剖析与新型机加工工艺的开发[85,91-92]。Bejjani等[91]发现与钛合金相同,DRTMCs在切削过程中也会产生分段切屑,其特征为绝热剪切带(ASB)。经TEM观察,ASB内部的微观结构由细长的和等轴的纳米尺寸晶粒组成,ASB内部的高应变区位错密度低,而位于切屑段内应变较小区域的晶粒亚结构为高密度位错。一些新兴的机加工工艺,又称为能场辅助机械加工,利用非传统能源(振动、激光、电等)来改善局部材料的可加工性和减轻机械加工负担的混合工艺,这为提高材料去除率和表面质量、降低切削力和切削热、延长刀具寿命提供了一种可行且有前景的方法[20,85]。在高速切削DRTMCs过程中,刀具主要发生磨粒磨损、黏结磨损、扩散磨损、氧化磨损,而在大多数切削条件下,硬质陶瓷颗粒刮擦刀具表面引发的磨粒磨损为主导磨损机制;激光辅助加工将工件局部加热,使得增强颗粒在切削力作用下被推入软化的基体中而非刮擦刀具表面,进而显著抑制磨粒磨损[19,90]。

尽管传统的机加工工艺具有刀具磨损、加工缺陷等问题,但其理论体系成熟、应用范围广、对材料性能影响小,可以实现DRTMCs构件几何轮廓、表面形貌和位置精度的精确控制,仍然具有极高的应用前景。能场辅助机械加工以及增材制造等新兴技术使得减少材料损耗、制备复杂结构成为可能,也是未来的研究焦点。另外,结合数据驱动方法与人工智能技术可显著提升DRTMCs的产品质量和加工效率,实现刀具寿命的精准预测。

6　典型应用

近年来在DRTMCs组织与性能研究方面取得长足进展,表2[6,14-16,23,25,29-31,33-34,38,41,43-44,48-49,54,56,64-65,69-72,74,80,82]和表3[14,16,22,25,34,36,39,41,69-71,73,80]分别展示了通过不同工艺路线制得的DRTMCs的室温与高温力学性能。各类增强相的引入使得DRTMCs强度、硬度显著提升;对于同一种材料,不同的制备工艺使其展现出迥异的力学性能;同时,后续的热加工变形和热处理可以进一步改善DRTMCs的力学性能,使其获得强度与塑性的良好配合。

哈尔滨工业大学耿林、黄陆军课题组突破多项制备工艺与加工技术方面的瓶颈问题,研制出多规格DRTMCs构件(如图6所示),实现了“轻质、耐热、高强、耐腐蚀、可变形加工”DRTMCs在航空航天等领域的工程化产业化应用。

表 2 近期研究中非连续增强钛基复合材料的室温力学性能

Table 2 List of recent studies of DRTMCs and their room temperature mechanical properties

Matrix	Reinforcement	Processing route	Property					Reference
			RD/%	Hardness	YS/MPa	UTS/MPa	δ/%	
TC4	10% (mass fraction) microscale TiC_p	Gas-solid reaction+HIP	98.0	40HRC	1080	1120	2.0	[22]
Ti	15% microscale TiC_p	Gas-solid reaction+CIP	98.3		628	715	12.1	[23]
Ti	Microscale TiC_p and TiB_w	MC+HF			1244	1330	2.7	[25]
Ti-7.8Cr	Microscale TiC_p	MC		38HRC		862	5.0	[29]
Ti-7.8Cr-1.0Nb	Microscale TiC_p	MC		47HRC		1353	4.4	
Ti-B20	0.88% microscale TiB_w, 1.32% microscale TiCp	MC+HF+HT		465HV	1500	1625	7.0	[30]
TA15-Si	3.5% microscale TiB_w	RHP			976	1111	4.9	[14]
TA15-Si	3.5% microscale TiB_w	RHP+HR			1097	1248	10.5	
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP+HF				1100	9.2	[16]
TC4	3.5% microscale TiB_w, 4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles	RHP			1004	1160	4.0	[33]
TC4	1% microscale TiB_w, 4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles	RHP			990	1150	6.4	[34]
Ti55	3% microscale TiB_w, 2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles	RHP			1070	1158	5.1	[38]
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP	99.0		976	1111	4.9	[69]
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP+HR	99.7		1097	1248	10.5	[69]
Ti60	3.4% microscale TiB_w	RHP+HE			1258	1377	5.0	[70]
Ti60	3.4% microscale TiB_w	RHP+HT+HE			1294	1364	5.5	[71]
TC4	5% microscale TiB_w	RHP+HE				1230	6.5	[72]
TC4	5% microscale TiB_w	RHP+HE+HT		430HV	1310	1365	7.9	[74]
Ti-6.5Al-2.5Zr-1Mo-1V-0.3Si	Microscale TiB_w	RHP+HC			1015	1065	11.3	[64]
Ti-6.5Al-2.5Zr-1Mo-1V-0.3Si	Microscale TiB_w	RHP+HT+HC			1100	1136	7.7	
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP+HC		381HV		1803	12.7	[65]
TA15	3.5% microscale TiB_w, 2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles	RHP+HR	99.4		1015	1103	8.3	[80]
TA15	3.5% microscale TiB_w, 2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles	RHP+HR+EBW				1191	4.8	[80]
TA15	3.5% microscale TiB_w, 2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles	RHP+HR+LBW				1210	5.2	[80]
Ti	Laminated Ti-TiB_w/Ti	RHP+DW			541	630	19.0	[82]
TC4	5% microscale TiB_w	HIP				1063	10.1	[41]
TC4	8.3% microscale TiB_w	HIP				1284	6.7	[41]
TA15	5% nano-scale TiB_w	HIP	100.0		894	1004	13.3	[43]
TA15-Si	3.5% micro-nano dual-scale TiB_w	HIP	99.9		1036	1161	6.6	[44]
TA15-Si	5.0% micro-nano dual-scale TiB_w	HIP	99.9		1059	1193	2.4	
Ti	10.8% microscale TiB_w, 2.8% microscale TiC_p	SPS+HE			916	1138	2.6	[15]
TC4	1% nano-scale TiN particles	SPS	99.7	430HV				[48]
TC4	Microscale TiC_p, nano-scale Ti_2Cu particles	SPS			1059	1125	5.3	[49]
TC4	1.7% nano-scale TiB_w	LPBF				1361	4.0	[54]
TC4	3+2 laminated TC4-(TiB+TiC)/TC4	LMD		386HV	1021	1143	5.2	[6]
TC4	1+1 laminated TC4-(TiB+TiC)/TC4	LMD				939	1.2	
TC4	2% microscale TiB_w	WAAM		382HV	1041	1623	29.3	[56]
TC4	5% microscale TiB_w	WAAM		404HV	1224	1534	20.3	
TC4	10% microscale TiB_w	WAAM		434HV	1456	1702	19.7	

Note: CIP = cool isostatic pressing, HR = hot rolling, HF = hot forging, HE = hot extrusion, HC = hot compression, HT = heat treatment, EBW = electron beam welding, LBW = laser beam welding, DW = diffusion welding, RD = relative density, YS = yield strength, UTS = ultimate tensile strength, δ = elongation

表 3　近期研究中非连续增强钛基复合材料的高温力学性能

Table 3　List of recent studies of DRTMCs and their high temperature mechanical properties

Matrix	Reinforcement	Processing route	Temperature/℃	UTS/MPa	δ/%	Reference
TC4	10% (mass fraction) microscale TiC_p	Gas-solid reaction+HIP	350	750	4.5	[22]
			500	700	6.0	
			650	400	8.1	
TC4	15% (mass fraction) microscale TiC_p	Gas-solid reaction+HIP	350	810	1.5	
			500	720	2.8	
			650	420	6.5	
Ti	Microscale TiC_p and TiB_w	*M*C+HF	600	827.7	13.9	[25]
			650	718.5	24.3	
			700	550.1	41.9	
TA15-Si	3.5% microscale TiB_w	RHP	600	612		[14]
			650	535		
			700	488		
TA15-Si	3.5% microscale TiB_w	RHP+HR	600	843		
			650	729		
			700	595		
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP	600	580	9.7	[16]
			650	493	24.0	
			700	410	11.3	
TA15	3.5% microscale TiB_w	RHP+HF	600	612	37.0	
			650	437	43.0	
			700	313	60.0	
TC4		RHP	550	440	12.4	[34]
	4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles			636	9.7	
	1% microscale TiB_w,			684	18.0	
	4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles					
	3.4% microscale TiB_w,			770	11.5	
	4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles					
TC4	3.4% microscale TiB_w,	RHP	550	770	11.0	[36]
	4% submicro-scale Ti_5Si_3 needles		600	610	15.0	
			650	510	14.5	
Ti55	3% microscale TiB_w,	RHP	300	820	13.0	[39]
	2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles		500	760	12.0	
			600	680	15.8	
			650	610	15.0	
			700	519	20.0	
TA15	2% microscale TiB_w	RHP+HR	600	767	24.6	[69]
	3.5% microscale TiB_w			811	18.5	
	5% microscale TiB_w			820	20.8	
TA15	2% microscale TiB_w	RHP+HR	650	698	42.1	
	3.5% microscale TiB_w			678	37.2	
	5% microscale TiB_w			682	25.8	
Ti60		RHP+HE	600	759	16.6	[70]
	3.4% microscale TiB_w			925	15.0	
Ti60	3.4% microscale TiB_w	RHP+HT+HE	600	919	14.0	[71]
			700	710	21.0	
			800	380	29.0	
Ti60	3.4% microscale TiB_w	RHP+HE+HT	700	760	15.0	[73]
			750	540	19.0	
			800	400	17.0	
TA15	3.5% microscale TiB_w,	RHP+HR+EBW	600	705	10.4	[80]
	2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles		700	455	16.6	
TA15	3.5% microscale TiB_w,	RHP+HR+LBW	600	708	13.5	
	2% submicro-scale $(TiZr)_5Si_3$ particles		700	454	25.9	
TC4	5% microscale TiB_w	HIP	500	582	17.6	[41]
			600	397	22.7	
			700	209	26.2	
TC4	8.3% microscale TiB_w	HIP	500	656	12.2	
			600	456	17.1	
			700	241	23.4	

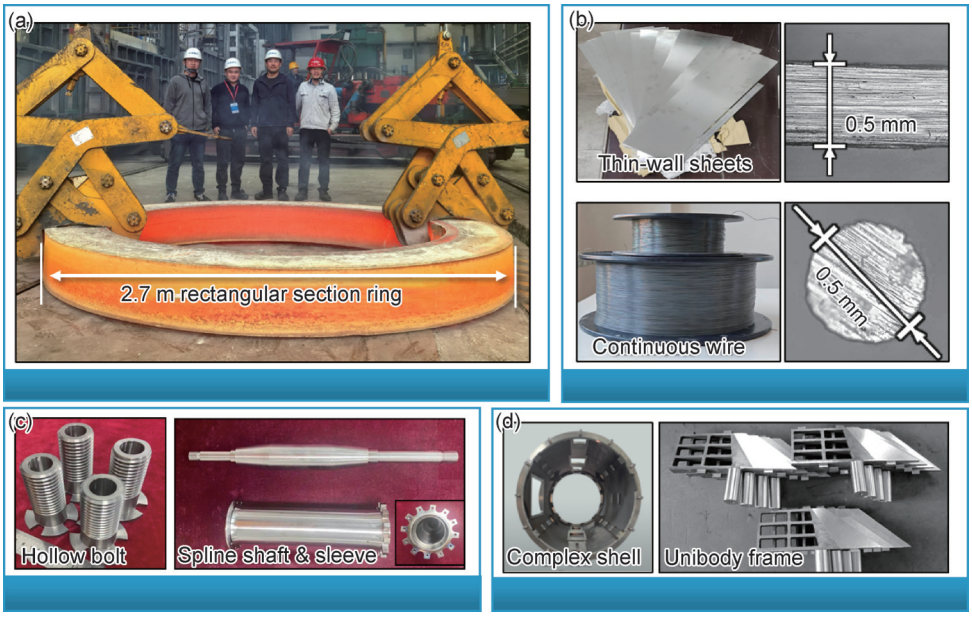


图6 非连续增强钛基复合材料典型构件及应用

(a)大尺寸热成形构件;(b)冷加工板材及丝材精密成形;(c)精密构件机加工;(d)热等静压近净成形

Fig.6 Applications of DRTMCs in various fields

(a)large-size hot formed structures;(b)cold-formed productions;(c)precision machine-formed components;(d)HIP near-net shape component

(1)大尺寸热成形构件。面向新动力深空探测卫星对超大尺寸轻质耐热钛基复合材料适配构件的迫切需求,针对热压炉体尺寸有限、难以直接成形1500 mm以上复杂构件的难题展开攻关。采取先热等静压制备大质量坯锭、再热加工成形大尺寸构件的工艺路线,先后攻克了3吨级钛基复合材料均质坯锭制备、热加工形性一体化控制及大尺寸构件热应力释放等多项技术难题,成功制备了外径达2.7 m的钛基复合材料环件,质量及尺寸均达到钛基复合材料现有报道最高水平。所制备的钛基复合材料适配构件承温能力较TA15合金提升近200 ℃,助力新动力卫星在高温高应力极端环境下长时服役。

(2)冷加工板材及丝材精密成形。针对DRTMCs在板材冷轧及丝材冷拉过程中易开裂或断裂的问题,通过热处理与热变形相配合获得了具有细小基体组织的钛基复合材料,显著降低了材料的屈强比,提升了材料冷加工性能。研制出多种规格的冷轧钛基复合材料板材及冷拉钛基复合材料丝材,板材最小厚度及丝材最小直径均达0.5 mm。所制得的板材超塑性变形性能良好,可用于制备轻质耐热薄壳结构;所制得的丝材屈服强度达1100 MPa,可用于合股制备高强高刚度钛基复合材料缆绳,也可用于复杂构件的定向能量沉积增材制造。

(3)钛基复合材料构件精密机加工。针对航空航天飞行器传动件及连接件的配合需求,开展了耐热钛基复合材料精密构件机加工成形技术研究,攻克了机加工表面质量控制难题。成功研制了航空发动机用轴和花键轴套,与传动机构配合良好,将钛合金构件服役温度提升至730 ℃,助力航空发动机推重比提升。研制了航天飞行器头锥连接件,攻克了传统高温合金与碳-碳耐热头锥热膨胀系数不匹配易胀裂、钛合金服役温度不足的难题,通过800 ℃飞行考核,质量较高温合金构件降低40%。

(4)热等静压近净成形构件。针对复杂内腔结构机械加工刚度不足、成形困难,变截面结构机加工去除量大(可达95%以上)、材料浪费严重加工周期长等问题,对钛基复合材料热等静压近净成形技术展开了攻关。利用高精度刚性芯模与柔性包套配合,结合有限元仿真尺寸补偿,实现了航天飞行器用复杂内腔薄壁锥筒构件的近净成形,内腔仅需加工定位面,极大提高了成形精度。利用变截面包套热等静压,实现了空气舵骨架结构舵面-舵轴一体成型,大幅降低了变截面结构机加工去除量,规避了舵面-舵轴焊接连接导致的失效风险。

7 结束语

DRTMCs凭借轻质、耐热、高强、耐腐蚀、可变形加工等核心优势,已成为航空航天、武器装备、海洋工程、生物医学等领域的关键候选材料。未来关于

DRTMCs的研究应聚焦基础理论突破与关键技术攻关，推动材料体系向更高性能、更宽应用场景延伸，具体应做好以下几个方面的工作。

（1）多元多尺度与仿生结构的精准设计，实现强度-塑性-耐热性协同提升。开展多元多尺度结构设计，通过调控球磨工艺、烧结温度、冷却速度等关键参数，精准实现TiB、TiC、Ti_5Si_3、$(TiZr)_5Si_3$等不同尺度增强相的非均质分布，进而提升DRTMCs强塑性与高温性能。另外，开展仿生复合结构靶向设计，借鉴珍珠层、骨骼等天然仿生结构，设计钛基体-陶瓷增强体交替叠层、梯度复合等新型构型，依托界面位错调控、载荷传递强化与细晶强化的耦合效应，精准解决DRTMCs强度与塑性倒置的核心难题。

（2）原位自生制备工艺的迭代升级，兼顾低成本、高效化、优良性能与大尺寸成形。一方面，改进熔炼铸造法的熔体处理与凝固控制技术，结合超声振动、电磁搅拌等外场辅助手段，抑制晶粒粗大与组织偏析，实现批量化大尺寸铸坯的高质量制备。另一方面，升级粉末冶金工艺，优化反应热压、热等静压的力热耦合参数，解决纳米增强相聚集、界面反应失控等问题；同时突破放电等离子烧结的设备尺度限制，开发大型化SPS装备，实现精密构件的快速成形。

（3）增材制造技术的深度开发，突破复杂结构与梯度复合材料的成形瓶颈。针对DRTMCs增材制造过程缺陷频发、工艺适配性差、性能稳定性不足等核心问题，未来可围绕两条解决路径进行优化与探索。一是重点针对成形过程最频发的熔池球化、内部孔隙缺陷两大难题，建立专项调控策略：合理匹配激光功率、扫描速率、扫描层厚等工艺参数，比如固定线能量密度（激光功率与扫描速度的比值），通过协同调控激光功率与扫描速率，避免熔体出现球化或飞溅问题，构建出稳定的传导型熔池；引入超声振动、电磁约束等外场辅助工艺，抑制熔池气泡滞留，精准消除内部孔隙缺陷，同时规避微裂纹萌生问题。二是开发材料智能化成形技术，搭建“工艺参数-微观组织-力学性能”全维度数据库，结合机器学习算法实现工艺参数智能迭代优化。

（4）冷/热变形加工与热处理的协同调控，实现组织与性能的精准定制。针对DRTMCs变形加工窗口窄、精密构件成形困难等问题，细化三大可落地研究的突破口。一是热加工工艺窗口标准化，结合热物理模拟与有限元仿真，构建DRTMCs在不同相区的热变形本构模型，量化锻造、轧制、挤压的最优温度、应变速率、变形量区间，实现增强相定向排列与基体晶粒可控细化。二是冷加工工艺体系完善，通过多道次小应变冷变形破碎团聚增强相、细化基体组织，结合低温去应力退火调控残余应力，从而实现精密构件稳定成形。三是构建“冷/热变形-热处理”一体化调控体系，实现DRTMCs力学性能的定制化开发。

（5）连接与机加工技术的创新，实现DRTMCs构件的全流程精密制造。连接技术方面，根据DRTMCs性能特点，采用合理的焊接方法、优化焊接工艺，制备出性能优异的大尺寸、形状复杂零件，同时加强增强体与基体在焊接过程中演变机制的研究。机加工方面，针对陶瓷增强相导致的刀具磨损快、加工表面质量差等问题，开发能场辅助机械加工技术，降低切削力与切削温度，提升材料去除率与加工精度；同时结合人工智能与数字孪生技术，构建刀具磨损实时监测与精准预测模型，实现机加工过程智能化调控。

（6）工程化与产业化应用的推进，实现多领域的规模化替代。以航空航天等领域的实际需求为导向，持续开发低成本高性能钛基复合材料，推动DRTMCs的工程化制备与产业化应用。针对航空航天领域，开发大尺寸整体构件、小尺寸精密构件、复杂薄壁构件等的批量化制备技术，实现在发动机、飞行器等核心部件的应用，完成对传统钛合金、镍基高温合金的轻量化替代。同时，构建DRTMCs的产业化制备工艺链，优化原材料制备、成形加工、性能检测的全流程工艺，降低制造成本，推动材料从实验室研究向工业化规模生产的跨越。

参考文献

[1] 黄陆军，耿林.非连续增强钛基复合材料研究进展[J].航空材料学报，2014，34(4)：126-138.
Huang L J，Geng L. Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites [J]. Journal of Aeronautical Materials，2014，34(4)：126-138.

[2] 潘宇，况帆，路新.非连续增强钛基复合材料的研究现状及应用进展[J].材料导报，2024，38(21)：175-184.
Pan Y，Kuang F，Lu X.Development and application of discontinuously reinforced titanium matrix composites[J].Materials Reports，2024，38(21)：175-184.

[3] 吕维洁.原位自生钛基复合材料研究综述[J].中国材料进展，2010，29(4)：41-48.
Lv W J. An overview on the research of *in-situ* titanium matrix composites[J].Materials China，2010，29(4)：41-48.

[4] Huang L J，An Q，Geng L，et al.Titanium matrix composites：multi-scale architecture and superior high-temperature performance of discontinuously reinforced titanium matrix composites [J]. Advanced Materials，2021，33(6)：2170039.

[5] Jiao Y，Huang L J，Geng L.Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites[J].Journal of Alloys and Compounds，2018，767：1196-1215.

[6] Xu D Q, Fan Q S, Lu X X, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of laminated Ti6Al4V/titanium matrix composites fabricated by laser melting deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1051: 185427.

[7] Zhao Y X, Xu Q, Chai L J, et al. Corrosion behavior of TA16 titanium alloy during long-term exposure in simulated water environment of small modular reactor[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 6558-6567.

[8] Tulinski M, Jurczyk M U, Arkusz K, et al. Nanotechnology for biomedical applications: synthesis and properties of Ti-based nanocomposites[J]. Nanomaterials, 2025, 15(18): 1417.

[9] Ibrahim A M H, Balog M, Krizik P, et al. Partially biodegradable Ti-based composites for biomedical applications subjected to intense and cyclic loading[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 839: 155663.

[10] 韩远飞,孙相龙,邱培坤,等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究与进展[J]. 复合材料学报, 2017, 34(8): 1625-1635.
Han Y F, Sun X L, Qiu P K, et al. Research and development of processing technology on particulate reinforced titanium matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(8): 1625-1635.

[11] 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.

[12] 韩远飞,邱培坤,孙相龙,等. 非连续颗粒增强钛基复合材料制备技术与研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(15): 62-74.
Han Y F, Qiu P K, Sun X L, et al. Progress and fabrication technology on discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(15): 62-74.

[13] 毛建伟. 原位钛基复合材料的焊接工艺与机理研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2014.
Mao J W. Research on the weldingand mechanism of *in situ* reinforced titanium matrix composites[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014.

[14] Wang S, An Q, Zhang R, et al. Microstructure characteristics and enhanced properties of network-structured TiB/(TA15-Si) composites via rolling deformation at different temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 829: 142176.

[15] 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]. Materials & Design, 2016, 95: 127-132.

[16] Zhang R, Wang D J, Yuan S J. Effect of multi-directional forging on the microstructure and mechanical properties of TiB_w/TA15 composite with network architecture[J]. Materials & Design, 2017, 134: 250-258.

[17] Ghesmati Tabrizi S, Sajjadi S A, Babakhani A, et al. Influence of spark plasma sintering and subsequent hot rolling on microstructure and flexural behavior of *in-situ* TiB and TiC reinforced Ti6Al4V composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 624: 271-278.

[18] 刘天翼,史昆,车昶,等. 钛基复合材料焊接研究进展[J]. 铸造, 2022, 71(8): 941-949.
Liu T Y, Shi K, Che C, et al. Research process on welding of titanium matrix composities[J]. Foundry, 2022, 71(8): 941-949.

[19] Escaich C, Shi Z D, Baron L, et al. Machining of titanium metal matrix composites: progress overview[J]. Materials, 2020, 13(21): 5011.

[20] Chen T, Zhao B, Lin C, et al. Machining of titanium metal matrix composites: a short review[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 130(3/4): 1003-1016.

[21] Kim Y J, Chung H, Kang S J L. *In situ* formation of titanium carbide in titanium powder compacts by gas-solid reaction[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001, 32(5): 731-738.

[22] Kim Y J, Chung H, Kang S L. Processing and mechanical properties of Ti-6Al-4V/TiC *in situ* composite fabricated by gas-solid reaction[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 333(1/2): 343-350.

[23] Zhang C, Guo Z M, Yang F, et al. *In situ* formation of low interstitials Ti-TiC composites by gas-solid reaction[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 769: 37-44.

[24] 脱锦鹏,陈安琦,姚富升,等. 颗粒增强耐热钛基复合材料设计制备研究进展[J]. 材料导报, 2025, 39(8): 195-204.
Tuo J P, Chen A Q, Yao F S, et al. Research progress on the design and fabrication of discontinuously reinforced heat-resistant titanium matrix composites[J]. Materials Reports, 2025, 39(8): 195-204.

[25] 张荻,吕维洁,杨志峰,等. 原位合成TiB和TiC增强钛基复合材料的研究[C]//复合材料技术与应用可持续发展工程科技论坛论文集. 北京:中国复合材料学会, 2006: 101-106.
Zhang D, Lv W J, Yang Z F, et al. *In-situ* synthesized (TiB+TiC)/Ti matrix composites[C]//Proceedings of the Engineering Science and Technology Forum on Sustainable Development of Composite Materials Technology and Application. Beijing: Chinese Society for Composite Materials, 2006: 101-106.

[26] Yang Z F, Lu W J, Qin J N, et al. Oxidation behavior of *in situ* synthesized (TiC+TiB+Nd_2O_3)/Ti composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 472(1/2): 187-192.

[27] 毛小南,周廉,周义刚,等. TP-650颗粒增强钛基复合材料的性能与组织特征[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(6): 620-623.
Mao X N, Zhou L, Zhou Y G, et al. Characteristic of principle properties and microstructure of TP-650 particles reinforced titanium matrix composites[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2004, 33(6): 620-623.

[28] Sen I, Maheshwari L, Tamirisakandala S, et al. Micromechanisms of damage in a hypereutectic Ti-6Al-4V-B alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 518(1/2): 162-166.

[29] Yang M N, Zhang J C, Yang X G, et al. Effect of Nb addition on microstructure and mechanical properties of TiC/Ti-7.8Cr composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 1083-1094.

[30] Rahoma H K S, Wang X P, Kong F T, et al. Effect of (α+β) heat treatment on microstructure and mechanical properties of (TiB+

TiC)/Ti-B20 matrix composite[J]. Materials & Design, 2015, 87:488-494.

[31] Wang X Y. Visual phenomena and in-depth analysis in the high-temperature fatigue crack growth behavior in hybrid-TiB/TiC reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1037:182238.

[32] Huang L J, Geng L, Peng H X. Microstructurally inhomogeneous composites: is a homogeneous reinforcement distribution optimal?[J]. Progress in Materials Science, 2015, 71:93-168.

[33] Jiao Y, Huang L J, Duan T B, et al. Controllable two-scale network architecture and enhanced mechanical properties of (Ti_5Si_3+TiB_w)/Ti6Al4V composites[J]. Scientific Reports, 2016, 6: 32991.

[34] Jiao Y, Huang L J, Wang S, et al. Effects of first-scale TiBw on secondary-scale Ti_5Si_3 characteristics and mechanical properties of *in-situ* (Ti_5Si_3+TiB_w)/Ti6Al4V composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 704:269-281.

[35] Jiao Y, Huang L J, Geng L, et al. Strengthening and plasticity improvement mechanisms of titanium matrix composites with two-scale network microstructure[J]. Powder Technology, 2019, 356: 980-989.

[36] Jiao Y, Huang L J, An Q, et al. Effects of Ti_5Si3 characteristics adjustment on microstructure and tensile properties of *in-situ* (Ti_5Si_3+TiB_w)/Ti6Al4V composites with two-scale network architecture[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 673: 595-605.

[37] Jiao Y, Huang L J, Wei S L, et al. Nano-Ti_5Si_3 leading to enhancement of oxidation resistance[J]. Corrosion Science, 2018, 140: 223-230.

[38] Chen X, Huang L J, Song J P, et al. Towards strength-ductility synergy of titanium matrix composites through configuration design: mesoscale deformation and damage behaviors[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 283:111651.

[39] Chen X, Huang L J, Ma S, et al. Multi-scale dispersion strengthening for high-temperature titanium alloys: strength preservation and softening mechanisms[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 206:1-14.

[40] Li Q, Huang S, Gao Y M, et al. Deformation, fracture, and fatigue crack growth behavior in TiB-reinforced near-α Ti matrix composites fabricated using powder metallurgy technique[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 916:147351.

[41] Cai C, He S, Li L F, et al. *In-situ* TiB/Ti-6Al-4V composites with a tailored architecture produced by hot isostatic pressing: microstructure evolution, enhanced tensile properties and strengthening mechanisms[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 164: 546-558.

[42] 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 S P, Sui X D, Wang M Q, et al. Research progress of powder metallurgical nano-particulate reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(1):15-25.

[43] Jin J Y, Wang S, Lu W H, et al. Superior uniform deformation ability of intragranular nano TiB reinforced Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V fabricated by hot isostatic pressing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 912:146993.

[44] Ma Z S, Wang S, Huang L J, et al. Synergistically enhanced strength and ductility of TiB/(TA15-Si) composites: a two-step HIP strategy[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 254: 110583.

[45] Wang S, Ma Z S, Huang L J, et al. High-temperature creep behaviors and microstructure characteristics of HIP-manufactured TiB/(TA15-Si) composites[J]. Materials Characterization, 2025, 227: 115309.

[46] 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.

[47] 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]. Progress in Materials Science, 2020, 113:100672.

[48] Falodun O E, Obadele B A, Oke S R, et al. Effect of sintering parameters on densification and microstructural evolution of nano-sized titanium nitride reinforced titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 736:202-210.

[49] Dong L L, Li X, Sun G D, et al. Constructing micro-network of Ti_2Cu and *in-situ* formed TiC phases in titanium composites as new strategy for significantly enhancing strength[J]. Composites Communications, 2024, 45:101787.

[50] Chen L Y, Qin P, Zhang L N, et al. An overview of additively manufactured metal matrix composites: preparation, performance, and challenge[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2024, 6(5):052006.

[51] 杨宝,王春锋,张泽宇,等.钛基复合材料的研究进展[J].航空材料学报,2025,45(3):117-130.
Yang B, Wang C F, Zhang Z Y, et al. Advances in research of titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3):117-130.

[52] 杨宇承,潘宇,路新,等.粉末冶金法制备颗粒增强钛基复合材料的研究进展[J].粉末冶金技术,2020,38(2):150-158.
Yang Y C, Pan Y, Lu X, et al. Research progress on particle-reinforced titanium matrix composites prepared by powder metallurgy method[J]. Powder Metallurgy Technology, 2020, 38(2): 150-158.

[53] 高楚寒,吴文恒,张亮.高温钛合金及钛基复合材料增材制造技术研究现状[J].粉末冶金技术,2023,41(1):55-62.
Gao C H, Wu W H, Zhang L. Research status of additive manufacturing technology used for high temperature titanium alloys and titanium matrix composites[J]. Powder Metallurgy Technology, 2023, 41(1):55-62.

[54] An Q, Gong D L, Bao Y, et al. Tailoring TiB_2 particle size in additively manufactured TiB/Ti6Al4V to enhance strength-ductility synergy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2026, 950: 149480.

[55] Ma Z S, An Q, Guo B Q, et al. Achieving strength-ductility syn-

ergy in additive manufactured α+β titanium alloys through multi-scale microstructure regulation[J]. Scripta Materialia, 2026, 271: 117006.

[56] Bao Y, Huang L J, An Q, et al. Wire-arc additive manufacturing of TiB/Ti6Al4V composites using Ti-TiB_2 cored wire: processing, microstructure and mechanical properties[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2024, 19: e2383287.

[57] Lu Y J, Liu X C, Liu Y J, et al. Corrosion behavior of novel titanium-based composite with engineering 3D artificial nacre-like structures[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2023, 164: 107278.

[58] Li Z, Ren Y, Tan C W. Influence of TiB and TiC on the material performance and structural integrity of titanium matrix composites during the dynamic deformation[J]. Materials Characterization, 2025, 228: 115374.

[59] Liu J W, Zhang K, Bermingham M J, et al. Fatigue and damage tolerance performance of additively-manufactured titanium alloys for structural application: a comprehensive review[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2026, 167: 101135.

[60] Ho S, Lavernia E J. Thermal residual stresses in metal matrix composites: a review[J]. Applied Composite Materials, 1995, 2(1): 1-30.

[61] Markovsky P E, Jacek J, Stasyuk O O, et al. Mechanical behavior of titanium based metal matrix composites reinforced with TiC or TiB particles under quasi-static and high strain-rate compression[J]. Materials, 2021, 14(22): 6837.

[62] 张雪, 陆云超, 韩远飞, 等. 激光增材制造非连续增强钛基复合材料组织性能调控与空天应用探索[J]. 空天防御, 2025, 8(5): 31-46.
Zhang X, Lu Y C, Han Y F, et al. Laser additive manufacturing of discontinuously reinforced titanium matrix composites: controlling of microstructure-property and aerospace applications[J]. Air & Space DEFENSE, 2025, 8(5): 31-46.

[63] 张芮. TiB_w/TA15(Si)复合材料热变形组织双细化与力学行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2024.
Zhang R. Hot deformation double-phase refinement and mechanical behaviors of TiB_w/TA15(Si) composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024.

[64] Zhang R, Wang S, Lu W H, et al. Enhancing microstructure refinement and strengthening efficiency of TiB_w/near α-Ti composites by combining solid-solution treatment with hot processing[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 257: 110696.

[65] Wang D J, Zhang R, Lin Z Q, et al. Effect of microstructure on mechanical properties of net-structured TiB_w/TA15 composite subjected to hot plastic deformation[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 187: 107798.

[66] Wang D J, Zhang R, Yuan S J. Flow behavior and microstructure evolution of a TiB_w/TA15 composite with network-distributed reinforcements during interrupted hot compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 725: 428-436.

[67] Wang B, Huang L J, Geng L, et al. Compressive behaviors and mechanisms of TiB whiskers reinforced high temperature Ti60 alloy matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 648: 443-451.

[68] 黄陆军. 增强体准连续网状分布钛基复合材料研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010.
Huang L J. Research on the titanium matrix composites with a quasi-continuous network reinforcement distribution[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010.

[69] Wang S, Huang L J, Jiang S, et al. Microstructure evolution and tensile properties of as-rolled TiB/TA15 composites with network microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 804: 140783.

[70] Hu H T, Huang L J, Geng L, et al. Effects of extrusion on microstructure and tensile properties of 3D network structured TiB_w/Ti60 composites fabricated by reaction hot pressing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 582: 569-575.

[71] Wang B, Huang L J, Hu H T, et al. Superior tensile strength and microstructure evolution of TiB whisker reinforced Ti60 composites with network architecture after β extrusion[J]. Materials Characterization, 2015, 103: 140-149.

[72] Huang L J, Geng L, Wang B, et al. Effects of extrusion and heat treatment on the microstructure and tensile properties of *in situ* TiB_w/Ti6Al4V composite with a network architecture[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43(3): 486-491.

[73] Wang B, Huang L J, Geng L, et al. Effects of heat treatments on microstructure and tensile properties of as-extruded TiB_w/near-α Ti composites[J]. Materials & Design, 2015, 85: 679-686.

[74] Wang B, Huang L J, Geng L. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of as-extruded TiB_w/Ti6Al4V composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 558: 663-667.

[75] Zhang R, Wang S, Chen X, et al. Significantly enhanced superplasticity of TiB_w/near-α Ti composite: microstructure tailoring and deformation mechanisms[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 853: 143772.

[76] Gupta A, Khatirkar R K, Kumar A, et al. Microstructure and texture development in Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy-possible role of strain path[J]. Materials Characterization, 2019, 156: 109884.

[77] Unnikrishnan R, Kumar A, Khatirkar R K, et al. Structural developments in un-stabilized ultra low carbon steel during warm deformation and annealing[J]. Materials Chemistry and Physics, 2016, 183: 339-348.

[78] 黄陆军, 唐骜, 戎旭东, 等. 热轧制变形对网状结构 TiB_w/Ti6Al4V复合材料组织与性能的影响[J]. 航空材料学报, 2013, 33(2): 8-12.
Huang L J, Tang A, Rong X D, et al. Effects of hot rolling deformation on microstructure and mechanical properties of TiB_w/Ti6Al4V composites with network microstructure[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(2): 8-12.

[79] Yan B W, Zhang C J, Jiang X, et al. Shear band formation and texture evolution in 2 vol.% TiC/near-β titanium matrix composites during cold rolling[J]. Materials Characterization, 2025, 220: 114668.

[80] 宋英杰. 两级网状钛基复合材料电子束/激光焊接接头组织性能

研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2022.
Song Y J. Microstructure and properties of electron beam/laser beam welded two-scale network structure titanium matrix composites joint[D].Harbin:Harbin Institute of Technology,2022.

[81] Liu B X,Huang L J,Wang B,et al.Effect of pure Ti thickness on the tensile behavior of laminated Ti-TiB_w/Ti composites[J].Materials Science and Engineering:A,2014,617:115-120.

[82] Liu B X,Huang L J,Geng L,et al.Fabrication and superior ductility of laminated Ti-TiB_w/Ti composites by diffusion welding[J].Journal of Alloys and Compounds,2014,602:187-192.

[83] Liu B X,Huang L J,Geng L,et al.Microstructure and tensile behavior of novel laminated Ti-TiB_w/Ti composites by reaction hot pressing[J].Materials Science and Engineering:A,2013,583:182-187.

[84] 李帅,夏月庆,王星星,等.钛合金/钢异种材料熔化焊研究现状[J].材料导报,2022,36(14):184-190.
Li S,Xia Y Q,Wang X X,et al. Research status for the fusion welding between titanium alloy and steel [J].Materials Reports,2022,36(14):184-190

[85] Zhao G L,Zhao B,Ding W F,et al. Nontraditional energy-assisted mechanical machining of difficult-to-cut materials and components in aerospace community:a comparative analysis[J].International Journal of Extreme Manufacturing,2024,6(2):022007.

[86] Ulutan D,Ozel T.Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys:a review[J].International Journal of Machine Tools and Manufacture,2011,51(3):250-280.

[87] Liu M Z,Li C H,Zhang Y B,et al.Analysis of grain tribology and improved grinding temperature model based on discrete heat source[J].Tribology International,2023,180:108196.

[88] Pramanik A,Islam M N,Davies I J,et al.Contribution of machining to the fatigue behaviour of metal matrix composites (MMCs) of varying reinforcement size[J].International Journal of Fatigue,2017,102:9-17.

[89] Zhang F Y,Lin Z A,Qiu H,et al.Effects of cutting conditions on the surface formation mechanism in cutting of *in-situ* (TiB_w+TiCP)/Ti composite[J].Journal of Materials Processing Technology,2023,318:118035.

[90] Kamalizadeh S,Ali Niknam S,Asgari A,et al.Tool wear characterization in high-speed milling of titanium metal matrix composites[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,2019,100(9/10/11/12):2901-2913.

[91] Bejjani R,Balazinski M,Attia H,et al.Chip formation and microstructure evolution in the adiabatic shear band when machining titanium metal matrix composites[J].International Journal of Machine Tools and Manufacture,2016,109:137-146.

[92] Duong X,Mayer J R R,Balazinski M.Initial tool wear behavior during machining of titanium metal matrix composite (TiMMCs)[J].International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,2016,60:169-176.

基金项目:重点新材料研发及应用国家科技重大专项(2024ZD0601700);国家自然科学基金(52501204,52171137,U2341234);中国博士后科学基金(2024M764174);黑龙江省自然科学基金(LH2024E023)
收稿日期:2026-05-11;**录用日期**:2026-06-05
通讯作者:黄陆军(1983—),男,教授,博士,研究方向为轻质耐热金属基复合材料,联系地址:黑龙江省哈尔滨市南岗区西大直街92号哈尔滨工业大学材料科学与工程学院(150001),E-mail:huanglujun@hit.edu.cn

(本文责编:齐书涵)