

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6006

TiAl 基复合材料的构型制备及组织性能研究进展

刘石球^{1,2}, 郭卉君^{1,2}, 丁宏升³

(1. 浙大城市学院 全省空天金属材料重点实验室, 浙江 杭州 310015 2. 浙大城市学院 浙江-泰国新材料数字设计与加工联合实验室 浙江 杭州 310015 3. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: TiAl 合金由于高比强度、优异的高温抗氧化性能和抗蠕变性能等特性,成为航空航天领域新兴和极具应用前景的高温结构材料。然而, TiAl 合金面临的本征室温脆性和仍然较低的高温强度等问题限制了其大规模工业化应用。复合材料技术是有效解决以上问题的方法之一。本文主要归纳了 TiAl 基复合材料的常见构型、制备方法、组织特征及力学性能,综述近几年国内外相关研究进展,并展望其未来发展方向,以期为促进 TiAl 基复合材料的研究与应用提供有益参考。

关键词: TiAl 基复合材料; 构型; 制备方法; 组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0379-21

Research Progress on the Configuration, Preparation, Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Matrix Composites

LIU Shiqiu^{1,2}, GUO Huijun^{1,2}, DING Hongsheng³

(1. Zhejiang Key Laboratory of Aerospace Metallic Materials, Hangzhou City University, Hangzhou 310015, China; 2. Zhejiang-Thailand International Joint Laboratory on New Materials Digital Design and Processing Technology, Hangzhou City University, Hangzhou 310015, China; 3. National Key Laboratory of Precision Hot Processing of Metal, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Due to their high specific strength, excellent high-temperature oxidation resistance and excellent creep resistance, TiAl alloys have become new and highly promising high-temperature structural materials in the aerospace field. However, the intrinsic room-temperature brittleness and relatively low high-temperature strength of TiAl alloys limit their large-scale industrial application. Composite material technology is an effective method for solving the above problems. This paper mainly summarizes the common configurations, preparation methods, microstructure characteristics and mechanical properties of TiAl matrix composites, reviews the research progress at home and abroad in recent years, and looks forward to future development directions to provide a useful reference for promoting the research and application of TiAl matrix composites.

Key words: TiAl matrix composites; configuration; preparation method; microstructure; mechanical properties

运载工具轻量化对实现工业和人类社会的高效发展至关重要。航空航天等领域研发轻合金和复合材料替代原有的密度更大的材料以实现轻量化。但动力系统需在高温复杂环境下工作,现有轻质材料难以满足要求。因此,急需研制更轻质的先进高温结构材料,以推动动力系统轻量化更新。为实现

运载工具动力系统的轻量化,在现有的高温结构材料中, TiAl 合金具有极为广阔的应用前景。 TiAl 合金具有低密度($\sim 4.0 \text{ g/cm}^3$)、高比强度、高比模量、优异的高温抗蠕变性能和抗氧化性能等综合较好的力学性能^[1-5]。 TiAl 合金在 700~1 000 °C 范围内的比强度与 Ni 基高温合金相当甚至更高,而与高温 Ti 合金相

收稿日期: 2026-01-10

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52571133, 52171112); 浙江省自然科学基金探索项目(LMS26E010017); 浙江省教育厅一般科研项目(Y202454336)

作者简介: 刘石球, 1989 年生, 博士, 特聘副研究员. 研究方向为先进金属材料智能设计及精密热加工理论和技术。

Email: liusq@hzcw.edu.cn

通信作者: 丁宏升, 1968 年生, 博士, 教授. 研究方向为电磁冷坩埚定向凝固理论及技术. Email: dinghsh@hit.edu.cn

引用格式: 刘石球, 郭卉君, 丁宏升. TiAl 基复合材料的构型制备及组织性能研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 379-399.

LIU S Q, GUO H J, DING H S. Research progress on the configuration, preparation, microstructure and mechanical properties of TiAl matrix composites[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 379-399.

比,能耐受更高的温度和具有更好的高温抗氧化性能和抗蠕变性能,因此,TiAl 合金在 700~1 000 °C 范围内有望替代 Ni 基高温合金成为最有应用前景的先进高温结构材料。

经过多年的研究和发展,TiAl 合金已经在航空发动机和汽车工业领域实现了初步的工业化生产和应用。2006 年,美国 GE 公司宣布采用熔模精铸方法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金(48-2-2)叶片(本文 TiAl 合金的成分单位都采用原子分数,特别标注除外),成功应用于 GEnx™ 航空发动机的 6~7 级低压涡轮叶片,这是 TiAl 合金在商业航空发动机旋转部件上第一次实现应用^[6]。此外,CFM 国际公司也将铸造 48-2-2 合金应用于 LEAP™ 系列航空发动机的低压涡轮叶片,先进的 LEAP™ 发动机将取代 CFM56 发动机并服役于波音 737、空客 A320neo 和中国商飞 C919 等先进客机。最近,GE 公司将采用增材制造技术制备的 TiAl 合金低压涡轮叶片成功应用于目前世界上最大的商用航空发动机 GE9X,该发动机为波音 777X 客机提供动力^[7]。在汽车工业领域,日本三菱汽车公司于 1999 年成功将 TiAl 合金涡轮增压器应用于 Lancer 6 model 汽车。在 2002 年变形 TiAl 合金排气阀也被研发出来应用于跑车^[6]。

TiAl 合金作为一种新兴的和具有广阔应用前景的高温结构材料,当前的成功应用多局限于特定部件(主要包括低压涡轮叶片、涡轮增压器、排气阀等)和特定工艺路径,而面向更广阔的高温、高应力部件依然不能实现工业上大规模应用。导致这种状况的主要原因是 TiAl 合金的室温脆性、较低的高温强度以及加工性能差这 3 个主要问题没有得到有效解决^[8-9]。TiAl 合金的本征室温脆性是因为其室温主要由 γ -TiAl、 α_2 -Ti₃Al 和 B2 3 种金属间化合物组成,这 3 种金属化合物的室温滑移系少,位错运动困难,因此塑性非常差。高温强度低主要是相对 Ni 基高温合金等高强度高温结构材料而言,传统 TiAl 合金在高温下(通常在 760 °C 以上)会发生明显的软化现象,主要是因为其在高温下缺乏有效的强化机制。TiAl 合金的加工性能差与其本征室温脆性密切相关,这一缺点使其在加工过程中极易产生裂纹等缺陷,此外,TiAl 合金的塑性对温度和应变速率极度敏感,这要求成形设备温度和应变速率控制精确,而且要配合耐高温特种模具,工艺难度和成本极高。因此,为有效促进 TiAl 合金的大规模工业化应用,有必要进一步提高其室温韧性和高温强度。通过提高这两方面的力学性能,可以有效提高 TiAl 合金的损伤容限、加工性能和使用温度,从而降低

生产成本和扩大应用范围。已有研究发现,复合材料技术是有效改善 TiAl 合金综合力学性能的方法之一^[10-11]。早在 1990 年,Deve 等^[12]研究了 TiAl 合金中塑性增强相(Nb 和 TiNb 合金纤维)的韧化机制,尝试通过引入塑性增强相来提高 TiAl 合金的断裂韧性。TiAl 基复合材料在保持 TiAl 合金诸多优良性能的同时,根据所引入增强相的不同,可获得更加优异的室温断裂韧性、高温强度、弹性模量、蠕变性能等力学性能,从而满足不同应用条件的需要。TiAl 基复合材料的特性,特别是力学性能与增强相的形态、体积分数、取向,以及分布等直接相关。按照增强相种类和形态的不同,可将复合材料分为连续(纤维)增强、非连续(短纤维、晶须及颗粒)增强、层状增强等多种^[13-14]。其中颗粒增强 TiAl 基复合材料因其良好的界面结合和简单的制备工艺而成为研究重点。鉴于复合材料技术在提升 TiAl 合金室温断裂韧性与高温强度和高温蠕变抗力等方面展现出良好前景,TiAl 基复合材料已成为当前研究的热点。然而,该领域研究仍处于初步阶段,现有工作主要集中在构型设计、制备方法、微观组织与性能及其相互关系的探讨,距离实际应用仍存在较大差距。为此,本文系统综述了 TiAl 基复合材料在构型、制备工艺、组织特征与性能表现方面的最新研究进展,并对未来发展方向进行展望,以期后续 TiAl 基复合材料的研究提供有益参考,推动先进 TiAl 基复合材料的发展与应用。

1 TiAl 基复合材料构型设计

1.1 常见 TiAl 基复合材料构型

增强相在 TiAl 基体中有多种分布形式,即所谓的复合材料构型。TiAl 基复合材料的构型依据增强体的几何形态、空间分布方式及与基体的相互作用主要可分为以下 6 种:连续(纤维)增强型、非连续(短纤维、晶须和颗粒)增强型、层状增强型、网状增强型、混杂增强型及互穿相增强型。TiAl 基复合材料典型构型如图 1 所示。六种构型体现了从“离散分布”到“连续网络”、从“单一形态”到“多相协同”的演进逻辑,不同构型的 TiAl 基复合材料由于增强相分布特点的区别,从而展现出特性上的差异,满足不同应用场景的需求。因此,针对不同的应用工况,有必要设计相应构型的 TiAl 基复合材料。

(1)连续(纤维)增强型 连续(纤维)增强型 TiAl 基复合材料因其极高的比强度、卓越的高温抗蠕变性和优异的断裂韧性,成为航空航天高温部件的理想候选材料。这些优异性能主要源于高强度、高模量的连

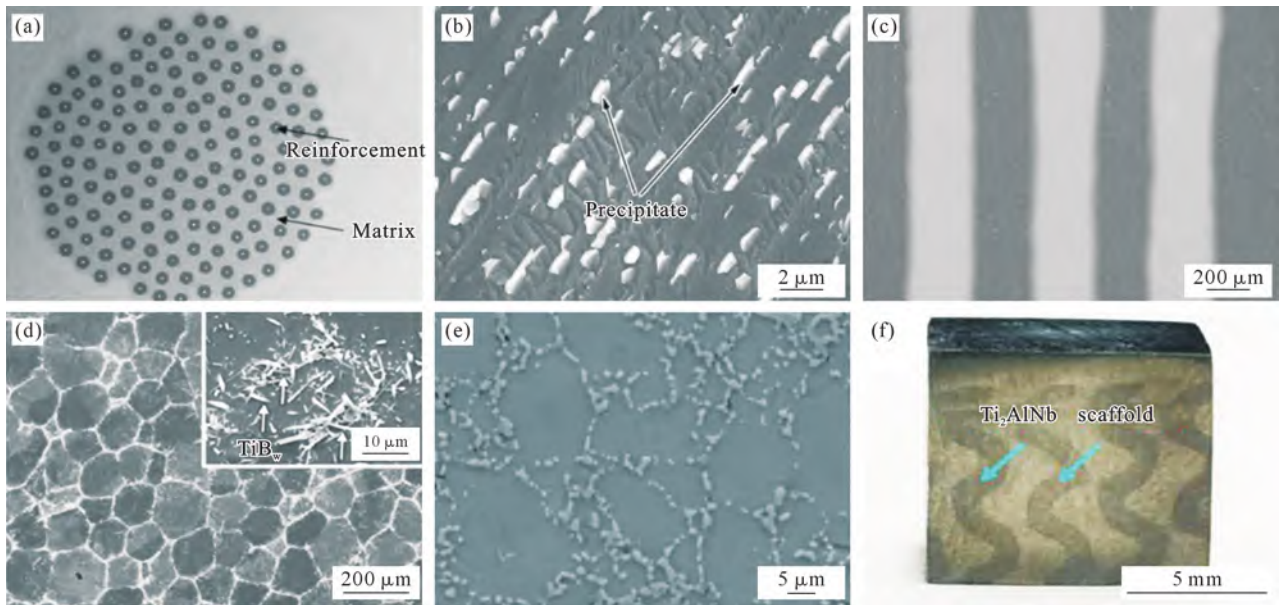


图1 TiAl 基复合材料的典型构型:(a)连续(纤维)增强型;(b)非连续增强型;(c)层状增强型;(d)混杂增强型;(e)网状增强型;(f)互穿相增强型^[15-17]

Fig.1 Typical configurations of TiAl matrix composites: (a) continuously (fiber) reinforced type; (b) non-continuously reinforced type; (c) layered reinforced type; (d) hybrid reinforced type; (e) network reinforced type; (f) interpenetrating phase reinforced type^[15-17]

续纤维(如 SiC 或 Al_2O_3 纤维)作为核心承载骨架,显著提升了材料沿轴向的强度与刚度;纤维在高温下优异的稳定性,使复合材料在 750 °C 以上仍能保持高强度并有效抵抗蠕变;同时,当基体开裂时,纤维能通过“桥联”裂纹、拔出等机制吸收大量能量,极大提升了损伤容限;此外,通过改变纤维的取向和排布,还能实现材料性能的定向设计与优化。这些性能的实现,高度依赖于纤维与基体之间精密的界面设计,以平衡载荷传递与增韧效果。连续增强型 TiAl 基复合材料中增强相的分布都是沿着特定的方向,因此,其性能具有明显的各向异性。

近期,西北工业大学胡锐和罗贤及其合作者针对连续纤维增强 TiAl 基复合材料开展了一系列研究,所采用增强相主要包括(Al_2O_3 涂层)TiNb、(Al_2O_3 涂层)Nb、Ta 和 Al_2O_3 纤维^[18-24]。其中,Nb 纤维因良好塑性、韧性及与 TiAl 合金相近的热膨胀系数,在增强 TiAl 合金方面优势明显。然而,其与 TiAl 基体间的界面反应不稳定,且纤维自身承载能力有限,制约了复合材料性能提升。因此考虑采用 Al_2O_3 涂层保护 Nb 纤维,阻止界面反应;同时引入高强度 Al_2O_3 纤维以提升承载能力,制备出(Nb+ Al_2O_3)双纤维增强 TiAl 基复合材料。结合实验与有限元模拟,揭示了该复合材料的界面微观结构的形成机制及协同强化机理。结果显示,陶瓷涂层能有效防止界面反应并修复界面缺陷; Al_2O_3 纤维与基体结合牢固,界面无缺陷^[24]。

(2)非连续增强型 非连续增强(短纤维、晶须和颗粒)TiAl 基复合材料中的增强相往往均匀分布

在基体中,使材料的力学性能也表现出良好的各向同性。其展现出良好的高温强度、高温抗蠕变性能和耐磨性,相比连续增强 TiAl 基复合材料具有更优的加工性。其原因是:硬质增强体(如 TiB_2 、 TiC 颗粒或 SiC 晶须)本身直接承担载荷并阻碍位错运动,使材料硬度、强度和耐磨性同步提高;同时,此类增强体在高温下能稳定存在并抑制晶界滑移,提供弥散强化效果,增强了高温抗蠕变能力。非连续增强相除了硬质陶瓷颗粒,还有塑性金属颗粒;常采用的塑性金属颗粒包括 Nb、Ta、Ti 和 AlCoCrFeNi 高熵合金等^[25-31]。通常可采用常规熔铸和粉末冶金工艺制备,工艺兼容性好、成本较低,易于实现复杂部件的成形。

为制备多尺度颗粒协同增强 TiAl 基复合材料,Wang 等^[32]将少量 SiB_6 颗粒(0.1%~0.3%)引入 Ti-45Al-8Nb 预合金粉,采用粉末冶金工艺制备出具有细小片层组织的多尺度陶瓷颗粒增强 TiAl 基复合材料。该材料特点是硅原子与析出相($\text{TiB}/\text{Ti}_5\text{Si}_3$)的协同分布。 TiB 相作为形核位点,促进了等轴 γ 晶粒在片层团界的形成,从而细化片层团组织。这种复合片层组织在室温及高温下均显著提高了材料的强度和塑性。

考虑到 Al_2O_3 与 TiAl 基体相近的热膨胀系数和良好的化学相容性,Luo 等^[33]将 5%(体积分数) Al_2O_3 短纤维引入 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.1B 预合金粉中,采用放电等离子烧结工艺制备出 Al_2O_3 短纤维增强 TiAl 基复合材料,并探究了其热变形过程中的动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)机制。该研究建立了可准确预测 DRX 比例的 Avrami 动力

学模型,并首次揭示了 Al_2O_3 短纤维对 DRX 机制的影响。结果表明,尽管增强颗粒通常抑制 DRX,但 Al_2O_3 短纤维的引入却加速了一种由孪生及孪生交叉诱发的新 DRX 过程(twinning-induced DRX, TDRX),使得复合材料的 DRX 速率高于铸态 TiAl 合金。其机制在于: Al_2O_3 纤维附近产生的应力集中超过了孪生所需的临界剪切应力,从而促进了孪生与孪生交叉的形成;这些区域储存的高应变能为 TDRX 提供了驱动力。TDRX 过程进一步细化了纤维周围 TiAl 基体的晶粒。

Li 等^[27]采用粉末冶金方法,将高熵合金 AlCoCr-FeNi 引入 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中,以提升其高温延展性。高熵合金颗粒在 TiAl 基体中呈树枝胞状或点线状分布。随着其添加量从 0 增至 6%(质量分数),基体平均晶粒尺寸由 $38.1\text{ }\mu\text{m}$ 减小至 $19.58\text{ }\mu\text{m}$ 。借助易扩散元素的作用,颗粒与基体形成了结合良好的界面。

(3)层状增强型 层状增强型 TiAl 基复合材料具有优异的断裂韧性和损伤容限,这主要源于其独特的异质结构设计。在这种材料中,韧性金属层(如 Ti、Ti₆Al₄V、Ti₂AlNb 等)与脆性但高强度的 TiAl 合金层交替堆叠,当裂纹从脆性的 TiAl 层中萌生并扩展时,会被前端的韧性层有效阻碍、桥接和偏转,迫使裂纹路径曲折化并消耗大量能量,从而在不显著牺牲整体强度的前提下,使其断裂韧性比单一 TiAl 合金提升数倍;同时,这种层状结构还能赋予材料一定的抗冲击性能。该设计巧妙结合了韧性层的增韧机制与 TiAl 基体的高温强度,是克服 TiAl 合金本征脆性的有效途径之一。层状增强型 TiAl 基复合材料中增强相的分布均沿特定方向,因此,其性能也具有明显的各向异性。

近几年,哈尔滨工业大学、青岛理工大学和陕西理工大学等高校研究人员对层状增强型 TiAl 基复合材料进行了研究,主要包括制备工艺、界面特征和力学性能(断裂、拉伸和压缩等)^[15, 34-42]。其中, Li 等^[37]采用真空热压箔-箔冶金技术制备了 TiAl/Ti₂AlNb 层状复合材料,优化得到最佳工艺参数为 $1\text{ }050\text{ }^\circ\text{C}/120\text{ min}/65\text{ MPa}$ 。并系统研究了工艺参数对材料缺陷、微观结构、界面、相变及力学性能的影响。结果表明, $1\text{ }050\text{ }^\circ\text{C}/2\text{ h}$ 制备的复合材料实现了良好的冶金结合,界面微观结构分为两个区域:区域 I 由 O 、 α_2 和 B2/ β 相组成,区域 II 由 α_2 相组成。Ye 等^[41]通过包套热轧工艺制备了 TiAl/Ti 层状复合材料, TiAl/Ti 界面表现出很强的结合力,有效抑制了 Kirkendall 孔洞的形成。界面区域可分为 3 个区:区域 I

(宽 $180\text{ }\mu\text{m}$)由针状 γ 相分布于 β_0 基体组成;区域 II (宽 $110\text{ }\mu\text{m}$)主要为针状 α_2 相分布于 β_0 基体;区域 III 则以 α_2 相为主。在界面附近观察到 $\gamma/\alpha_2/\beta_0$ 层状结构,并在 α_2/γ 界面处发现纳米尺寸 YAl_2 颗粒。并从原子扩散角度揭示了上述层状结构与 TiAl/Ti 界面的形成机制。

(4)网状增强型 网状增强型 TiAl 基复合材料凭借增强相独特的三维连续/准连续结构,一方面能有效抑制晶粒在高温下长大,另一方面能有效钉扎位错、阻碍裂纹扩展,从而在不显著牺牲塑性的前提下,大幅提升材料在高温下的强度、抗蠕变性和耐磨性,是解决 TiAl 合金本征脆性、拓展其高温应用前景的关键技术方向之一。

网状增强型 TiAl 基复合材料的增强相往往通过原位自生的方式形成,主要包括 Ti_2AlC 、TiB、TiB₂、Ti₅Si₃ 等^[43-48]。为了充分发挥网状结构在抑制晶界软化方面的潜力, Wang 等^[45]创新性制备了一种具有核壳结构的网状增强型 WC/TiAl 复合材料。在制备过程中,碳原子由 WC 与 TiAl 反应产生并固溶于基体,部分钨原子在基体中富集形成 $\beta_0/\text{B}2$ 相,其余在片层团界固溶,形成连续壳层,而片层组织作为核心。该富钨壳结构通过固溶强化阻碍位错移动,并通过降低堆垛层错能促进层错和孪晶在变形过程中形成,进一步限制位错滑移。钨的低扩散率有助于防止高温下片层团界软化。该研究首次在粉末冶金 TiAl 基复合材料的高温变形中发现长周期堆叠有序结构,该结构进一步阻碍位错迁移,减轻高温软化。

Liu 等^[48]成功制备出具有层次异质结构的网络增强型 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 复合材料。该材料以连续的微米级 Ti_2AlC 网络包裹晶粒,晶粒内部则弥散分布着高密度 Ti_2AlC 纳米析出物。研究发现,微米网络在常温下可通过激活多系位错滑移、形成位错胞并阻碍裂纹来缓解应变集中;在高温下则能抑制晶界软化。同时,首次观察到 Ti_2AlC 纳米析出物不仅在常温下可诱导形成两级纳米孪晶,为基体提供额外滑移系,而且在高温下能改变孪晶扩展路径、细化晶粒和孪晶宽度,从而有效防止复合材料的高温软化。这种多尺度协同强化机制显著提升了材料性能。

(5)混杂增强型 混杂增强型 TiAl 基复合材料的核心优势在于通过多种增强体的协同与互补效应,实现了单一增强体系难以企及的综合性能平衡与优化。其原因是,将两种或以上不同形态、尺寸或性质的增强体(如 Ti_5Si_3 颗粒与 Ti_2AlN 晶须等)以特定方式组合引入 TiAl 基体,能在不同尺度上同时且分级地发挥多重强化与增韧机制。混杂增强型 TiAl 基复

合材料通过组合不同增强体(如纤维与颗粒),实现了强度、刚度、韧性和成本之间的优化平衡,具备可定制化的协同增强效果。

目前,有关混杂增强型 TiAl 基复合材料的研究还较少。Cui 等^[49]通过添加经球磨处理 Si_3N_4 颗粒的方式,采用熔炼铸造法成功制备出了 Ti_5Si_3 颗粒和 Ti_2AlN 晶须混杂强化型 TiAl 基复合材料。其中, Ti_5Si_3 和 Ti_2AlN 均与 TiAl 基体具有良好的界面匹配性。该复合材料平均片层宽度细化至 22.4 nm。

Yang 等^[16]采用等离子旋转电极制粉与放电等离子烧结相结合的工艺,成功制备出颗粒和网状混杂增强型 TiAl 基复合材料。该材料以弥散碳化物强化的全片层 TiAl 为基体,片层团间为由 TiB 和 Ti_2AlC 构成的网状增强结构。研究表明, Ti_2AlC 、TiB 与 TiAl 基体之间存在明确的晶体学取向关系: $(0001)_{[\text{Ti}_2\text{AlC}]} \parallel (111)_{[10-1]_{\text{TiAl}}}, [011]_{\text{TiB}} \parallel [210]_{\text{TiAl}}$ 及 $[-100]_{\text{TiB}} \parallel [11-20]_{[\text{Ti}_2\text{AlC}]}$ 。该结构显著提升了材料性能,外层网状结构增强了片层团间的连接,使断裂模式由沿晶断裂转变为穿片层断裂。塑性变形主要源于 γ 相与细化的片层组织。在加载过程中, TiB 的断裂沿 (101) 和 (100) 晶面扩展;位错堆积可激活碳化物沿 $(0001)_{\text{Ti}_2\text{AlC}}$ 晶面的滑移。这种混杂结构实现了 TiAl 片层团与界面间强韧性的协同,有效平衡了高温强度与室温塑性。

(6) 互穿相增强型 互穿相增强型 TiAl 基复合材料依靠多相相互贯穿,强化了界面结合与相间互锁,有效阻遏裂纹扩展,赋予材料良好的结构稳定性、优异的损伤容限和同步提升的强韧性组合。在这种设计中,增强相(如陶瓷相或金属间化合物)与 TiAl 基体在三维空间上各自连续且相互贯穿、交织缠绕,形成一个整体互锁的网络骨架;当材料受力时,这种结构能实现应力的三维传递与均匀分布,避免局部应力集中,同时裂纹在扩展时必须反复穿过两种相或被迫沿复杂路径绕行,从而极大地消耗能量、抑制裂纹失稳扩展;此外,两相在热膨胀系数和弹性模量上的差异,还能在界面引入有益的残余压应力,进一步提升材料的强度。因此,该结构从本质上实现了增强相与基体的空间协同,是获得综合性能突破的一种理想设计。

互穿相增强型复合材料是目前的研究热点^[50-52],但在 TiAl 基复合材料中的具体研究和报道相对较少,主要是西北工业大学胡锐教授等开展了相关研究^[17,53-54]。Zou 等^[53]采用选区激光熔化和真空热压烧结(1 150 °C/45 MPa/1 h)的方法,制备了一种具有交叉层状结构的仿生互穿 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ 复合材料。研

究表明,体积能量密度为 88.89 J/mm³,获得了几乎完全致密的 Ti_2AlNb 增强骨架(约 99.8%)。由于元素的扩散作用,界面区域可被划分为四个不同的反应层。

Zou 等还采用相同的方法制备了以具有三周期极小曲面结构的 Ti_2AlNb 为增强骨架的 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ 各向同性互穿相复合材料。结果表明,三周期极小曲面结构中缺陷孔的等效直径和孔隙数量较小,主要分布在 30~60 μm 之间,体积分数为 0.14%~0.26%。 G_{sh} 型和 SP_{sh} 型均表现出出色的各向同性,其次是 D_{sh} 型,而 G_{sk} 型和 P_{sh} 型则随着体积分数的变化显示出明显的各向异性。对于体积分数为 30% 的互穿相复合材料,最大和最小抗压强度值之间的偏差范围在 1.7%~9.3% 之间,这表明互穿相复合材料表现出良好的各向同性。 G_{sh} 型互穿相复合材料的弹性模量和屈服强度分别比 TiAl 基体和 G_{sh} 型骨架相应性能的线性和高 15.8% 和 8.2%,这归因于由硬相和软相组成的三维互穿结构、强的界面结合以及特定的三周期极小曲面结构^[17]。不同类型的三周期极小曲面如图 2 所示。

Zhang 等^[54]则采用反应溶剂浸渗法成功制备了双连续 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ 互穿相增强型复合材料。该复合材料在室温和 800 °C 下的抗压强度分别为 1 354 和 751 MPa,与相同条件下的 TiAl 基体相比,分别提高了 13.5% 和 12.6%。

1.2 增强相选择

TiAl 基复合材料的性质,尤其是力学性能与增强相的特征(主要包括种类、形态、体积分数、取向及分布等)紧密相关,因此,要想开发出具有优异性能的 TiAl 基复合材料,首先需要选择合适的增强相。根据形态的不同,增强相基本可分为两类:连续(纤维)增强相和非连续(短纤维、晶须及颗粒)增强相。

迄今为止,国内外研究用于 TiAl 基复合材料中的纤维主要有 Mo、W、Nb、Ti、TiNb、SiC、 Al_2O_3 和 TiB_2 等单体连续纤维及涂覆 C 或 C/Mo 涂层的 SiC 纤维、涂覆 Y_2O_3 或 Al_2O_3 涂层的 Ti 纤维和涂覆 $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{W}$ 的 Al_2O_3 纤维等具有保护涂层的连续纤维体^[55-59]。

连续增强相的引入能有效改善 TiAl 合金的力学性能。例如,通过往 TiAl 合金基体中加入高熔点、高强度及高弹性模量的 Mo、W、Nb、TiNb 连续纤维时, TiAl 基复合材料的力学性能(强度和断裂韧性等)会有显著改善^[13,56-57]。然而,在制备连续纤维增强 TiAl 基复合材料过程中,由于纤维和基体之间的热膨胀系数不匹配和难以避免的界面反应等问题,纤维容易受到损伤,从而导致纤维的强化效果降低。除

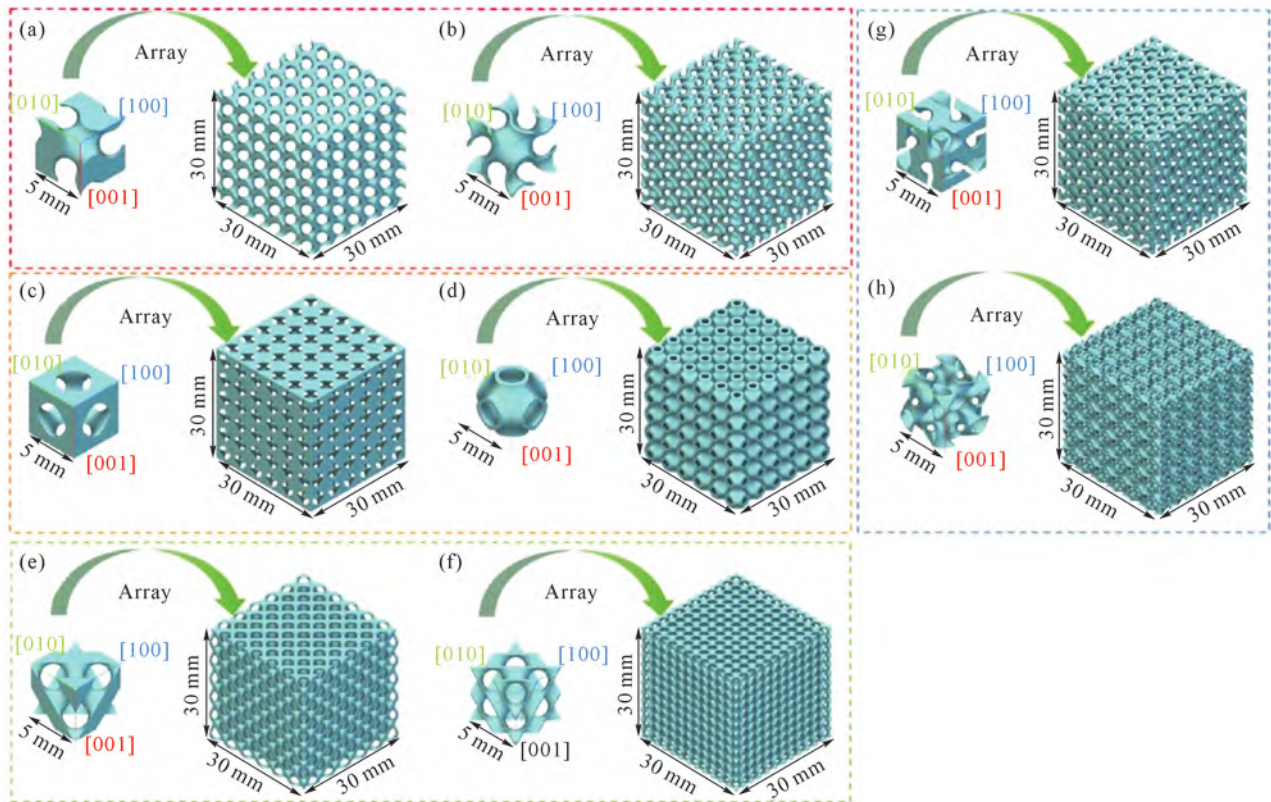


图2 互穿相增强型 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ 复合材料所采用不同类型的三周期极小曲面:(a, b) G_{sk} 和 G_{sh} 型;(c, d) P_{sk} 和 P_{sh} 型;(e, f) D_{sk} 和 D_{sh} 型;(g, h) SP_{sk} 和 SP_{sh} 型^[17]

Fig.2 Different types of triply periodic minimal surfaces adopted in the interpenetrating phase reinforced $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ composites: (a, b) G_{sk} and G_{sh} types; (c, d) P_{sk} and P_{sh} types; (e, f) D_{sk} and D_{sh} types; (g, h) SP_{sk} and SP_{sh} types^[17]

此外,连续纤维增强 TiAl 基复合材料的力学性能具有明显的各向异性,只适合应用于在特定方向受力条件下工作的零部件,同时其制备工艺复杂、制备成本较高。

与连续纤维增强复合材料相比,非连续的短纤维、晶须及颗粒增强相和基体的热膨胀系数不匹配敏感性及反应性都相对较小,可以减少复合材料中由于内应力而产生的缺陷,同时非连续增强 TiAl 基复合材料组织均匀,具有良好的各向同性特点,加之增强相和复合材料的制备工艺相对简单、二次加工简便、价格相对较低,因而具有更广阔的发展和前景。

在 TiAl 合金中引入增强相的目的主要在于提高复合材料的室温韧性、高温强度和抗蠕变性能,备选物往往是高熔点、高硬度的物相。目前,在 TiAl 合金基体中,常常引入的短纤维、晶须及颗粒大致可分为 3 类,分别为难熔金属(例如 Nb、Ta、Mo、W 等)、二元硬质陶瓷相(例如 SiC 、 TiC 、 TiB_2 、 Ti_3Si_3 、 Al_2O_3 等)和三元层状化合物(即 MAX 相,例如 Ti_2AlC 、 Ti_2AlN 和 Ti_3SiC_2 等)^[60-62]。表 1 为几种常用增强相的主要性能。

难熔金属一般指熔点高于 $1\,800\,^{\circ}\text{C}$ 的金属,主

要包括 W、Mo、Ta、Nb、Re 等。难熔金属及其合金具有高熔点、良好的高温强度和蠕变抗力等特点,特别适合在高温条件下应用^[63]。在 TiAl 合金中引入难熔金属增强相主要出于以下两个目的,即增韧和提高材料的高温力学性能。已有研究表明,Nb、TiNb、Mo 等难熔金属(合金)增强相被加入到 TiAl 合金后,可以通过裂纹捕获和产生裂纹桥接的机制来提高韧性^[12,56,64-65]。特别是,Rao 等^[10,66-68]系统研究了 TiNb 增强相对 TiAl 合金断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展能力的影响。发现添加延性 TiNb 增强相相对提高 TiAl 合金的室温断裂韧性和抗疲劳性能的有益作用在空气环境中可保持至 $800\,^{\circ}\text{C}$ 。此外,Nb 颗粒也常被添加到 TiAl 合金中以提高其韧性等综合性能。具体而言,一方面,Nb 元素有利于提高 TiAl 合金的高温强度、蠕变和抗氧化性能^[69-71];另一方面, TiAl 合金的铸造性能和热变形性能也可通过添加 Nb 元素或颗粒来优化^[72-73]。

在 TiAl 合金基体中,常常引入的二元硬质陶瓷相主要有 SiC 、 Al_2O_3 、 TiC 、 TiB_2 等。 SiC 具有低密度、较高的强度和硬度,可有效降低复合材料的密度和提高强度;但增强相加入量不能过高,因为其在制备过程中容易与基体反应生成 Ti_3Si_3 和 Ti_3SiC_2 等,这些相较脆,会降低材料的力学性能^[76]。在常用的几种

表 1 几种常用颗粒增强相的主要性能^[13,55,74-75]
Tab.1 The main properties of the several commonly used particle reinforcement phases^[13,55,74-75]

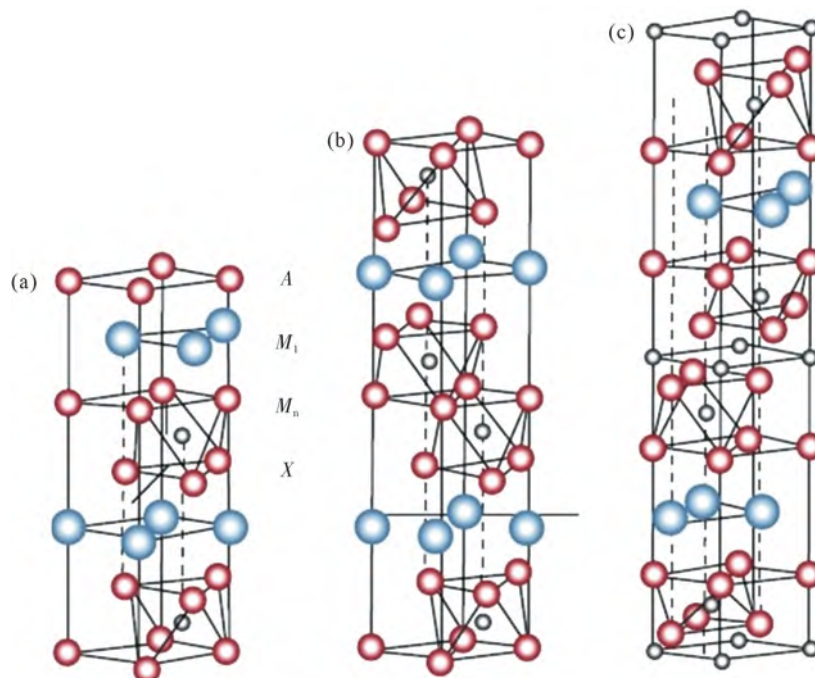
Type	Reinforcement phase	Density /($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Melting point / $^{\circ}\text{C}$	Tensile strength /MPa	Elastic modulus /GPa	Coefficient of thermal expansion /($1\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$)
Refractory metal	Nb	8.57	2 468	172 (room-temperature)	100	8~8.5
	W	19.35	3 410	1 380~1 725	415	4.5
	Mo	10.2	2 620	(1 100 $^{\circ}\text{C}$)	336	6
Binary hard ceramic phase	SiC	3.21	2 700 (sublimation)	2 070 (1 100 $^{\circ}\text{C}$)	420	5
	TiC	4.93	3 140	-	380	7.7
	Al_2O_3	3.99	2054	1 100 (1 100 $^{\circ}\text{C}$)	380	9.5
	TiB_2	4.52	2 980	965 (room-temperature)	500	7.8
	Ti_2AlN	4.31	-	470 (room-temperature compression)	286	8.8
MAX phase	Ti_2AlC	4.11	-	393 (room-temperature compression)	270	8.2

二元硬质陶瓷相中, Al_2O_3 的热膨胀系数与 TiAl 合金最为接近, 且与 TiAl 合金的反应程度较小; 此外, 其还具有高强度、高硬度以及优异的高温性能, 能有效提高 TiAl 基复合材料的综合力学性能。TiC 具有高熔点(3 140 $^{\circ}\text{C}$, 见表 1)、高硬度、较高的弹性模量和抗弯强度, 而且 TiC 颗粒与 TiAl 基体具有较好的相容性。已有研究表明, 当在 TiAl 合金基体引入 TiC 颗粒后, 细化了基体晶粒尺寸, 有效阻碍材料内部裂纹扩展, 引起裂纹偏转, 增加其扩展路径, 改善了材料的韧性; 同时在晶界和晶内形成了大量位错, 位错强化和细晶强化明显提高复合材料的强度^[77]。近年来, 随着有关 TiAl 基复合材料中各种增强相的研究不断增多, 发现 TiB_2 是最佳颗粒增强相之一, 其既能有效提高组织稳定性, 又能显著细化晶粒。颗粒状 TiB_2 有利于提高合金强度和硬度, 而针状或条状的 TiB_2 有利于提高合金韧性和抗蠕变能力^[78]。此外, TiB_2 本身的刚度很高(500 GPa), 因此较小体积分数的 TiB_2 颗粒就能明显提高 TiAl 基复合材料的弹性模量。然而, 当 TiB_2 体积分数超过一定数值时, 反而会恶化材料的塑性。

MAX 相是一种三元层状化合物, 其组成可用 $\text{M}_{n+1}\text{AX}_n$ 表示, M 是过渡金属元素, A 主要为 IIIA 和 IVA 族元素, X 为 C 或 N 元素, n 一般在 1~3 中取值。当 $n=1$ 时, 常见的化合物有 Ti_2AlC 、 Ti_2AlN , 称为 211 相, 当 $n=2$ 时, 常见的化合物有 Ti_3AlC_2 、 Ti_3SiC_2 、 Ti_3GeC_2 , 称为 312 相; 当 $n=3$ 时, 常见的化合物

Ti_4AlN_3 , 称为 413 相。图 3 为不同类型 MAX 相的晶体结构示意图。MAX 相同时具备金属和陶瓷的特点: 具有类似金属的导热性、导电性和可机械加工性, 也具有类似陶瓷的高熔点、高硬度、高模量、高抗氧化性和热稳定性^[79-81]。所以制备 MAX 相增强 TiAl 基复合材料, 可有效改善 TiAl 合金的性能, 具有广阔的应用前景。

在选择优良 TiAl 基体的基础上, 复合材料的性能主要受增强相的影响。复合材料选择增强相需要考虑的因素有: 熔点、密度、弹性模量、强度、热稳定性、热膨胀系数、增强相的形状与尺寸^[83]、与基体的化学相容性以及价格等因素^[59]。可见选择合适的增强相需考虑的因素很多, 但概括起来主要需从以下 3 个方面去考虑。第一, 增强相的物性参数和力学性能; 第二, 增强相与基体的机械相容性; 第三, 增强相与基体的化学相容性。复合材料构件的结构效率与增强相的密度、模量、强度以及含量密切相关, 而增强相与基体的机械和化学相容性对复合材料的性能和制备过程都有重要的影响^[84-85]。与未添加增强相的基体材料相比, 复合材料中增强相和基体的热膨胀系数差异也是必须考虑的因素。两者之间热膨胀系数差异越大, 在加工和服役过程中产生的热应力越大, 从而对复合材料的力学性能产生不利影响。对于 TiAl 基复合材料, 增强体与基体的化学相容性主要是指在高温下两者之间发生化学反应的程度。良好的增强体需要与基体具有较好的化学相容性。

图3 MAX 相的晶体结构:(a) M_2AX ; (b) M_3AX_2 ; (c) M_4AX_3 ^[82]Fig.3 Crystal structure of the MAX phase: (a) M_2AX ; (b) M_3AX_2 ; (c) M_4AX_3 ^[82]

如果两者之间的化学相容性较差,那么增强相在复合材料的制备和服役过程中(高温条件下)容易与 TiAl 基体反应,从而发生分解,转变成其他产物,可能失去增强增韧作用。总而言之,增强相与基体的化学相容性不好会导致复合材料的稳定性差,不能满足实际应用的需要。对于与基体化学相容性较差的增强体,一般通过采用在增强体表面制备惰性涂层的方法来解决该问题。

2 TiAl 基复合材料的制备方法

连续纤维增强 TiAl 基复合材料的制备方法主要包括箔-纤维-箔法、粉末布法和基体涂层法等。箔-纤维-箔法是制备连续纤维增强 TiAl 基复合材料的一种常用工艺。其核心在于利用塑性良好的纯钛箔和铝箔作为原料,与增强纤维(如 SiC 纤维)交替铺叠成“三明治”结构,经真空热压使箔材结合并固定纤维后,再通过高温热处理使钛、铝元素原位反应合成 TiAl 金属间化合物基体,从而避免直接加工脆性的 TiAl 合金。粉末布法的核心在于将预先合金化的 TiAl 粉末与有机黏结剂混合,制成柔性的预浸渍薄带(即“粉末布”)。制备时,将这种粉末布与连续纤维(如 SiC 纤维)按设计交替铺叠,然后进行真空热压。在热压过程中,需首先脱除黏结剂,随后在高温高压下使 TiAl 粉末固结致密化,并与纤维结合形成最终复合材料。该方法避免了直接加工脆性 TiAl 铸锭,并可直接获得目标成分的基体,但对热压工艺(特别是脱粘阶段)的控制要求较为严格。基体涂层

法包括基体涂层单带法和基体涂层纤维法。其中,基体涂层单带法是通过一定沉积工艺将 TiAl 基体材料沉积在缠绕编织好的单层纤维带上,由基体对纤维实施固定连接,形成基体与纤维复合的具有一定厚度的单层预制体,多层叠放后经热压烧结成致密的复合材料;基体涂层纤维法与单带法不同,该法采用物理气相沉积的方法将基体沉积在单根纤维上,形成由基体合金包覆增强纤维的复合纤维,然后将复合纤维紧密排列缠绕,随后进行热压烧结紧实,相互接触基体涂层通过扩散连接形成致密的连续纤维增强复合材料^[86]。连续纤维增强 TiAl 基复合材料的制备工艺流程图如图 4 所示。

总的来说,箔-纤维-箔法的优点是基体成分易调、致密度高、无杂质污染;缺点在于 Ti/Al 扩散需长时间高温处理,易损伤纤维,且反应残留的脆性中间相(如 $TiAl_3$)难以完全消除,工艺窗口窄。粉末布法的优点是纤维分布均匀,避免直接加工脆性 TiAl 铸锭,并可直接获得目标成分的基体;缺点是粘合剂脱除困难,易残留孔隙与杂质,导致基体弱化。基体涂层法的优点是纤维-基体界面结合强、无横向纤维干扰,尤其适用于高纤维体积分数;缺点是设备昂贵、涂层效率低、成本最高,且涂层均匀性与批次稳定性难控。综合来看,箔-纤维-箔法原料成本低但工艺控制难;粉末布法更灵活但易引入杂质;基体涂层法性能最优但成本最高。当前研究多倾向于优化箔-纤维-箔法工艺(如采用预合金化多层箔)以兼顾成本与性能。

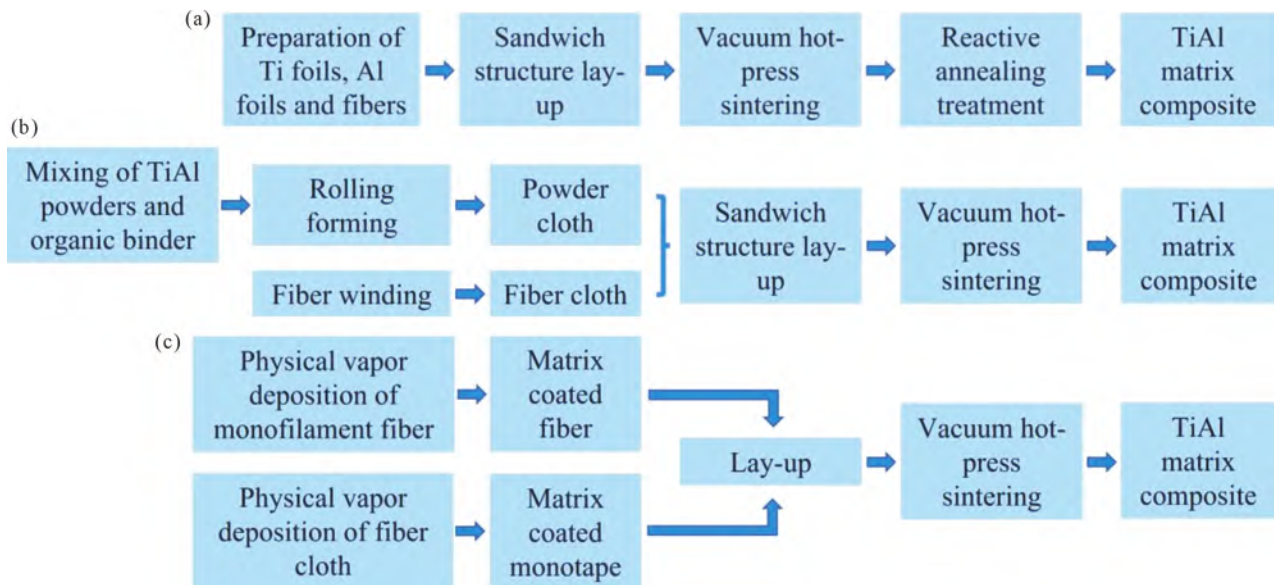


图 4 连续纤维增强 TiAl 基复合材料的制备工艺流程:(a) 箔-纤维-箔法;(b) 粉末布法;(c) 基体涂层法

Fig.4 Schematic diagram of the preparation process for the continuous-fiber-reinforced TiAl matrix composite: (a) foil-fiber-foil method; (b) powder cloth method; (c) matrix coating method

非连续增强 TiAl 基复合材料的制备方法根据增强相的引入方式不同可分为外加法和原位自生合成法^[76]。外加法是将制备好的增强相添加到 TiAl 合金溶体或粉体中,混合均匀,然后经凝固或烧结致密化最终获得所需的 TiAl 基复合材料。外加法制备工序相对较为简单,但是常常会出现难以避免的界面反应和增强相团聚等问题。原位自生合成法主要是通过元素之间或元素与化合物之间的化学反应,在合金基体内部原位生成增强体,从而制备出所需的复合材料;与外加法相比,原位生成的增强体由于从基体中形核和长大而成,因此分布更加均匀且表面无污染,与基体具有良好的相容性,两者结合良好^[87-89]。因此,原位自生合成法是制备颗粒增强 TiAl 基复合材料的常用方法。非连续增强 TiAl 基复合材料的制备方法主要包括熔炼铸造、粉末冶金和增材制造,其中有关增材制造方法的研究还相对较少,处于起步阶段。

(1)熔炼铸造法 熔铸法是最早用于制备 TiAl 合金及其复合材料的方法^[90],具有近净成形、工艺简单和成本低廉等优点,但是也存在组织粗大和易于产生成分偏析、缩孔、缩松和裂纹等铸造缺陷的缺点。熔铸法在制备 TiAl 基复合材料过程之所以易出现上述缺陷主要源于铸造本身的工艺特点。采用电磁搅拌、超声处理等手段可有效提高所制备 TiAl 基合金的成分和增强相分布的均匀性。除此以外,C、N 等增强相形成元素以及陶瓷颗粒的添加会进一步增加 TiAl 的室温脆性,导致采用熔铸法制备 TiAl 基复合材料更容易开裂;添加适量的 C、N 等增强相形成元素和陶瓷颗粒可有效克服以上述问题。

Tan 等^[91]采用电弧熔炼法制备了不同 N 含量的 Ti-46Al-4Nb-1Mo-xN ($x=0, 0.4, 0.8, 1.2, 1.6$, 原子分数,%)合金,其中 N 元素是通过 TiN 粉末添加的。研究发现,当 N 含量大于 0.8%时(含 0.8%),在 TiAl 基体中生成了 Ti_2AlN 颗粒,从而获得了 $Ti_2AlN/TiAl$ 复合材料。Lapin 等^[92]采用石墨坩埚对 Ti-44.9Al-7.5Nb-4.9C-0.6Mo-0.1B(原子分数)合金进行电磁感应熔炼,然后通过离心铸造获得铸态试样,发现铸态试样是原位自生 Ti_2AlC 和 TiC 颗粒增强 TiAl 基复合材料。Fang 等^[93]采用电弧熔炼法制备了不同 C 含量的 Ti-30.7%Al-xC ($x=0.2, 0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0$, 质量分数,%)合金,其中 C 元素是通过高纯石墨粉添加的。研究发现,当 C 含量大于 0.4%时(含 0.4%),在 TiAl 基体中生成了 Ti_2AlC 颗粒,从而获得了 $Ti_2AlC/TiAl$ 复合材料。可见,熔铸法很适合用于制备原位自生 MAX 相增强 TiAl 基复合材料。

(2)粉末冶金法 粉末冶金法可有效避免疏松、缩孔、裂纹等铸造缺陷,采用该法制备的 TiAl 合金及其复合材料成分均匀,组织细小,有利于获得更加优异的力学性能,因此,粉末冶金法已经成为一类非常重要的 TiAl 基复合材料的制备方法。TiAl 基复合材料的粉末冶金制备工艺主要包括制粉工艺和烧结工艺。其中,制粉工艺主要包括机械合金化法、雾化法和自蔓延高温合成法等;而烧结工艺主要包括热压烧结法、热等静压法、放电等离子烧结法、自蔓延高温合成烧结法等^[59-61]。粉末冶金法制备 TiAl 基复合材料也面临的挑战主要包括:致密化困难、氧污染(塑性骤降)、界面脆性反应、增强体分散不均等,相应解决办法主要包括:采用高能球磨结

合热等静压提高致密度;严格控制原材料氧含量和制备过程中氧元素增加,以及添加 CaH_2 等原位净化氧污染;利用原位自生增强相(如 Ti_2AlN 、 TiB)优化界面;优化混粉工艺或设计叠层结构改善分散。

(3)增材制造法 TiAl 基复合材料的增材制造制备工艺,主要包括激光粉末床熔融和激光定向能量沉积两大类主流技术^[94-96]。激光粉末床熔融技术通过逐层选区熔化粉末,能直接制造出复杂、高致密度的近净形部件;而激光定向能量沉积技术则通过同步送粉和熔化,擅长制备多材料或梯度结构。在增强相引入方式上,增材制造兼具原位合成与直接添加的优势。例如,一方面,可通过送入 Si_3N_4 等反应源粉末,在打印过程中原位生成 Ti_2AlN 和 Ti_5Si_3 等微纳米增强相,形成网状包覆协同增强结构;另一方面,也可在粉末中预混 TiB_2 等颗粒,在熔池中形成原位自生增强体以细化组织。这些方法的优势主要体现在能够一体化成形传统工艺难以制造的复杂构件,并实现对微观组织、增强相分布及材料构型的精准调控,为制备高性能、轻量化的 TiAl 基复合材料部件提供了革新的技术途径。增材制造法制备 TiAl 基复合材料主要面临应力调控等挑战,可考虑采用以下办法加以解决:采用基板预热或保温腔降低热应力;优化激光/电子束工艺参数(功率、扫描策略)进行应力调控;结合热处理或热等静压消除残余应力并调控微观组织。此外, TiAl 基复合材料增材制造过程中的熔池行为对增强相的形态和分布,以及基体组织的调控至关重要,有必要对该关键科学问题进行系统深入研究。

Song 等^[95]通过在 Ti-45Al-8Nb 预合金粉中添加 0.10% 的 LaB_6 ,然后采用定向能量沉积技术制备出微/纳尺度多相协同增强的 TiAl 基复合材料,呈现

出均匀的等轴全片层组织。该复合材料的室温抗拉强度为 997 MPa,比纯 TiAl 合金(810 MPa)高出 187 MPa,其抗拉强度即使在 900 °C 时仍保持在 685 MPa,比纯 TiAl 合金(560 MPa)高出超 100 MPa。此外,由 TiB 和 La_2O_3 析出物形成的多尺度网状结构显著提高了微观组织的稳定性。Xu 等^[97]采用双丝电子束定向能量沉积方法成功制备出 Ti_5Si_3 增强 TiAl 基复合材料,展现出优异的高温强度。

此外,层状增强型 TiAl 基复合材料的制备方法主要包括热压和包套热轧。网状增强型 TiAl 基复合材料主要采用粉末冶金方法制备。混杂增强型 TiAl 基复合材料即可采用熔炼铸造法制备,也可采用粉末冶金法制备。互穿相增强型 TiAl 基复合材料则主要采用增材制造与粉末冶金相结合法,以及反应溶液体浸渗法制备。不同构型 TiAl 基复合材料的制备方法和相应的材料体系如表 2 所示。

3 TiAl 基复合材料的组织特征

TiAl 基复合材料主要由 TiAl 基体和增强相组成;对于外加法合成的复合材料,往往还包括 TiAl 基体与增强相之间的界面反应层。因此,其组织特征不同于 TiAl 合金,还主要涉及增强相的分布形式、组织特征及增强相与基体之间界面反应层的组织特征。

(1)基体组织 与 TiAl 合金一样, TiAl 基复合材料的基体也具有 4 种典型的室温微观组织,根据片层团组织和 γ 相相对含量的多少,这四种典型的微观组织可分为:全片层组织(fully lamellar, FL)、近片层组织(nearly lamellar, NL)、双态组织(duplex, D)和近 γ 组织(near gamma, NG)。

由于粉末冶金法制备 TiAl 基复合材料的烧结

表2 TiAl 基复合材料制备方法
Tab.2 Preparation methods for the TiAl matrix composite

Configuration	Preparation method	Material system
Continuously (fiber) reinforced type	Foil-fiber-foil method, powder cloth method and matrix coating method	TiNb/TiAl , Nb/TiAl , Ta/TiAl , $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}$, SiC/TiAl etc. Hard particle (TiB_2 , TiC , SiC , MAX phase, etc.)
Non-continuously (short fibers, whiskers and particles) reinforced type	Melting and casting method, powder metallurgy method and additive manufacturing method	reinforced TiAl matrix composite, ductile particle (Nb , Ta , high entropy alloy, etc.) reinforced TiAl matrix composite
Layered reinforced type	Hot pressing method and canned hot rolling method	Ti/TiAl , Ti6Al4V/TiAl , $\text{Ti}_2\text{AlNb/TiAl}$, etc.
Network reinforced type	Powder metallurgy method	$\text{Ti}_2\text{AlC/TiAl}$, TiB/TiAl , TiB_2/TiAl , $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$, etc.
Hybrid reinforced type	Melting and casting method and powder metallurgy method Additive manufacturing combined with powder	$(\text{Ti}_5\text{Si}_3 \text{ particle} + \text{Ti}_2\text{AlN whisker})/\text{TiAl}$, etc.
Interpenetrating phase reinforced type	metallurgy method, reaction melt infiltration method	$\text{Ti}_2\text{AlNb/TiAl}$, $\text{Ti}_2\text{AlN/TiAl}$

温度一般接近于 TiAl 合金的共析转变温度,因此,采用该法制备的 TiAl 基复合材料的基体常为近 γ 组织。显微组织对合金力学性能具有显著影响,不同类型的显微组织会使 TiAl 基复合材料具有不同的力学性能。一般而言,全片层和近片层组织具有优异的断裂韧性和高温抗蠕变性能,但室温拉伸强度和塑性较差;而双态和近 γ 组织则恰好相反,特别是拥有相对较好的室温塑性。

Luo 等^[98]采用粉末冶金法制备了 Nb 颗粒增强 TiAl 基复合材料,该复合材料的基体为近 γ 组织,将其在 1 335 °C 保温 0.5 h 然后空冷,该复合材料的基体微观组织类型由近 γ 组织转变为双态组织。热处理后, α_2 相的体积分数显著增加,而 B2 相的体积分数显著降低,铌固溶体相几乎完全消失,组织变得更加细化和均匀,热处理后基体组织的变化使该复合材料的室温抗拉强度和断裂韧性得到显著提高。该复合材料热处理前后的组织演变如图 5 所示。

研究发现,采用原位自生合成法将 MAX 相引入 TiAl 基体中后,TiAl 基体的组织形貌会发生显著的变化,特别是基体组织明显细化。Sun 等^[99]发现,在原位合成的 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 复合材料中,在 Ti_2AlC 富集区,TiAl 基体是由等轴 γ 和 α_2 晶粒组成的双态组织,晶粒尺寸约为 10 μm ;而在无 Ti_2AlC 区域,基体为粗片层组织,晶粒尺寸为 20~60 μm 。Zhu 等^[100]在原位晶化合成的 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 复合材料中也发现,由于 Ti_2AlN 的合成,TiAl 基体组织更加细小和均

匀。岳云龙等^[101]在对 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 复合材料进行多步热处理后,发现 TiAl 基体中弥散分布的 Ti_2AlC 颗粒能有效的钉扎 α 和 γ 晶界,从而阻碍晶界迁移,防止晶粒长大;同时由于晶粒可从 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 界面处形核析出,晶粒形核位置增加使得形核率提高,最终细化了晶粒。

除了有效细化基体组织,增强相(如 TiB_2 、 Y_2O_3 等)作为异质形核点,还可通过降低形核能垒改变 α/γ 片层的析出顺序与晶体学取向。在析出顺序方面,常规冷却时 γ 相需较大过冷度才能均质形核。增强相表面因晶格错配度低(如 $\text{TiB}_2/\gamma\text{-TiAl}$ 错配度低),可为 γ 相提供非均质形核位点,使其在较高温度下优先析出,从而打破“ $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ ”的传统顺序,可能出现 γ 相先于 α_2 相形成,并细化片层团尺寸。在晶体学取向方面,为降低界面能, γ 片层惯习面(111)面会平行于增强相特定低指数面生长,形成强制取向关系。这导致增强相周围 γ 片层呈现择优取向,形成放射状或平行排列的“集束”结构,抑制了常规无序片层分布,有利于减弱材料各向异性。合理利用异质形核可优化片层组织,但需控制增强相分布与界面匹配度。

(2)增强相组织 在原位自生合成的 TiAl 基复合材料中,MAX 相颗粒均匀分布在 TiAl 基体内或晶界处,而其形貌会随着增强相的析出位置和含量,以及制备方法的不同而产生差异。孙涛^[102]通过热压反应烧结合成的 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 复合材料中, Ti_2AlN 颗粒以球状形貌分布在 TiAl 晶粒的边界处。Zhou

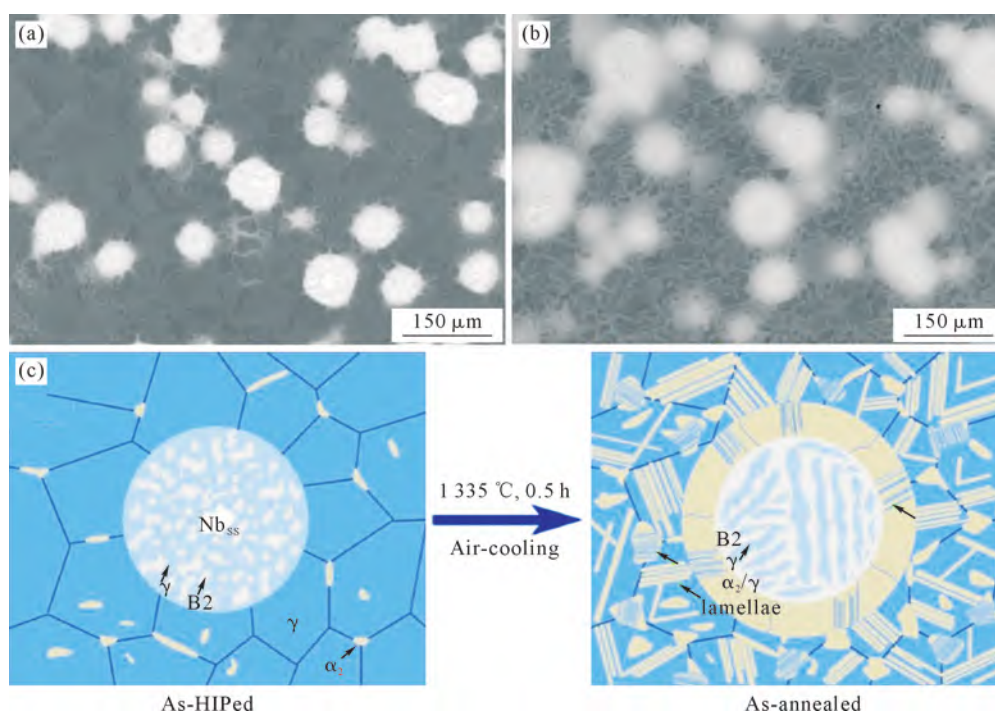


图 5 TiAl-Nb 复合材料热处理前后的组织演变:(a) 热等静压态;(b) 热处理态;(c) 热处理过程中组织演变示意图^[98]
Fig.5 Microstructural evolution of the TiAl-Nb composite before and after heat treatment: (a) hot-isostatic-pressing state; (b) heat-treated state; (c) schematic diagram of microstructural evolution during the heat treatment process^[98]

等^[103]在高温氮气气氛中将 Ti 粉氮化后与 Al 粉混合热压烧结,形成的 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 中 Ti_2AlN 增强相呈连续网状结构。Yue 等^[104]对 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}(\text{Nb})$ 复合材料的显微组织进行了研究,发现纳米尺寸的 Ti_2AlC 颗粒均匀分布在 TiAl 基体中,具有细长板条形貌的 Ti_2AlC 沿着基体的晶界分布; Ti_2AlC 与 TiAl 基体具有较好的界面结合,界面附近无残余应力层。近期,笔者采用粉末冶金法成功制备出一种核壳结构双 MAX 相高温强化 TiAl 基复合材料,该 TiAl 基复合材料的基体为 γ 相,所述核壳结构增强相包括内部的 Ti_2AlC 相和外层的 Ti_3SiC_2 相。这种独特的增强相结构显著提升了 TiAl 合金的高温屈服强度^[105]。该双 MAX 相高温强化 TiAl 基复合材料的增强相组织如图 6 所示。

(3)界面反应层组织 由于 TiAl 合金在高温下具有高的反应活性,因此采用外加法引入的增强相在复合材料的制备过程中往往会与 TiAl 基体发生界面反应,从而形成明显的界面反应层。界面反应层对增强体与基体之间的结合、受力过程中载荷在两者之间的传递以及高温条件下界面反应的继续进行

都有重要的影响。因此,为使 TiAl 基复合材料具有更加优异的力学性能,有必要对界面反应层的组织进行深入研究和调控。

张伟^[106]采用基体涂层法分别制备了具有 C 涂层和 B_4C 涂层的 SiC 纤维增强 Ti-43Al-9V 复合材料,并对其界面反应进行深入研究,发现在 C 涂层和基体合金间产生了 TiC 、 Ti_2AlC 和 $(\text{Ti},\text{V})_5(\text{Si},\text{Al})_3$ 3 种界面反应产物;其中, TiC 靠近 C 涂层, $(\text{Ti},\text{V})_5(\text{Si},\text{Al})_3$ 靠近基体合金,柱状的 Ti_2AlC 相存在于 TiC 层和 $(\text{Ti},\text{V})_5(\text{Si},\text{Al})_3$ 层之间; TiC 层由细晶 TiC 层和粗晶 TiC 层组成,其中细晶 TiC 层包含一些非晶 C 区,细晶 TiC 层与粗晶 TiC 层通过一个断续的非晶 C 层分开。然而,在 B_4C 涂层和基体之间产生了非晶 C、 TiB_2 、 TiC 、 TiB 和 Ti_2AlC 4 种界面反应产物,这 5 种界面反应产物组成 4 个反应层,即 B_4C 涂层表面上的非晶 C 层 | TiB_2 + 非晶 C 组成的混合层 | TiC 层 | 靠近基体处 TiB + Ti_2AlC 组成的混合层。通过计算和实验相结合,发现 $\text{SiC}_f/\text{C}/\text{Ti-43Al-9V}$ 和 $\text{SiC}_f/\text{B}_4\text{C}/\text{Ti-43Al-9V}$ 复合材料界面反应层的生长受扩散控制,遵循抛物线生长规律,其生长激活能分别为 230.7 和

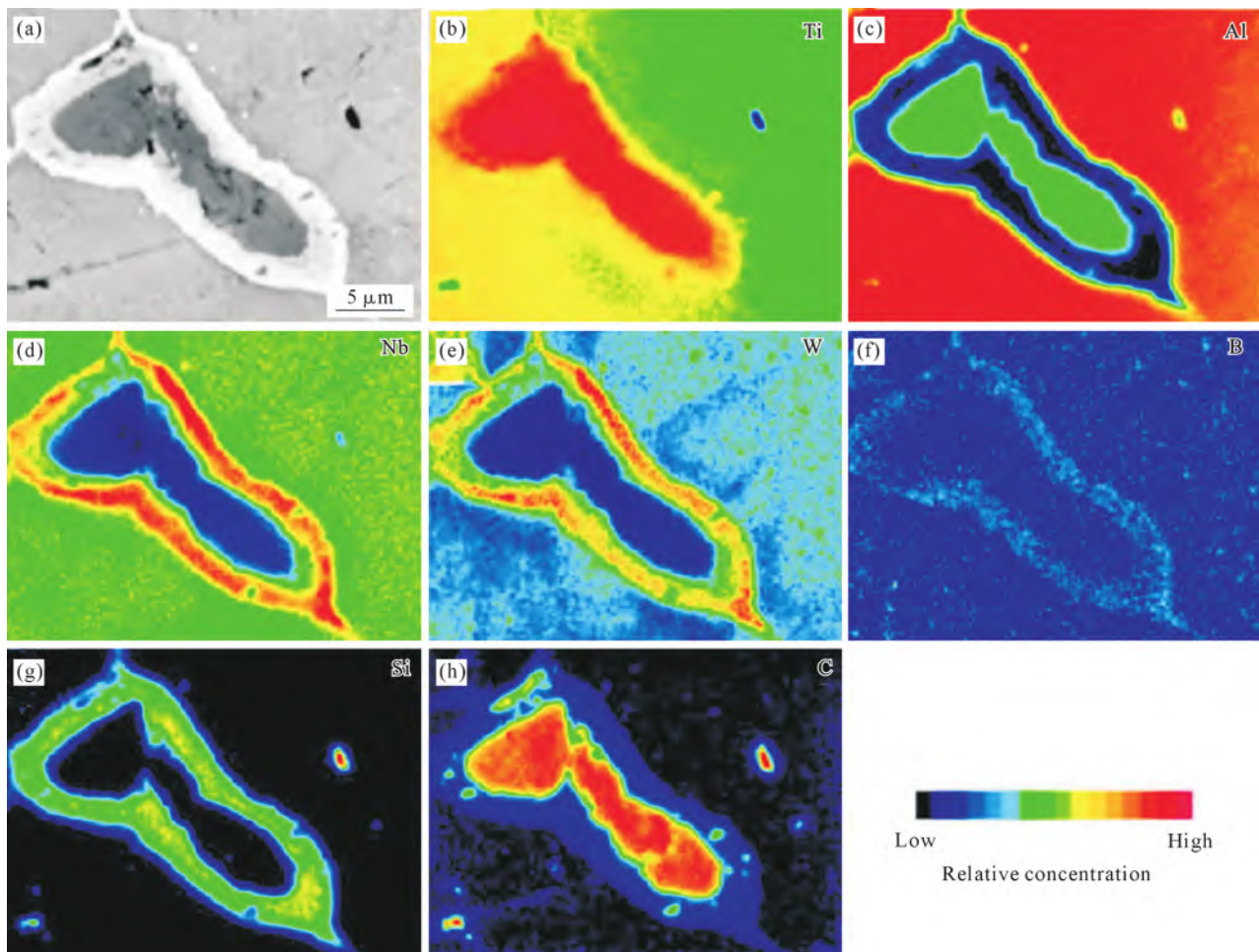


图 6 烧结态 TiAl-SiC 复合材料的增强相组织形态:(a) 背散射图片;(b~h) 各组成元素的 EPMA 面扫分析^[105]

Fig.6 Morphology of the reinforcement phase in the as-sintered TiAl-SiC composite: (a) backscattered electron image; (b~h) EPMA mapping analysis of each constituent element^[105]

308.1 kJ/mol。因此,与 SCS-6 SiC_f/TiAl 和 SiC_f/C/Ti-43Al-9V 等复合材料相比, SiC_f/B₄C/Ti-43Al-9V 复合材料具有更高的界面生长激活能,这表明 SiC_f/B₄C/Ti-43Al-9V 有较低的界面生长速度,从而有利于降低裂纹在界面层萌生。

Zou 等^[53]对具有交叉层状结构的仿生互穿 Ti₂AlNb/TiAl 复合材料的界面层组织进行了详细表征,发现由于元素的扩散作用,界面区域可被划分为 4 个不同的反应层,即 L_I、L_{II}、L_{III} 和 L_{IV}。L_I 主要由厚/薄板状和短棒状 O 相组成。L_{II} 主要由 B2/β 相、针状 α₂ 相和纳米级 ω-Ti₃NbAl₂ 相组成。L_{III} 主要由 B2/β 相组成。L_{IV} 由 α₂ 相组成。与 TiAl 合金相比,仿生互穿 Ti₂AlNb/TiAl 基复合材料的拉伸强度和断裂韧性分别提高了 24.0% 和 89.0%,这跟基体与增强体之间强的界面结合密切相关。该复合材料的界面层组织形貌如图 7 所示。

在 TiAl 基复合材料中,增强相与基体间的界面反应会引发元素互扩散,显著改变界面附近基体的局部相组成,具体而言,首先,当增强相含 C、B 等元素时,界面反应常优先消耗基体中的 Ti 元素形成反应层(如 TiC、TiB)。这导致反应前沿基体局部贫 Ti、相对富 Al,使该区域成分偏离 γ-TiAl 或 α₂-Ti₃Al 的化学计量比。富 Al 区域可能促进脆性相如 TiAl₂ 或 TiAl₃ 的析出,或稳定 γ 相而抑制 α₂ 相形成。其次,若增强相释放间隙元素(如 SiC 中的 C),扩散进入基体可能形成碳化物,消耗更多 Ti,进一步加剧成分偏离。同时,间隙固溶原子可能改变 α/γ 相变温度,导致界面附近出现非平衡相,如细小 γ 颗粒或

(α₂+γ)混合区。此外,元素互扩散随距离衰减,使界面基体呈现成分梯度,相应形成反应层(如 TiC/TiB)→富 γ 区→正常 α₂/γ 片层的递变组织。合理利用这种局部相组成变化可设计界面缓冲层。总之,界面互扩散通过改变 Ti/Al 比和引入间隙元素,使局部相组成偏离平衡态,需通过增强相涂层或工艺优化加以控制。

综上所述,增强相的引入,特别是通过原位自生方式形成的增强相,会对 TiAl 基体的组织(相组成、相含量、形貌和尺寸)产生显著影响。而且通过外加法引入的增强相在复合材料的制备和后续受热过程中往往会与 TiAl 基体发生界面反应,从而形成明显的界面反应层。由于界面反应层连接着基体和增强相,在服役过程中起着传递载荷和协调变形的作用,因此,界面反应层往往是服役过程中受力情况最复杂和最脆弱的部位;而界面反应层的组织特征与其力学性能密切相关,从而会对复合材料的力学性能产生至关重要的影响。因此,有必要对界面反应层的组织特征和形成机制进行研究,从而对其进行调控,以达到提高复合材料力学性能的目的。

4 TiAl 基复合材料的力学性能

4.1 室温力学性能

大量研究表明,原位生成的 MAX 相可显著提高 TiAl 基复合材料室温力学性能。Mei 等^[107]发现对于 Ti₂AlC/TiAl 复合材料,当制备复合材料时添加的 TiC 体积分数为 7% 时,断裂韧性达 43 MPa·m^{1/2},较 TiAl 基体提高 15%;少量弥散分布的 Ti₂AlC 相可同时提

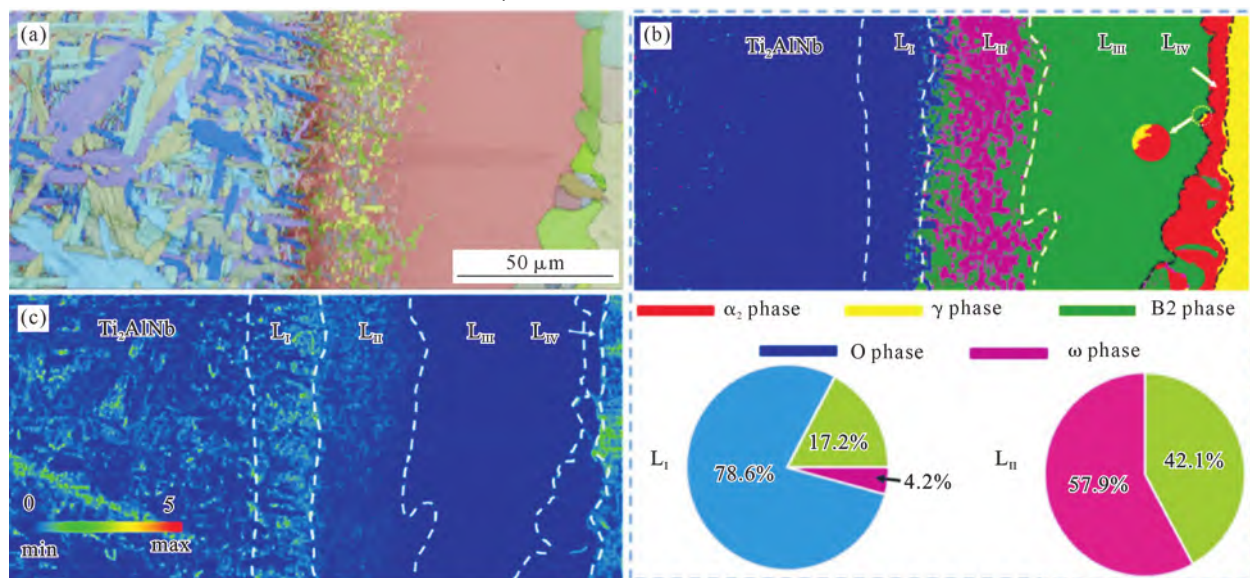


图 7 仿生互穿 Ti₂AlNb/TiAl 复合材料的界面反应层组织:(a) 带对比和欧拉图;(b) 相图和界面区相应组成相的体积分数饼图;(c) KAM 图^[53]

Fig.7 Interface reaction layer microstructure of the biomimetic interpenetrating Ti₂AlNb/TiAl composite: (a) band contrast and Euler images; (b) phase image and pie chart of the volume fraction of corresponding constituent phases in the interface zone; (c) KAM image^[53]

升 TiAl 合金的断裂韧性和强度,但含量过高会增大脆性,降低性能。岳云龙等^[101]通过多步热处理细化 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 复合材料的显微组织,使其断裂韧性和弯曲强度达到 $20.73 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 957.9 MPa 。Kakitsuji 等^[108]对均匀化的 3.3% (体积分数) $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 复合材料进行三点弯曲和断裂韧性测试,结果表明,复合材料具有 0.3%~1.0% 的塑性变形,接近甚至高于 TiAl 基体;弯曲强度随 Ti_2AlN 含量增加而提高;弥散的 Ti_2AlN 颗粒可阻碍裂纹扩展,使断裂韧性从无增强时的 $11.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提升至 $13.0\sim 14.9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。MAX 相因独特的纳米层状结构(M_6X 硬质层与 A 原子软质层交替),在受力时引发裂纹层间偏转,从而提升 TiAl 基体的断裂韧性^[109]。

此外,其他类型/构型的 TiAl 基复合材料也展现出各自优异的室温力学性能。 $(\text{Nb}+\text{Al}_2\text{O}_3)$ 双纤维增强 TiAl 基复合材料的断裂韧性达 $20.87 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,较 Nb/TiAl 材料提高 55%。性能提升主要原因包括: Nb 纤维上的涂层增强界面结合强度与载荷传递能力,促进裂纹偏转,使 Nb 纤维应力提升 75%,裂纹扩展路径显著延长;同时 Al_2O_3 纤维作为主要承载体,其应力达基体的 1.8 倍^[24]。

$0.2\text{SiB}_6/\text{TiAl}$ 颗粒增强型复合材料在室温下的塑性比烧结态高纯 TiAl 合金提高了六倍,抗拉强度从 608 MPa 提升至 745 MPa 。性能提升主要归因于

细化的片层组织、塑性变形过程中的孪晶/孪晶交叉以及层错形成,这些因素增强了加工硬化能力^[32]。

$\text{TiAl}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 层状复合材料表现出优异的力学性能:室温抗拉强度为 812 MPa ,总伸长率 1.31%;同时,该材料在垂直(AO)和平行(DO)界面方向的断裂韧性分别为 32.6 和 $30.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,其中 Ti_2AlNb 层通过释放裂纹尖端应力起到增韧作用,裂纹偏转、桥接、钝化及碎片化也共同提升了断裂韧性^[37]。该复合材料的室温力学性能如图 8 所示。 TiAl/Ti 层状复合材料的界面强度达 234 MPa ,抗拉强度为 421 MPa ,伸长率为 2.72%,其塑性优于单一 TiAl 合金^[41]。

$\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{p}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 混杂增强型 TiAl 基复合材料的断裂韧性与 TiAl 基体合金相比,从 $24.17 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提升至 $30.67 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,其强韧化主要源于组织细化、穿晶 Ti_2AlNb 晶须与晶内 Ti_5Si_3 颗粒的协同强化作用^[49]。颗粒和网状混杂增强型 TiAl 基复合材料显著提升了材料性能,添加 0.5% (质量分数) B_4C 的复合材料室温抗拉强度与伸长率分别为 424.36 MPa 和 1.42%^[16]。

仿生互穿 $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ 基复合材料的拉伸强度和断裂韧性分别为 310.2 MPa 和 $18.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,与 TiAl 合金相比分别提高了 24.0% 和 89.0%,这主要归因于基体与增强体之间强的界面结合以及 Ti_2AlNb 增强体的高强度和高韧性协同效应^[53]。TiAl 基复合

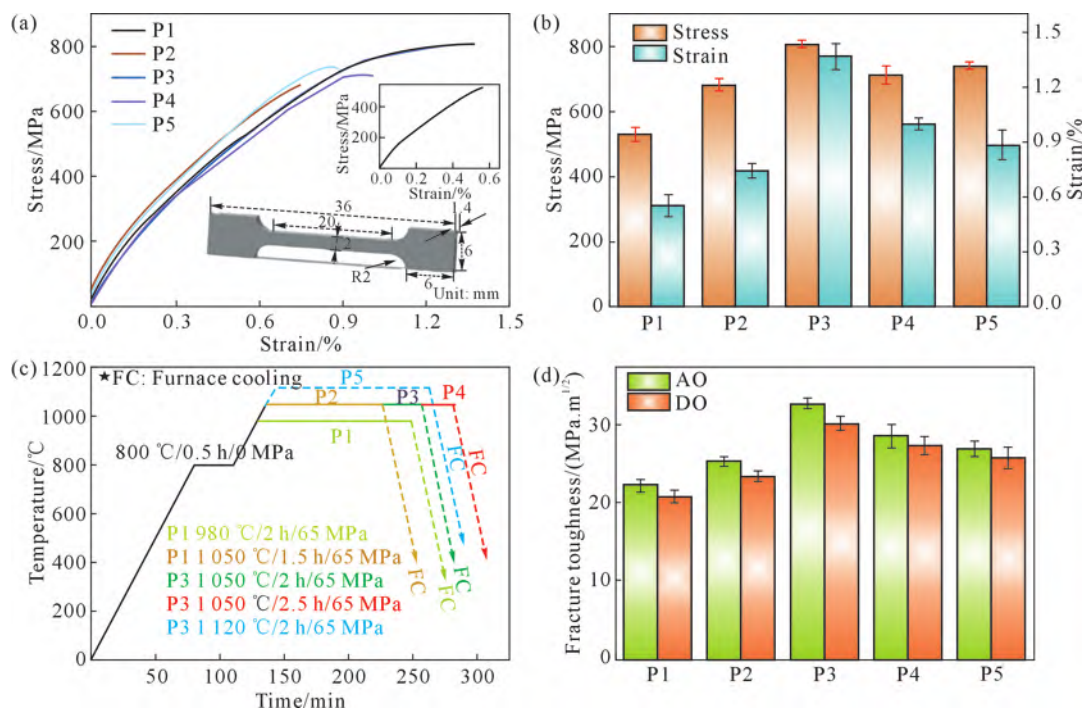


图 8 $\text{TiAl}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 层状复合材料的室温力学性能:(a) 室温拉伸应力-应变曲线;(b) 室温拉伸和伸长率柱状图;(c) P1-P5 样品的热压烧结工艺曲线;(d) 垂直(AO)和平行(DO)界面方向的断裂韧性^[37]

Fig.8 Room-temperature mechanical properties of the $\text{TiAl}/\text{Ti}_2\text{AlNb}$ layered composite: (a) room-temperature tensile stress-strain curves; (b) tensile and elongation bar charts at room temperature; (c) sintering process curves of P1-P5 samples by hot pressing; (d) fracture toughness in the vertical (AO) and parallel (DO) directions to the interface^[37]

材料的室温力学性能如表 3 所示。

4.2 高温力学性能

目前,已有很多有关 MAX 相增强 TiAl 基复合材料高温力学性能的研究。Zhou 等^[103]在 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 复合材料中也研究发现,晶界处网状分布的 Ti_2AlN 显著提升 TiAl 基复合材料的高温力学性能:800 和 1 000 °C 下抗压强度分别达 1 112.1 和 687.7 MPa,较 TiAl 基体提高 14.1%和 61.6%。刘懿文^[109]通过原位反应电弧熔炼方法制备了 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 基复合材料,并对所制备材料进行了 800 °C 的高温拉伸测试,研究了该复合材料的强韧化机制和断裂机制;研究表明, Ti_2AlN 的引入使 TiAl 基复合材料的高温拉伸性能显著优于 Ti-48Al-2Cr-2Nb 基体。随增强相含量增加,高温拉伸屈服强度持续上升,高温抗拉强度先增后降,伸长率则与屈服强度变化趋势相反。 Ti_2AlN 体积分数为 5%时屈服强度最高,4%时抗拉强度最高,较基体分别提高 260.3 和 267.6 MPa;3%时复合材料伸长率高于基体。800 °C 下的强化机制源于 Ti_2AlN 的载荷传递效应,以及细晶 TiAl 基体中大量 γ/γ 和 γ/α_2 片层界面对位错及变形孪晶运动的阻碍作用。此外,Lapin 等^[110-111]采用铸造法制备了原位 $\text{Ti}_2\text{AlC}(\text{TiC})/\text{TiAl}$ 复合材料,并对它们的蠕变性能进行了初步研究,发现具有粗晶全片层组织的复合材料的高温蠕变性能与 TiAl 基体合金相比发生显著提高。

由上述研究可知,MAX 相增强 TiAl 基复合材料的高温力学性能要明显高于其 TiAl 基体合金。研究人员也对 TiAl 基复合材料的强韧化机制和断裂

机制进行了初步研究,发现增强相一方面可通过充分发挥自身的高强度优势有效提高材料的强度,另一方面在变形过程中还能有效阻碍晶界滑动和位错滑移,从而实现材料的强化。

其他类型/构型的 TiAl 基复合材料同样也展现出优异的高温力学性能。0.2SiB₆/TiAl 颗粒增强型复合材料在 900 °C 时,抗拉强度仍保持 585 MPa,断裂应变增加至 18.8%。硅固溶强化、沉淀相强化及其对动态再结晶的阻碍作用,显著提高了高温强度^[32]。高温拉伸测试表明,TiAl 基复合材料的伸长率随高熵合金(AlCoCrFeNi)含量增加呈先升后降趋势。其中,添加量为 4%(质量分数)的复合材料在 900 °C 下伸长率较基体合金提高 29.7%;添加量为 2%(质量分数)时在 1 000 °C 下伸长率提高 21.2%。性能改善主要归因于柔软的高熵合金颗粒与细化的 TiAl 晶粒协同促进多晶体变形,并有效降低了应力集中^[27]。

TiAl/ Ti_2AlNb 层状复合材料在 750 °C 时抗拉强度为 539.71 MPa,伸长率达 10.34%,界面与基体间的良好协同变形能力是其高拉伸性能的关键^[37]。张桐桐^[112]对($\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{-TiAl}$)/TiAl 层状复合板的高温拉伸性能进行了研究,随着测试温度升高,7.2%(体积分数)($\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{-TiAl}$)/TiAl 层状复合板的抗拉强度先升后降,伸长率逐渐增加,韧脆转变温度为 750~800 °C;800 °C 时抗拉强度最高(542 MPa),伸长率 6.1%,表现出良好的强塑性匹配;性能提升主因是原位自生 Ti_5Si_3 颗粒对 TiAl 基体的细化作用及独特的层状结构;此外,随 Ti_5Si_3 含量增加,复合板的抗拉强度和伸长率均先增后减。

表 3 TiAl 基复合材料的室温力学性能^[16,24,32,37,41,49,53,107-108]

Tab.3 Room-temperature mechanical properties of TiAl matrix composites^[16,24,32,37,41,49,53,107-108]

Configuration	Typical material system	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Fracture toughness /(MPa·m ^{1/2})
Continuously (fiber) reinforced type	(Nb+Al ₂ O ₃) dual fibers/TiAl	-	-	20.87
	0.2SiB ₆ /TiAl (particle reinforcement)	745	-	-
Non-continuously (short fibers, whiskers and particles) reinforced type	Ti ₂ AlC/TiAl (particle reinforcement)	-	-	43 (7 vol.%)
	Ti ₂ AlN/TiAl (particle reinforcement)	-	0.3~1.0	13.0~14.9
Layered reinforced type	TiAl/Ti ₂ AlNb	812	1.31	32.6 (vertical to interface) 30.1 (parallel to interface)
	TiAl/Ti	421	2.72	-
	Ti ₅ Si ₃ / Ti_2AlN_w /TiAl	-	-	30.67
Hybrid reinforced type	0.5 wt.% B ₄ C/TiAl (particle+network)	424.36	1.42	-
Interpenetrating phase reinforced type	Ti ₂ AlNb/TiAl	310.2	-	18.5

网状增强型 WC/TiAl 复合材料表现出优异的高温强度:800 °C 时抗拉强度为 730 MPa,900 °C 时仍保持 728 MPa。这表明 TiAl 合金有望在超过900 °C 的高温环境下应用^[45]。该复合材料的高温拉伸曲线如图 9 所示。

Ti₅Si₃p/Ti₂AlN_w 混杂增强型 TiAl 基复合材料 800 °C 抗压强度由 648 MPa 提高至 910 MPa^[49]。颗粒和网状混杂增强型 TiAl 基复合材料显著提升了材料高温力学性能,添加 0.5%(质量分数)B₄C 的复合材料在 900 °C 时分别达到 497.32 MPa 和 4.12%^[16]。

综上所述,综合对比不同构型 TiAl 基复合材料的高温拉伸性能,网状增强型 WC/TiAl 复合材料展现出最佳的高温拉伸性能:在 800 和 900 °C 的抗拉强度分别高达 730 和 728 MPa,强度几乎不随温度升高而下降,表明其可满足 900 °C 以上环境的应用需求。非连续增强型中,0.2SiB₆/TiAl 在 900 °C 抗拉强度 585 MPa、断裂应变 18.8%;Ti₂AlN/TiAl 在 800 °C 下抗拉强度较基体提高 267.6 MPa。层状增强型中,TiAl/Ti₂AlNb 在 750 °C 抗拉 539.71 MPa、伸长率 10.34%;(Ti₅Si₃-TiAl)/TiAl 在 800 °C 抗拉 542 MPa、伸长率 6.1%。混杂增强型中,添加 0.5%(质量分数)B₄C 的复合材料在 900 °C 抗拉 497.32 MPa、伸长率 4.12%。

不同构型 TiAl 基复合材料的强韧化机制因其组织特征而异,且室温和高温下主导机制存在显著区别。具体如下:对于连续纤维增强型,纤维定向排列,室温下纤维承载、脱粘、桥接及拔出为主要增韧机制;高温时纤维/基体界面稳定性非常关键,界面扩散易弱化结合,往往通过纤维表面改性提高纤维/基体界面的热稳定性。对于非连续增强(颗粒/晶须)型,增强相弥散分布,室温下 Orowan 位错强化与载荷转移提升强度,裂纹偏转吸收能量;高温时增强相钉扎晶界、阻碍位错滑移,提高抗蠕变能力。对于层状增强型,层间界面结合相对较弱,室温下裂纹沿层偏转、分层扩展,延长路径增韧;高温时层间滑移可

能软化材料,但优化层厚与界面可协调变形。对于网状增强型,增强相形成连续/半连续三维网络,室温下网络骨架承载并约束网孔内基体变形,裂纹绕网扩展;高温时网络抑制晶界扩散与蠕变,保持强度。对于混杂增强型,多形态增强相协同(如纤维+颗粒),室温下多种机制(位错强化、裂纹桥接和偏转)互补,实现强度-韧性同步提升;高温下不同尺寸相分别作用,兼顾抗蠕变与抗氧化。对于互穿相增强型,两相三维连通互穿,室温下消除尖锐界面,应力均匀传递,裂纹反复穿越界面,断裂功高;高温时双连通结构抑制晶粒长大,协同变形抵抗蠕变。

5 总结和展望

近年来,TiAl 基复合材料的研究在构型设计、制备工艺与组织性能调控方面取得了显著进展,核心目标在于协同提升材料的高温强度与室温塑性。目前 TiAl 基复合材料的研究热点主要集中在多尺度构型设计、先进制备工艺探索、界面精确调控、强韧化机理探究等方面。在构型设计上,研究重点已从简单的均匀弥散分布转向更加精细化的多尺度、多形态构型。其中,网状、混杂和互穿相增强型构型逐渐成为研究热点。此外,“核壳结构”与“梯度界面”设计也受到关注。在制备技术层面,创新方法不断涌现,特别是增材制造技术可实现 TiAl 基复合材料复杂构件的一体化、短流程、高性能制造,具有广阔的应用前景。

现在,TiAl 基复合材料仍处于实验室研究阶段,离工程化应用还有较大差距。其发展瓶颈主要体现在高温性能与室温塑性难以协同提高、粉末冶金法所制备材料界面反应不完全导致长时高温服役性能不稳定、增材制造中的应力与缺陷难以有效控制、制备工艺复杂及成形性差导致生产成本高等。

针对上述问题,对 TiAl 基复合材料需侧重研究的方向进行展望。①多尺度协同增强与界面精准调控仍是核心基础科学问题。未来研究需进一步探索

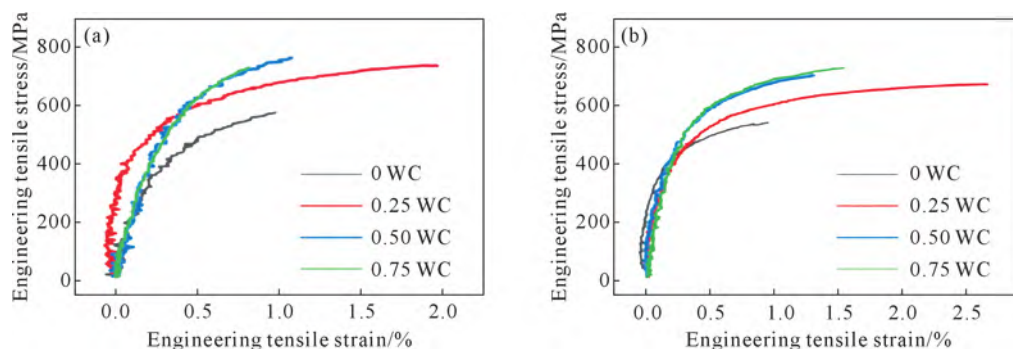


图 9 网状增强型 WC/TiAl 复合材料的高温拉伸应力-应变曲线:(a) 800 °C;(b) 900 °C^[45]

Fig.9 High-temperature tensile stress-strain curves of the network reinforced WC/TiAl composite: (a) 800 °C; (b) 900 °C^[45]

纳米/微米多级增强体的协同分布规律,以及如何通过界面原子级设计(如构建共格/半共格界面)来平衡载荷传递与裂纹偏转增韧之间的关系。同时,开发新型稳定且兼容的增强相(如新型 MAX 相、高熵陶瓷相等)以拓展性能边界也至关重要。②研究复合材料在热机械疲劳、长时间高温暴露等长服役条件下的组织稳定性与性能演变规律;以及发展针对复杂构件的专用热加工与热处理工艺,以保障其在实际极端环境中的服役可靠性。③通过开发增材制造专用的 TiAl 基复合材料构型和成分体系,以及进一步优化工艺,从而对增材制造过程中产生的应力和缺陷进行有效控制。④基于开发成形性良好的 TiAl 基复合材料构型和成分体系,重点研究增材制造等短流程、近净成形技术,从而开发低成本、批量化的 TiAl 基复合材料制备技术,促进工程化应用。

参考文献:

- [1] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides [J]. *Progress in Materials Science*, 2016, 81: 55-124.
- [2] WANG L, WANG Y H, LIANG X P, LIU B, HE J Y, OEHRING M, PYCZAK F, LIU Y. Revealing the unique evolution and splitting behavior of carbides at atomic-scale in TiAl alloys: The role of elastic interactions and chemical fluctuations[J]. *Acta Materialia*, 2025, 296: 121277.
- [3] LIU S Q, DING H S, GUO J J, ZHANG H L, CHEN Z X, WANG Q, CHEN R R, FU H Z. Rapid cellular crystal growth of TiAl-based intermetallic without peritectic reaction by melt-quenching in Ga-In liquid[J]. *Crystal Growth & Design*, 2017, 17(4): 1716-1728.
- [4] LIU S Q, DING H S, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. Remarkable improvement in tensile strength of a polycrystalline γ -TiAl-based intermetallic alloy by deformation nanotwins[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 823: 141692.
- [5] LIU S Q, DING H S, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. Substantial $\langle 101 \rangle$ superlattice dislocations and nanotwins achieved without deformation in a casting Cr-rich TiAl-based alloy after a normalizing treatment[J]. *Materials Letters*, 2025, 398: 138937.
- [6] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, WEIMER M J. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4-5): 549-559.
- [7] REITH M, FRANKE M, SCHLOFFER M, KÖRNER C. Processing 4th generation titanium aluminides via electron beam based additive manufacturing-characterization of microstructure and mechanical properties[J]. *Materialia*, 2020, 14: 100902.
- [8] YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [9] LIU S Q, DING H S, ZHANG H L, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. High-density deformation nanotwin induced significant improvement in the plasticity of polycrystalline γ -TiAl-based intermetallic alloys[J]. *Nanoscale*, 2018, 10: 11365-11374.
- [10] VENKATESWARA RAO K T, ODETTE G R, RITCHIE R O. Ductile-reinforcement toughening in γ -TiAl intermetallic-matrix composites: Effects on fracture toughness and fatigue-crack propagation resistance[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(3): 893-911.
- [11] WARD-CLOSE C M, MINOR R, DOORBAR P J. Intermetallic-matrix composites-A review[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(3): 217-229.
- [12] DÈVE H E, EVANS A G, ODETTE G R, MEHRABIAN R, EMILIANI M L, HECHT R J. Ductile reinforcement toughening of γ -TiAl: Effects of debonding and ductility[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, 38(8): 1491-1502.
- [13] 黄旭, 齐立春, 李臻熙. TiAl 基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(11): 1845-1848.
HUANG X, QI L C, LI Z X. Progress in research of TiAl matrix composites [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35 (11): 1845-1848.
- [14] 王玉鹏, 曾根华, 马腾飞, 王晓红, 李傲, 苏云婷, 方虹泽, 陈瑞润. 粉末冶金法原位自生颗粒增强 TiAl 基复合材料研究进展[J]. *钛工业进展*, 2025, 42(1): 35-48.
WANG Y P, ZENG G H, MA T F, WANG X H, LI A, SU Y T, FANG H Z, CHEN R R. Research progress of in-situ fabricated particles reinforced TiAl composites via powder metallurgy technology[J]. *Titanium Industry Progress*, 2025, 42(1): 35-48.
- [15] SUN W, ZHANG R C, CUI N, ZHANG S L, XU T W, WANG X P, KONG F T. Texture evolution and mechanical properties of Ti-TiAl laminated composite at different rolling temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1036: 181858.
- [16] YANG W G, LI M G, XIAO S L, CHEN Y Y. Design and investigation of strength-ductility TiAl matrix composites with a novel dual-layers couple reinforced structure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 918: 147482.
- [17] ZOU H, HU R, ZHANG K W, WU Z Y, GAO Z T, LIU X X, ZHANG C L, LUO X. Mechanical properties response of isotropic $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ interpenetrating phase composites with TPMS architectures prepared by laser powder bed fusion[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 302: 112559.
- [18] LI J G, HU R, ZHOU M, GAO Z T, WU Y L, LUO X. High temperature micro-deformation behavior of continuous TiNb fiber reinforced TiAl matrix composite investigated by in-situ high-energy X-ray diffraction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 846: 143255.
- [19] ZHOU M, HU R, LI J G, ZOU H, GAO Z T, LUO X. Investigation of interfacial thermal stabilities of Nb/TiAl composites with and without Al_2O_3 coating in interface[J]. *Surfaces and Interfaces*, 2022, 35: 102413.
- [20] ZHOU M, HU R, LI J G, YANG C Y, LIU H Y, LUO X. Investigations of interfacial reaction and toughening mechanisms of Ta fiber-reinforced TiAl-matrix composites [J]. *Materials Characterization*, 2022, 183: 111584.
- [21] HU R, ZHOU M, LUO X, LI J G, ZOU H, GAO Z T. Effect of preparation temperature on interfacial reactions and mechanical properties of Nb/TiAl composite [J]. *Intermetallics*, 2023, 159: 107911.

- [22] HU R, LI J G, ZHOU M, GAO Z T, LUO X. The microstructure characteristics and mechanical properties of Al_2O_3 coated TiNb fibers reinforced TiAl matrix composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 2965-2977.
- [23] ZHOU M, HU R, LI J G, ZOU H, GAO Z T, LUO X. Interfacial optimization by CPED coating for improving mechanical properties of Nb/TiAl composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 892: 145967.
- [24] ZHOU M, HU R, LI J G, ZHANG K R, LUO X. Microstructure and mechanical properties of heterogeneous double fibers reinforced TiAl composites [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 136: 291-304.
- [25] LIU P, WANG Z B, WANG A Q, XIE J P, YANG F, LIU C X. Fabrication, microstructure and mechanical properties of TiAl composite with a Nb-enriched network reinforcement architecture [J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 110212.
- [26] SHEN J Y, WANG L T, CAO Z H, HU L X. Synergistically enhanced strength and ductility in TiAl/Nb composites via core-shell structure design [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 918: 147417.
- [27] LI R, SONG X L, DUAN Z X, HAO Z K, YANG Y, HAN Y, RAN X, LIU Y. Improving the high-temperature ductility of γ -TiAl matrix composites by incorporation of AlCoCrFeNi high entropy alloy particles[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1012: 178515.
- [28] CHE Y X, LI H Z, ZHONG X J, TAN X F, TAO H, LIANG X P. Fabrication and toughening mechanism of Ta particles toughened TiAl matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 945: 149026.
- [29] LI X K, DUAN Z X, SONG X L, LIU L P, LONG L P, CHEN H, HAN Y, ZHANG M L. Microstructure and high-temperature mechanical properties of TiAl composites with Ti-rich region prepared via powder metallurgy [J]. *Materials Today Communications*, 2025, 44: 111918.
- [30] YAN J F, ZHU D D, DONG D, WANG Q B, HU M L, WANG Y. Simultaneous enhancement of strength and toughness in TiAl composites via ductile Nb particle addition[J]. *Intermetallics*, 2025, 185: 108878.
- [31] ZHENG M M, ZHAO H, LIU C Z, WU J P, KANG X, PU Z N. Simultaneously optimization of microstructure and high-temperature tensile property for TiAl-based composites through Nb step milling and sintering [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1020: 179388.
- [32] WANG H J, LIANG Y F, PANG Q H, SUN D B, GUO Y C, LI J, CHEN J Y, LIN J P. Synergistic multiscale architecturing via compositing: Breaking the trade-off of strength-ductility in TiAl alloys [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, 253: 230-245.
- [33] LUO Y F, WANG Y, WANG L, LIU B, LIU Y. Effect of Al_2O_3 fiber on twin intersections-induced dynamic recrystallization in fine-grained TiAl matrix composite [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 172: 1-14.
- [34] 耿林, 吴昊, 崔喜平, 范国华. 基于箔材反应退火合成的 Ti Al 基复合材料板材研究进展[J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1625-1636.
- GENG L, WU H, CUI X P, FAN G H. Recent progress on the fabrication of TiAl-based composites sheet by reaction annealing of elemental foils [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(11): 1625-1636.
- [35] LI D H, WANG B B, LUO L S, LI X W, XU Y J, LI B Q, WANG L, SU Y Q, GUO J J, FU H Z. Design a novel TiAl/Ti₂AlNb laminated composite with high toughness prepared by foil-foil metallurgy[J]. *Materials Letters*, 2021, 303: 130463.
- [36] LI D H, WANG B B, LUO L S, LI X W, XU Y J, LI B Q, WANG L, LIU W Y, HAN B S, SU Y Q, GUO J J, FU H Z. The interface structure and its impact on the mechanical behavior of TiAl/Ti₂AlNb laminated composites [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 827: 142095.
- [37] LI D H, WANG B B, LUO L S, LI X W, XU Y J, LI B Q, HAWAZY D, WANG L, SU Y Q, GUO J J, FU H Z. Effect of processing parameters on the microstructure and mechanical properties of TiAl/Ti₂AlNb laminated composites[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 109: 228-244.
- [38] LI D H, WANG B B, LUO L S, LI X W, YU J X, LI B Q, WANG L, SU Y Q, GUO J J, FU H Z. Enhanced strength and fracture characteristics of the TiAl/Ti₂AlNb laminated composite [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 835: 142632.
- [39] WANG B, AI T T, WANG T T, LI W H, JING R, ZOU X Y, DENG Z F, ZHAO Z G, ZHAO K, LIU G. Interface regulation effects on mechanical behavior of heterostructure Ti6Al4V/TiAl-based laminated composite sheets[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(18): 25984-25995.
- [40] SUN W, CUI N, ZHANG S L, XU T W, WANG X P, KONG F T. Interface characteristics and mechanical properties of a Ti-TiAl laminated composite [J]. *Materials Characterization*, 2024, 207: 113468.
- [41] YE Y, CHEN Y Y, ZHANG Y, ZHANG S Z, SUN J F. Interfacial and mechanical properties of TiAl/Ti laminated composites by hot rolling bonding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1024: 180151.
- [42] ZHU Q, ZHANG Z A, CHEN M, ZHANG L F, LIU K, FAN G H, ZHANG P. Atomic-scale insights into the effect of interlayer spacing on the tensile mechanical properties of Ti-TiAl laminated composites[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 45: 112381.
- [43] ZHU D D, YAN J F, WANG Y P, DONG D, WANG X H, MA T F, WEI Z J. Microstructural evolution and mechanical properties of network-structure Ti₂AlC/TiAl composites prepared by spark plasma sintering[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2025, 35(7): 2273-2287.
- [44] YANG W G, LI W J, MU Y X, LIANG Y F, LIN J P. Effect of powder particle size on microstructural evolution and mechanical properties of network-reinforced TiAl composites [J]. *Materials Letters*, 2025, 401: 139205.
- [45] WANG H J, GUO Y C, SUN D B, LIANG Y F, PANG Q H, LIN J P. A novel core-shell structure of TiAl-based composite with superior high temperature mechanical properties[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 297: 112352.
- [46] LI M G, YANG W G, LI J, CHEN Y Y, XIAO S L. Microstructures and mechanical properties of TiAl matrix composites with mul-

- ti-precipitates quasi-continuous network reinforced structures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 901: 146573.
- [47] GAO N N, CUI X P, LUO J W, ZHAI X X, ZHANG T Q, WANG Z Q, ZHANG Y Y, DING H, CHEN J F, GENG L, HUANG L J. Hot deformation behavior and processing map of novel quasi-network $\text{Ti}_3\text{Si}_3/\text{TiAl}$ composites[J]. Intermetallics, 2024, 166: 108204.
- [48] LIU P, WANG Z B, YE F, HOU B, WANG A Q, XIE J P. Hierarchically heterogeneous strategy for $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ composite with superior mechanical properties [J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 273: 111259.
- [49] CUI S, CUI C X, YANG S C, KANG L C. The effect of the in-situ hybrid $\text{Ti}_3\text{Si}_3/\text{Ti}_2\text{AlN}_w$ on the microstructure and mechanical properties of TiAl [J]. Materials Letters, 2021, 304: 130678.
- [50] ZHANG M Y, ZHAO N, YU Q, LIU Z Q, QU R T, ZHANG J, LI S J, REN D C, BERTO F, ZHANG Z F, RITCHIE R O. On the damage tolerance of 3-D printed Mg-Ti interpenetrating-phase composites with bioinspired architectures[J]. Nature Communications, 2022, 13: 3247.
- [51] SONG W D, MU K L, FENG G Z, HUANG Z, LIU Y, HUANG X, XIAO L J. Mechanical properties of 3D printed interpenetrating phase composites with TPMS architectures[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 193: 111210.
- [52] ASAR A, ZAKI W. A comprehensive review of the mechanisms and structure of interpenetrating phase composites with emphasis on metal-metal and polymer-metal variants[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 275: 111314.
- [53] ZOU H, HU R, ZHOU M, GAO Z T, LIU X X, LUO X. Microstructure evolution and mechanical properties of bioinspired interpenetrating $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$ matrix composite with a crossed-lamellar structure[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 287: 111851.
- [54] ZHANG Z X, ZHOU Y, LI X, WU C, ZHANG Z H, LI S B, HUANG Z Y. Fabrication mechanism and high-temperature properties of bicontinuous $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ composites: Experimental, DFT, and DL investigations [J]. Materials Characterization, 2025, 223: 114886.
- [55] 王文生, 阎蕴琪, 李中奎. 纤维增强 TiAl 基复合材料的研究[J]. 钛工业进展, 2003(2): 5-8.
- [56] ZHOU Y, SUN D L, WANG Q, HAN X L. Effect of fabrication parameters on the microstructure and mechanical properties of unidirectional Mo-fiber reinforced TiAl matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 575: 21-29.
- [57] 张全成, 何贵玉, 吴建生. TiNb 长纤维强韧化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 基复合材料的研究[J]. 材料科学与工艺, 2000(8): 77-79.
- ZHANG Q C, HE G Y, WU J S. Fundamental investigation of TiNb fiber continuously reinforced Ti-48Al-2Cr-2Nb matrix composites[J]. Materials Science and Technology, 2000(8): 77-79.
- [58] LUO X, LI C, YANG Y Q, HU H M, LI X Y, LIU S, LI P T. Microstructure and interface thermal stability of C/Mo double-coated SiC fiber reinforced $\gamma\text{-TiAl}$ matrix composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 2016, 26 (5): 1317-1325.
- [59] BRUNET A, VALLE R, VASSEL A. Intermetallic TiAl-based matrix composites: Investigation of the chemical and mechanical compatibility of a protective coating adapted to an alumina fibre [J]. Acta Materialia, 2000, 48(20): 4763-4774.
- [60] XU Z S, XUE B, SHI X L, ZHANG Q X, ZHAI W Z, YAO J, WANG Y F. Sliding speed and load dependence of tribological properties of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{TiAl}$ composite [J]. Tribology Transactions, 2015, 58(1): 87-96.
- [61] LIU Y W, HU R, ZHANG T B. Microstructure stability of $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{Ti-48Al-2Cr-2Nb}$ composite at 900 °C [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 2016, 26 (2): 423-430.
- [62] SONG X J, CUI H Z, HAN Y, HOU N, WEI N, DING L, SONG Q. Effect of carbon reactant on microstructures and mechanical properties of $\text{TiAl}/\text{Ti}_2\text{AlC}$ composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 684: 406-412.
- [63] 郑欣, 白润, 王东辉, 蔡晓梅, 王峰, 夏明星, 喻吉良. 航天航空用难熔金属材料的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40 (10): 1871-1875.
- ZHENG X, BAI R, WANG D H, CAI X M, WANG F, XIA M X, YU J L. Research development of refractory metal materials used in the field of aerospace[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40 (10): 1871-1875.
- [64] ODETTE G R, CHAO B L, SHECKHERD J W, LUCAS G E. Ductile phase toughening mechanisms in a TiAl-TiNb laminate composite[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(9): 2381-2389.
- [65] LI J G, HU R, ZHOU M, GAO Z T, YANG J R. Performance assessment of TiNb/TiAl composites with different fiber structural characteristics [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 2265-2276.
- [66] VENKATESWARA RAO K T, ODETTE G R, RITCHIE R O. On the contrasting role of ductile-phase reinforcements in the fracture toughness and fatigue-crack propagation behavior of TiNb/ $\gamma\text{-TiAl}$ intermetallic matrix composites [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(2): 353-361.
- [67] VENKATESWARA RAO K T, RITCHIE R O. Fatigue crack propagation resistance of ductile TiNb-reinforced $\gamma\text{-TiAl}$ intermetallic matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 1992, 153(1-2): 479-485.
- [68] VENKATESWARA RAO K T, RITCHIE R O. High-temperature fracture and fatigue resistance of a ductile $\beta\text{-TiNb}$ reinforced $\gamma\text{-TiAl}$ intermetallic composite[J]. Acta Metallurgica, 1998, 46(12): 4167-4180.
- [69] LIU Z C, LIN J P, LI S J, CHEN G L. Effects of Nb and Al on the microstructures and mechanical properties of high Nb containing TiAl base alloys[J]. Intermetallics, 2002, 10(7): 653-659.
- [70] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M, FRÖBEL U, LORENZ U. Creep behavior of tial alloys with enhanced high-temperature capability[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 2149-2164.
- [71] LIN J P, ZHAO L L, LI G Y, ZHANG L Q, SONG X P, YE F, CHEN G L. Effect of Nb on oxidation behavior of high Nb containing TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2011, 19: 131-136.
- [72] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, GÜTHER V, OTTO A, BARTELS A. Design of novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable $\beta/\text{B2}$ -phase fraction and excellent hot-workability

- [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(8): 707-713.
- [73] WANG L, LIANG X P, JIANG F Q, OUYANG S H, LIU B, LIU Y. Phase transformation and deformation behavior of a TiAl-Nb composite under quasi-static and dynamic loadings[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 829: 142155.
- [74] 田晨光, 严明, 梅炳初. 三元层状氮化物(Ti₂AlN)陶瓷的研究[J]. *稀有金属快报*, 2006, 25(6): 6-9.
- TIAN C G, YAN M, MEI B C. Study on the ternary layered nitride Ti₂AlN[J]. *Rare Metals Letters*, 2006, 25(6): 6-9.
- [75] 周卫兵, 梅炳初, 朱教群, 陈艳林. 可加工 Ti₂AlC 陶瓷的研究进展[J]. *武汉理工大学学报*, 2002, 24(9): 22-24.
- ZHOU W B, MEI B C, ZHU J Q, CHEN Y L. Study on the machinable Ti₂AlC ceramic[J]. *Journal of Wuhan University of Technology*, 2002, 24(9): 22-24.
- [76] 王健. 原位合成细晶 Ti₂AlC/TiAl 复合材料的制备和性能[D]. 天津: 天津大学, 2014.
- WANG J. Processing and properties of refined Ti₂AlC/TiAl composites by in-situ synthesis[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014.
- [77] 岳云龙, 吴海涛, 王志杰, 王传彬, 张联盟. TiC/TiAl 复合材料微观结构观察及强化机理分析[J]. *济南大学学报(自然科学版)*, 2004(2): 98-102.
- YUE Y L, WU H T, WANG Z J, WANG C B, ZHANG L M. Observation of microstructure of TiC/TiAl composites and the analysis of strengthening and toughening mechanisms[J]. *Journal of University of Jinan (Science and Technology)*, 2004(2): 98-102.
- [78] 李建国, 张富祥, 王立军, 张永刚. γ -TiAl 基自生复相材料的显微组织特征[J]. *北京航空航天大学学报*, 2000, 26(5): 501-504.
- LI J G, ZHANG F X, WANG L J, ZHANG Y G. Microstructures of multi-phase materials in-situ formed in γ -TiAl based alloys[J]. *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*, 2000, 26(5): 501-504.
- [79] SUN Z M, HASHIMOTO H, TIAN W B, ZOU Y. Synthesis of the MAX phases by pulse discharge sintering[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2010, 7(6): 704-718.
- [80] BARSOUM M W. The M_{N+1}AX_N phases: A new class of solids; Thermodynamically stable nanolaminates [J]. *Progress in Solid State Chemistry*, 2000, 28(1-4): 201-281.
- [81] HUG G, JAOUEN M, BARSOUM M W. X-ray absorption spectroscopy, EELS, and full-potential augmented plane wave study of the electronic structure of Ti₂AlC, Ti₂AlN, Nb₂AlC, and (Ti_{0.5}Nb_{0.5})₂AlC[J]. *Physical Review B*, 2005, 71(2): 024105
- [82] ANDRIEVSKI R A. High-melting-point compounds: New approaches and new results[J]. *Physics-Uspekhi*, 2017, 60(3): 276-289.
- [83] KAMPE S L, CHRISTODOULOU J, FENG C R, CHRISTODOULOU L, MICHEL D J. The effect of matrix microstructure and reinforcement shape on the creep deformation of near- γ titanium aluminide composites[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(8): 2881-2894.
- [84] WU Y, LAVERNIA E J. Strengthening behavior of particulate reinforced MMCs[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, 27(2): 173-178.
- [85] IBRAHIM I A, MOHAMED F A, LAVERNIA E J. Particulate reinforced metal matrix composites - a review[J]. *Journal of Materials Science*, 1991, 26: 1137-1156.
- [86] 周毅. Mo/TiAl 复合材料的制备及变形断裂行为研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- ZHOU Y. Study on fabrication of Mo/TiAl composites and their deformation and fracture behavior[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- [87] 陈玉勇, 牛红志, 田竟, 孔凡涛, 肖树龙. 颗粒增强 TiAl 基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(11): 2060-2064.
- CHEN Y Y, NIU H Z, TIAN J, KONG F T, XIAO S L. Research progress of particulates reinforced TiAl based composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(11): 2060-2064.
- [88] ALMAN D E. Reactive sintering of TiAl-Ti₅Si₃ in situ composites [J]. *Intermetallics*, 2005, 13(6): 572-579.
- [89] WANG J, ZHAO N Q, NASH P, LIU E Z, HE C N, SHI C S, LI J J. In situ synthesis of Ti₂AlC-Al₂O₃/TiAl composite by vacuum sintering mechanically alloyed TiAl powder coated with CNTs[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 578: 481-487.
- [90] ICHIKAWA K, KINOSHITA Y. Rheocasting techniques applied to intermetallic TiAl alloys and composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 240: 493-502.
- [91] TAN Y M, FANG H Z, CUI H Z, LIU Y L, CHEN R R, SU Y Q, GUO J J, FU H Z. Room and high temperature mechanical behavior of Ti-Al-Nb-Mo alloy reinforced with Ti₂AlN ceramic particles [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 797: 140098.
- [92] LAPIN J, STAMBORSKÁ M, KAMYSHNYKOVA K, PELACHOVÁ T, KLIMOVÁ A, BAJANA O. Room temperature mechanical behaviour of cast in-situ TiAl matrix composite reinforced with carbide particles[J]. *Intermetallics*, 2019, 105: 113-123.
- [93] FANG H Z, CHEN R R, YANG Y, SU Y Q, DING H S, GUO J J, FU H Z. Role of graphite on microstructural evolution and mechanical properties of ternary TiAl alloy prepared by arc melting method[J]. *Materials & Design*, 2018, 156: 300-310.
- [94] LI W, YANG Y, LIU J, ZHOU Y, LI M, WEN S F, WEI Q S, YAN C Z, SHI Y S. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB₂ in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting [J]. *Acta Materialia*, 2017, 136: 90-104.
- [95] SONG Y, XUE H, TONG X H, FU L Z, SHANG S L, LIU Z K, LIANG Y F, LIN J P. Additively manufactured TiAl-based composite with a multi-stage network structure synergically enabling strength and microstructural stability[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 300: 112460.
- [96] REN L R, SHI Z C, CHU M Y, MO T Q, XIAO H Q. Preparation and characterization of laser clad Ti-Al-C composite coatings using Ti₂AlC/TiAl powders[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 46: 112514.
- [97] XU J Q, PENG Y, PAN M C, LIANG N N, YANG Z W, KONG J, ZHOU Q, WANG K H. Novel orientation relationships and mechanical properties of *in situ* synthesized Ti₅Si₃-reinforced TiAl composite via electron beam-directed energy deposition[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 224: 125-141.
- [98] LUO Y F, LIU S Q, SUN Z Y, LIU B, WANG L, WANG Y, LIU Y. Microstructural evolution during annealing of a powder metallurgical TiAl-Nb composite and its effect on mechanical properties [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25:

- 3654-3669.
- [99] SUN H F, LI X W, ZHANG P, FANG W B. The microstructure and tensile properties of the Ti_2AlC reinforced TiAl composites fabricated by powder metallurgy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 611: 257-262.
- [100] ZHU J F, GAO J Q, WANG F. Synthesis of TiAl- Ti_2AlN composites by in-situ crystallization[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, 16(S3): s1928-s1931.
- [101] 岳云龙, 王志杰, 吴海涛, 苏通, 徐言超. 多步热处理对 $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ 复合材料组织与性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(4): 600-604.
- YUE Y L, WANG Z J, WU H T, SU T, XU Y C. Effects of multi-step heat treatment on microstructures and mechanical properties of the $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(4): 600-604.
- [102] 孙涛. 原位自生 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 复合材料制备与高温性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
- SUN T. Fabrication and high temperature properties of in-situ synthesized $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.
- [103] ZHOU Y, SUN D L, JIANG D P, HAN X L, WANG Q, WU G H. Microstructural characteristics and evolution of $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ composites with a network reinforcement architecture during reaction hot pressing process[J]. *Materials Characterization*, 2013, 80: 28-35.
- [104] YUE Y L, WU H T, ZHANG L Y, WANG Z J, ZHANG L M. Preparation and microstructural analysis of $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$ (Nb) composite[J]. *Journal of Wuhan University of Technology- Materials Science Edition*, 2007, 22(1): 7-11.
- [105] LIU S Q, GUO H J. Microstructure and high-temperature compressive properties of a core-shell structure dual-MAX-phases-reinforced TiAl matrix composite[J]. *Crystals*, 2025, 15(4): 363.
- [106] 张伟. SiC 纤维增强 TiAl 基复合材料的微观组织研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.
- ZHANG W. Studies on the microstructure of SiC fiber reinforced TiAl composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014.
- [107] MEI B C, MIYAMOTO Y. Investigation of TiAl/ Ti_2AlC composites prepared by spark plasma sintering[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2002, 75(1-3): 291-295.
- [108] KAKITSUJI A, MIYAMOTO H, MABUCHI H, TSUDA H, MORII K. Microstructure and mechanical properties of TiAl/ Ti_2AlN composites prepared by combustion synthesis[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42(9): 1897-1900.
- [109] 刘懿文. 原位自生 $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ 基复合材料组织演变及强韧化机制[D]. 西安: 西北工业大学, 2017.
- LIU Y W. Microstructural evolution and strengthening-softening mechanisms of in-situ $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ based composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2017.
- [110] LAPIN J, KAMYSHNYKOVA K. Processing, microstructure and mechanical properties of in-situ $\text{Ti}_3\text{Al}+\text{TiAl}$ matrix composite reinforced with Ti_2AlC particles prepared by centrifugal casting[J]. *Intermetallics*, 2018, 98: 34-44.
- [111] LAPIN J, KLIMOVÁ A, ŠTAMBORSKÁ M, KAMYSHNYKOVA K, PELACHOVÁ T. Development and properties of cast TiAl matrix in situ composites reinforced with carbide particles[J]. *Materials Science Forum*, 2018, 941, 1907-1913.
- [112] 张桐桐. $(\text{Ti}_5\text{Si}_3-\text{TiAl})/\text{TiAl}$ 层状复合板组织形成机制与高温力学及抗氧化行为[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- ZHANG T T. The synthesis mechanism and high-temperature mechanical and oxidation behavior of $(\text{Ti}_5\text{Si}_3-\text{TiAl})/\text{TiAl}$ laminated composite sheets[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.

(责任编辑: 杨浩雪)