

引用格式: 姜丽红, 范炼海, 刘征, 等. 激光定向能量沉积制备 $B_4C/TC4$ 钛基复合材料微观组织及力学性能[J]. 航空材料学报, 2025, 45(6): 109-117.

JIANG Lihong, FAN Lianhai, LIU Zheng, et al. Microstructure and mechanical properties of $B_4C/TC4$ titanium matrix composites produced by laser directed energy deposition[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(6): 109-117.

激光定向能量沉积制备 $B_4C/TC4$ 钛基 复合材料微观组织及力学性能

姜丽红^{1,2*}, 范炼海¹, 刘征¹, 魏取龙¹, 朱琳¹

(1. 南昌航空大学 高端装备极端制造技术江西省重点实验室, 南昌 330063; 2. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

摘要: 采用激光定向能量沉积技术制备 $B_4C/TC4$ 钛基复合材料, 研究不同 B_4C 含量钛基复合材料成形沉积层的微观组织及力学性能。结果表明, 在沉积过程中 B_4C 与 $TC4$ 基体发生原位反应, 生成 TiC 和 TiB 增强相。随着 B_4C 含量的添加, 复合材料硬度显著提升, 但塑性随之下降。当 B_4C 的质量分数为 0.2% 时, TiC 和 TiB 析出相分布最为均匀, 复合材料在获得最高强度的同时仍保持良好塑性, 表现出最优的综合力学性能。该性能优化主要归因于高长径比 TiB 相的载荷传递效应、析出相对晶界的钉扎作用以及由此引发的晶粒细化等多种强化机制的协同作用。

关键词: 激光定向能量沉积; 钛基复合材料; 微观组织; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000157

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2024.000157

中图分类号: V257

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)06-0109-09

Microstructure and mechanical properties of $B_4C/TC4$ titanium matrix composites produced by laser directed energy deposition

JIANG Lihong^{1,2*}, FAN Lianhai¹, LIU Zheng¹, WEI Qulong¹, ZHU Lin¹

(1. Jiangxi Key Laboratory of Extreme Manufacturing Technology for High-End Equipment, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 2. State Key Laboratory Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: $B_4C/TC4$ titanium matrix composites are fabricated by laser-directed energy deposition (L-DED) to investigate the effect of B_4C content on the microstructure and mechanical properties of the deposited layers. The results indicate that during the deposited process, B_4C reacts *in-situ* with the $TC4$ matrix, generating TiC and TiB reinforcement phases. With the addition of B_4C content, the hardness of the composites increases significantly, while the plasticity decreases accordingly. When the mass fraction of B_4C is 0.2%, the precipitated phases of TiC and TiB exhibit the most uniform distribution. At this point, the composite achieves the highest strength while still maintaining good plasticity, demonstrating the optimal comprehensive mechanical properties. This performance optimization is mainly attributed to the synergistic effect of multiple strengthening mechanisms, including the load transfer effect of TiB phases with a high aspect ratio, the pinning effect of precipitated phases on grain boundaries and the resulting grain refinement.

Key words: laser directed energy deposition; titanium matrix composite; microstructure; mechanical property

随着航空航天领域对轻量化、高强度结构材料的迫切需求, 传统钛合金因综合性能的限制, 难

以满足日益严苛的服役环境要求。因此, 钛基复合材料因其高比强度、高比模量、优异的耐腐蚀性与

高温抗疲劳性能,受到广泛关注^[1-2]。

钛基复合材料性能的提升,关键在于增强相的选择。理想的增强相应具备高弹性模量与硬度,同时与钛基体保持良好的化学相容性与热稳定性。目前常用的增强颗粒包括 LaB_6 、 TiC_w 、 TiN 、 TiB_p 、 SiC 、 B_4C 、 Si_3N_4 等。Wang 等^[3] 研究 TiB 晶须体积分数对复合材料微观结构和力学性能的影响,研究表明,高长径比的 TiB 晶须对 TC4 合金基体具有显著强化作用,复合材料的屈服强度随 TiB 含量增加呈现先增加后降低趋势。Huang 等^[4] 还研究颗粒 SiC 增强钛基复合材料,研究表明, Ti 与 SiC 发生原位反应生成 Ti_5Si_3 棒晶与 Ti_2C 颗粒,形成独特的三维网状结构,当增强体体积分数为 1% 时,复合材料在强度与延展性方面均较纯钛基体实现同步增强。Jeje 等^[5] 研究纳米 TiN 增强相的添加对 Ti-7Al-1Mo 三元合金致密化行为、微观组织演变及力学性能的影响,研究表明,纳米 TiN 增强的 Ti-7Al-1Mo 复合材料呈现双模态结构特征,具有高硬度值和压缩屈服强度。彭斌意等^[6] 在使用选区激光熔化制备 LaB_6 增强钛基复合材料时,发现 LaB_6 虽然略微降低塑性,但显著提升强度并诱导出明显的应变率效应。

在多种增强相中,与钛基体形成稳定界面结合且与其物理性能相匹配的物相备受关注。其中, TiB 与 TiC 因其与钛基体相近的密度和热膨胀系数,以及优异的界面结合能力,被视为 TC4 合金最具潜力的增强相。研究表明, B_4C 作为增强相,通过与 Ti 发生原位反应,同时生成 TiB 与 TiC 两相,实现对基体性能的协同优化。例如, Li 等^[7] 利用电子束技术成功制备出 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 复合材料,证实 TiB 与 TiC 的原位生成。Namini 等^[8] 采用放电等离子烧结技术研究 B_4C 含量对显微组织与力学性能的影响,发现 B_4C 的添加可提升材料力学性能,但其原位反应并不完全。Wang 等^[9] 采用激光熔化沉积制备 $\text{TiC}_p/\text{TC4}$ 复合材料,研究发现,当 TiC_p 含量高达 50% (质量分数,下同) 时,材料会出现裂纹与微观结构梯度分布,说明过量的增强相反反而会损害材料的完整性。

在多种制备工艺中,激光增材制造技术因其成形自由度高、组织调控能力强,在制备高性能钛基复合材料方面展现出独特优势。特别是激光定向能量沉积技术,凭借其高能量密度与可控熔覆过程,能够促进 B_4C 纳米颗粒与 TC4 基体充分发生原位反应,减少未熔 B_4C 颗粒残留,抑制裂纹产生,从而优化组织并提升性能。

已有研究对 B_4C 增强钛基复合材料进行初步探索,但系统研究在激光定向能量沉积 (laser-directed energy deposition, L-DED) 工艺下, B_4C 含量对微观结构演变与力学性能影响的报道仍相对缺乏,特别是针对 TiB 与 TiC 协同强化机制的理解尚不深入。为此,本工作采用 L-DED 技术制备不同 B_4C 纳米颗粒含量 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 复合材料,表征其显微组织与力学性能,旨在揭示增强相形成机制与复合材料的强化规律,为高性能钛基复合材料的激光增材制造提供实验依据与理论参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验以 TC4 粉末 (粒径为 75~180 μm) 和 B_4C 粉末 (粒径为 400 nm) 为原料,采用球磨法制备含量为 0%、0.2%、0.5% 和 0.8% B_4C 的粉末混合物。

1.2 实验方法

采用 L-DED 技术制备 15 mm×15 mm×15 mm 的合金试样块,工艺参数为:激光功率 950 W,激光扫描速度 400 mm/min,送粉量 2.2 g/min,光斑直径 0.6 mm。采用 X 射线衍射仪 (X-ray diffractometer, XRD)、光学显微镜 (optical microscope, OM)、扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 和能量色散 X 射线光谱仪 (energy dispersive X-ray spectrometer, EDS) 等进行显微组织及成分分析。采用 HV-1000SA 型显微维氏硬度计测量成型沉积试样硬度,载荷为 200 g,加载时间为 15 s。拉伸性能实验在 AGS-X-50 KN 型拉伸试验机上进行,应变率为 0.001 mm/s,试样尺寸如图 1 所示。

2 结果与分析

2.1 沉积层显微组织分析

将含量为 0%、0.2%、0.5% 和 0.8% B_4C 的 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 复合材料分别标记为 0 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 、0.2 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 、0.5 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 和 0.8 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$,图 2 为 $\text{B}_4\text{C}/\text{TC4}$ 复合材料试样的 XRD 谱图。分析结果表明,所有通过激光定向能量沉积制备的样品,其基体均主要由 $\alpha\text{-Ti}$ 和 $\beta\text{-Ti}$ 相组成。但是,在添加 B_4C 纳米颗粒的复合材料中,除 $\alpha\text{-Ti}$ 和 $\beta\text{-Ti}$ 相外,还检测到 TiC 和 TiB 的衍射峰,但未发现 B_4C 的原始衍射峰,这表明 B_4C 在 L-DED 过程中与 TC4 基体发生完全的原位反应,生成 TiC 和 TiB 增强相。由于

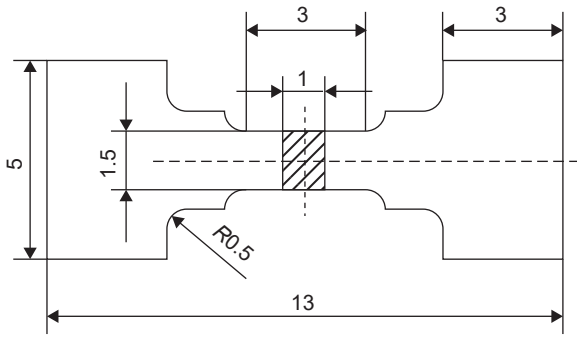


图 1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 Dimension of the tensile specimen

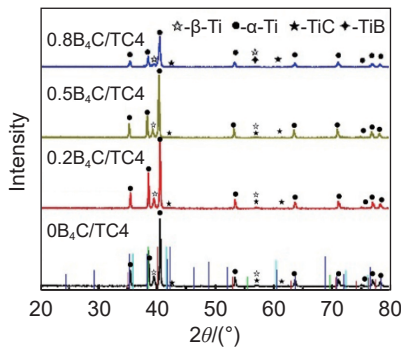


图 2 B₄C/TC4 复合材料沉积层 X 射线衍射图谱

Fig. 2 XRD pattern of the deposited layer of B₄C/TC4 composite material

B₄C 添加量较低, 生成的 TiC 和 TiB 相含量较少, 因此衍射峰强度相对较弱。

图 3(a)、(b) 分别为 0.8B₄C/TC4 合金高倍显微组织和 EDS 图谱。可以观察到两种典型的析出相: 针条状析出相(图 3(a)中 Point 1)和短杆状析出相(图 3(a)中 Point 2)。EDS 分析表明, 这些针条状和短杆状析出相分别为 TiB 和 TiC 相。两者在 α-Ti 基体中形貌差异显著, 这与其不同的晶体结构和生长机制有关。

图 4 为不同 B₄C 含量复合材料沉积层金相显微组织。从图 4(a)中可以看出, 在 TC4 合金沉积层中显微组织呈明显外延生长趋势, 有较为粗大的柱状晶, 生长方向与沉积方向夹角约为 15°, 具有较长的 α 条状晶界 α_{GB}。在激光快速成形作用下, 晶粒的整体结构由细小 α 板条和一定比例 β 相组成。由于成形过程冷却速率较高, 导致组织形成马氏体, 呈现出片状或针状的正交分布。图 4(b)~(d) 为添加不同 B₄C 含量复合材料沉积层高倍显微图像, 可以看到 B₄C 含量分别为 0.2%、0.5% 和 0.8% 时成形合金中 TiB 及 TiC 析出相分布。当 B₄C 含量较低(0.2%)时, TiB 相主要分布在晶界处。B₄C 含量增至 0.5% 时, TiB 相含量明显增多, 除了在晶界

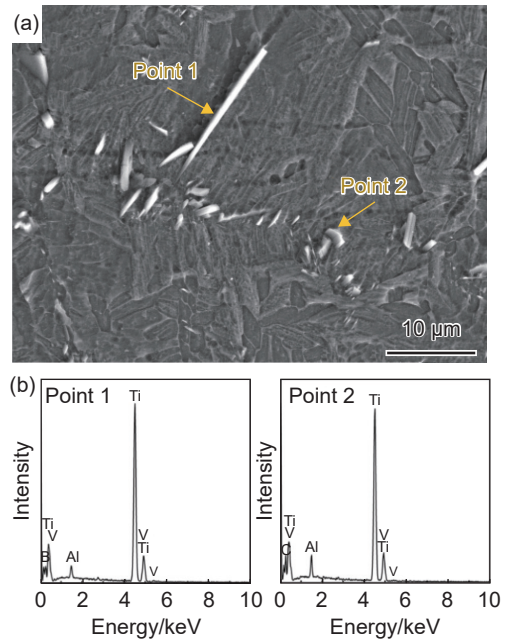


图 3 0.8B₄C/TC4 复合材料沉积层 SEM 高倍显微组织 (a) 及 EDS 图谱 (b)

Fig. 3 SEM high-magnification microstructure (a) and EDS patterns (b) of the deposited layer in 0.8B₄C/TC4 composites

处大量分布外, 少数在原始 β 晶粒内部弥散析出。当 B₄C 含量进一步增加至 0.8% 时, 可以明显看到, 在 L-DED 过程中原位反应析出的 TiB 和 TiC 增强相含量增多, 少数以三维准连续网络 (3D quasi-continuous network, 3DQCN) 形式团聚。

采用电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 对原始 TC4 合金 (0B₄C/TC4) 及 0.2B₄C/TC4 复合材料进行显微组织分析, 结果如图 5 所示。由图可知, 基体组织由于析出相细化作用, 原始 β 相晶粒尺寸显著减小, 原始 β 相晶界不明显, 柱状晶现象显著弱化。与原始 TC4 合金相比, 添加 0.2%B₄C 纳米颗粒的 B₄C/TC4 复合材料中, 原始 β 晶粒平均尺寸由 1.2191 μm 细化到 0.8846 μm, 晶粒尺寸下降 27.4%, 同时促进 β 相析出, 如图 5(b-1)、(b-2)、(c-1)、(c-2) 所示。B₄C 纳米强化颗粒的添加, 在沉积过程中发挥关键作用, 它与基体原位反应形成的析出相作为形核质点, 有效促进微小晶核在熔体中弥散分布。这些弥散分布的晶核在随后的凝固过程中, 以各向同性的方式生长, 有效抑制因热流方向导致的晶粒择优取向现象, 从而实现凝固组织的细化^[10]。

2.2 力学性能分析

L-DED 加工是一种快速加热及冷却的过程, 其制备样品的加热和冷却速率可达到 10²~10⁴ K/s, 快速凝固形成沉积层^[11]。在 L-DED 制备 B₄C/TC4

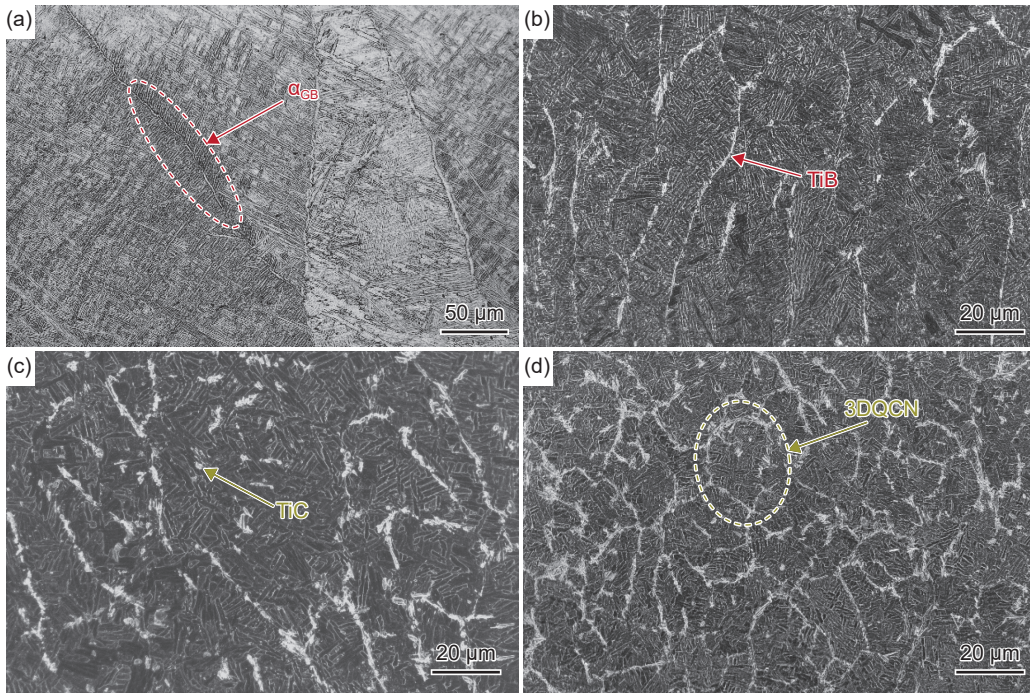


图 4 不同 B₄C 含量复合材料沉积层金相显微组织 (a)0B₄C/TC₄; (b)0.2B₄C/TC₄; (c)0.5B₄C/TC₄; (d)0.8B₄C/TC₄
 Fig. 4 Metallographic microstructure of deposited layers of composites with different B₄C contents
 (a)0B₄C/TC₄; (b)0.2B₄C/TC₄; (c)0.5B₄C/TC₄; (d)0.8B₄C/TC₄

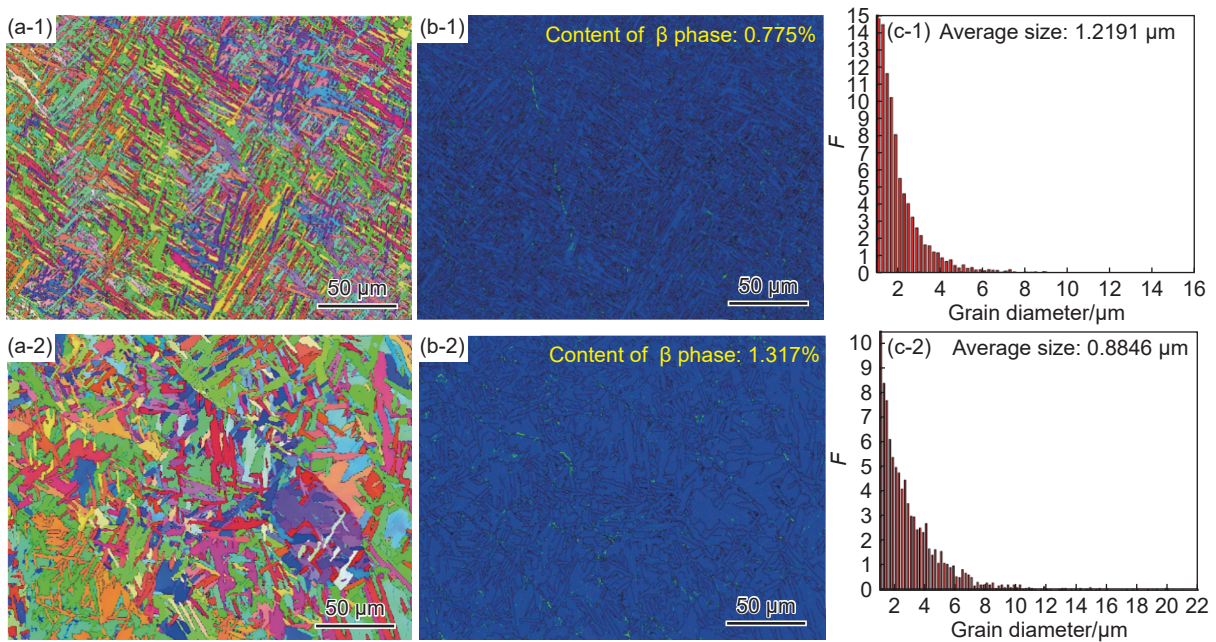


图 5 TC₄ 合金(1)与 0.2B₄C/TC₄ 复合材料(2)XOZ 平面晶粒取向(a)、β 相分布(b)和晶粒尺寸分布图(c)
 Fig. 5 Grain orientation(a), distribution of β phase(b) and grain size distribution maps(c) in XOZ plane of TC₄ alloy(1) and 0.2B₄C/TC₄ composite(2)

复合材料过程中,材料内部发生较为完整的原位反应,从而使最终样品含有大量增强相,因此经过 L-DED 后的复合材料性能会明显增强,相较于原始基体有显著强化效果^[12-13]。表 1 为试样维氏显微硬度测试结果,图 6 为试样平均硬度分布。由此可见,随着 B₄C 添加量增加,B₄C/TC₄ 复合材料沉积

层显微硬度相较于原始 TC₄ 合金相应提升。当 B₄C 添加量为 0.8% 时,激光定向沉积成形的 B₄C/TC₄ 复合材料沉积层的平均硬度约为 400.87HV,明显高于 TC₄ 合金沉积层(354.63HV)。当 B₄C 含量为 0.2% 时,对于试样整体硬度提升更为均匀,沉积层上、中、底部硬度相近,平均硬度达到 384.37HV。

表1 不同 B_4C 含量试样沉积层维氏显微硬度值
Table 1 Vickers micro hardness values of deposition layer in samples with different B_4C contents

Composite	Hardness on the top of deposition layer	Hardness in the middle of deposition layer	Hardness on the bottom of deposition layer	Average hardness
$0B_4C/TC4$	366.55	343.67	353.66	354.63
$0.2B_4C/TC4$	388.80	382.30	382.03	384.37
$0.5B_4C/TC4$	396.67	388.23	388.23	391.04
$0.8B_4C/TC4$	402.03	394.86	405.73	400.87

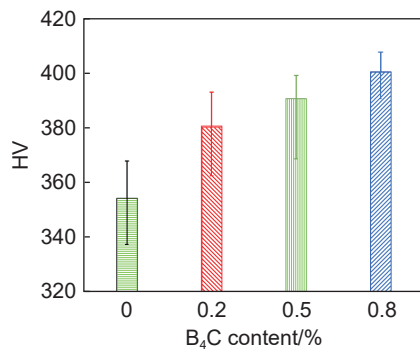


图6 不同 B_4C 含量试样沉积层平均硬度值

Fig. 6 Average hardness values of deposition layers in different B_4C content samples

由此可见,在添加 B_4C 纳米颗粒粉末后复合材料沉积层能获得显著的强化效果。

与 TC4 合金试样相比, $B_4C/TC4$ 合金中长条状晶界 α_{GB} 消失,增强相附近的片状 α -Ti 晶粒长度明显缩短,如图 4 所示。添加 B_4C 纳米颗粒的复合材料中没有观察到长条状晶界 α_{GB} ,推测 α 相析出和生长方式与 TC4 合金不同, $B_4C/TC4$ 复合材料 α 相从晶界停止析出。这是由于在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变过程中,原位生成的 TiB 和 TiC 相为 α 相提供成核位点。此外,添加 B_4C 纳米颗粒的复合材料中 B 和 C 元素是 α -Ti 相的稳定元素,使 α -Ti 相形核和生长速率增加,削弱长条状 α 相在晶界上形核,达到细晶强化效果,使位错在晶界处受到更多阻碍,导致变形抗力增大,从而提高样品硬度。

试样拉伸性能测试结果如表 2 所示,不同 B_4C 含量试样沉积层应力-应变曲线如图 7 所示。分析表明,未添加 B_4C 纳米颗粒的沉积层试样屈服强度和抗拉强度与文献 [14] 报道的 L-DED-TC4 相当。添加 0.2% B_4C 含量试样的屈服强度为 1099 MPa,抗拉强度为 1172 MPa,断后伸长率为 14.81%,抗拉强度比 TC4 合金试样提升 16.61%。这种强化效应归因于 TiC 与 TiB 强化相诱导的细晶强化和弥散强化。添加 0.8% B_4C 含量试样断裂后没有明显变形,断后伸长率为 5.183%,这是由微观结构造成

表2 不同 B_4C 含量试样沉积层拉伸性能
Table 2 Tensile properties of specimens in the deposition layer with different B_4C contents

Composite	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation after fracture/%
$0B_4C/TC4$	981.6	1005	21.92
$0.2B_4C/TC4$	1099	1172	14.81
$0.5B_4C/TC4$	1047	1138	5.995
$0.8B_4C/TC4$	1113	1213	5.183

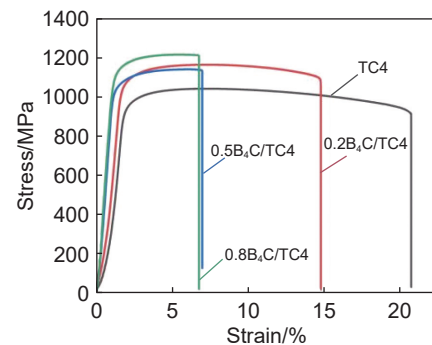


图7 不同 B_4C 含量试样沉积层应力-应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curves of specimens in the deposition layer with different B_4C contents

的。可以看出,图 8(a)、(b)中试样断口出现许多韧窝,说明发生以韧性断裂为主的断裂行为;图 8(c)、(d)中试样断口的韧窝明显减少,说明断裂行为主要为脆性断裂。结果表明,添加不同含量 B_4C 纳米颗粒的复合材料试样中,添加 0.2% B_4C 的试样能在增强基体强度的同时保持良好的塑性, TiC 与 TiB 两相能够阻碍拉伸过程中晶界滑移,从而提高拉伸强度。

由表 2 拉伸性能测试结果可见,随着 B_4C 添加量增多, $B_4C/TC4$ 复合材料塑性随之大幅降低。其中, TiB 相作为一种脆硬相组织,当 B_4C 添加量分别为 0.5% 与 0.8% 时,沉积层 TiB 相析出更多且密集,加剧塑性的降低。当 B_4C 含量为 0.2% 时,复合材料的塑性和强度均优于 0.5% $B_4C/TC4$ 试样。这一现象可归因于 B_4C 与 TC4 粉末之间较大的粒径差

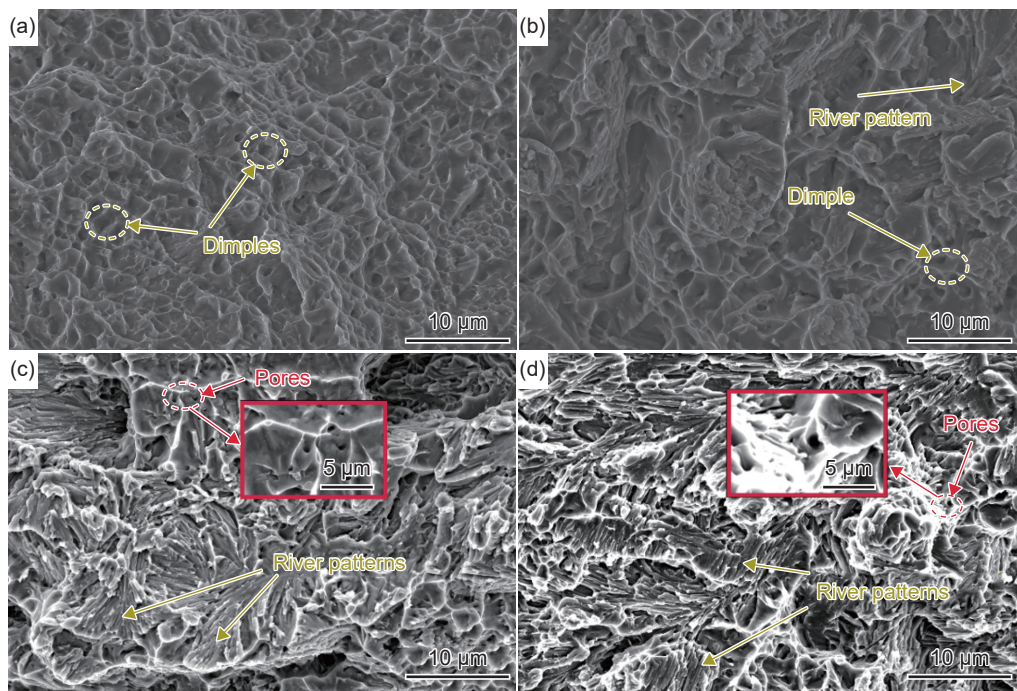


图 8 不同 B_4C 含量试样沉积层拉伸断口 SEM 图 (a) $0B_4C/TC_4$; (b) $0.2B_4C/TC_4$; (c) $0.5B_4C/TC_4$; (d) $0.8B_4C/TC_4$

Fig. 8 SEM images of the tensile fracture surface of specimens in the deposition layer with different B_4C contents (a) $0B_4C/TC_4$; (b) $0.2B_4C/TC_4$; (c) $0.5B_4C/TC_4$; (d) $0.8B_4C/TC_4$

异,随着 B_4C 含量升高,粉末混合均匀性逐渐下降,导致析出相分布不均匀,从而影响复合材料力学性能。从图 8 所示的断口形貌可见,随着 B_4C 含量的增加, B_4C/TC_4 复合材料中韧窝数量不断减少,在 $0.2B_4C/TC_4$ 试样断口中还能看到较多韧窝,在 $0.5B_4C/TC_4$ 与 $0.8B_4C/TC_4$ 试样断口中孔洞增多,脆性断裂特征更为明显。通常,微孔的存在对材料性能产生不利影响,直接缩减材料横截面积,削弱材料承载能力,显著破坏材料内部结构均匀性,使材料力学性能分布不均匀。此外, $0.5B_4C/TC_4$ 与 $0.8B_4C/TC_4$ 试样拉伸断口微观结构中,较多孔洞与裂纹往往作为裂纹萌生的初始点,在裂纹扩展的整个过程中成为应力高度集中的区域,形成局部应力集中现象,促进裂纹加速扩展,提前引发材料失效。

添加 B_4C 纳米颗粒对钛基复合材料力学性能的影响主要表现在原位反应产物的细晶强化和弥散作用。这些原位反应产物尺寸较小,可作为 α 相的形核点细化晶粒,产生细晶强化的效果,得到的原位反应产物与基体良好地结合在一起,能够起到承受载荷的作用。值得注意的是,当 B_4C 含量过高,原位反应产物容易聚集,导致析出相分布不均匀,削弱强化效果。

2.3 沉积层组织强化机制分析

2.3.1 基体晶粒细化强化

基体晶粒的细化强化主要来源于:首先, TC_4

基体组织中马氏体相变引起的细化强化;其次, L-DED 制备 B_4C/TC_4 得到的 TiB 和 TiC 相组织起到的钉扎作用,阻碍基体中位错运动,从而使基体得到强化。在 $0.2B_4C/TC_4$ 复合材料沉积层中, TiB 和 TiC 两种细小的析出相均匀分布在晶界,并有少量析出相从晶粒内部析出。 B_4C/TC_4 复合材料沉积层的基体组织由长条状与短片状马氏体组织构成(图 9(b)),这与 TC_4 基体组织(图 9(a))相比,组织框架在制备过程中发生相转变,获得的马氏体组织由原本长条针状变得短小。所以,基体强化中一部分来源于钛合金的细晶马氏体转变;另一部分来源于 L-DED 的快速加热和冷却工艺,导致表面熔化层与基体间形成显著的温度梯度,为原位反应生成的 TiB 和 TiC 相提供极大的过冷条件,促进细小强化相晶粒有效析出。这些细小的晶粒在基体组织中更好地发挥钉扎作用,实现基体的显著强化^[15]。

2.3.2 原位析出相强化

结合文献结果^[16-21], TiB 与 TiC 两相的强化机理可归纳为图 10 所示的模型。在凝固过程中, B 与 C 原子被排斥至 $\beta-Ti$ 晶界,引起液相线温度变化,增大体系过冷度,导致固-液界面失稳,从而细化 β 相晶粒尺寸。随着温度进一步降低至共晶反应区间, TiB 与 TiC 相在晶界及晶内析出。这两种析出相能够有效钉扎晶界,抑制晶粒长大,进一步细化组织,产生细晶强化,即 Hall-Petch 效应。

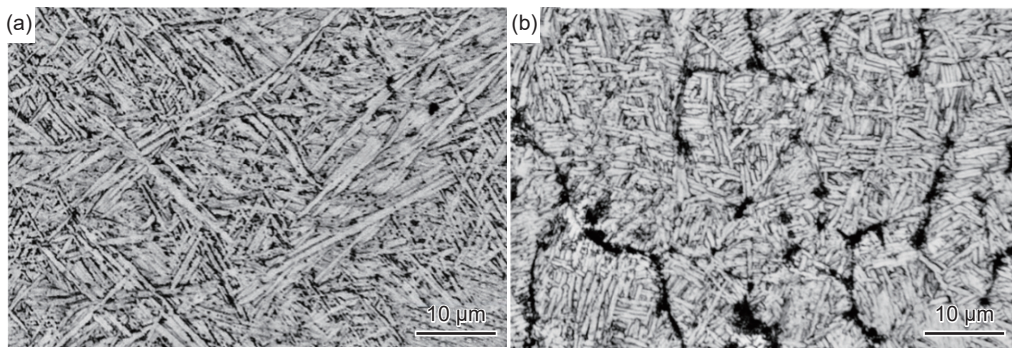


图9 TC4合金(a)与0.2 $B_4C/TC4$ 复合材料(b)试样沉积层高倍显微组织

Fig. 9 High magnification microstructures of the deposited layers in TC4 alloy (a) and 0.2 $B_4C/TC4$ composite (b)

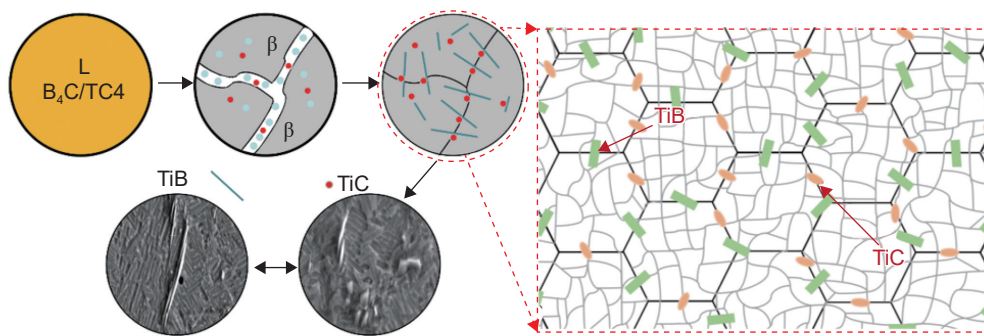


图10 TiB和TiC两相在基体中协同强化机理示意图

Fig. 10 Synergistic reinforcement mechanism diagram of TiB and TiC phases in the matrix

通过 L-DED 制备的 $B_4C/TC4$ 复合材料中, 弥散分布的 TiB 与 TiC 增强相在载荷作用下产生协同效应, 外力主要通过基体向增强相传递, 实现载荷的有效转移^[22-23]。拉伸与硬度测试结果均证实, 原位反应生成的 TiB 与 TiC 相显著提升基体强度。综合其形貌与分布特征, 可认为该复合材料的主要强化机制包括载荷传递机制、Orowan 强化机制与 Hall-Petch 效应^[24]。具体而言, TiB 相作为脆硬相, 具有高硬度、高弹性模量与优异的热稳定性, 其典型针状形貌具有较高长径比, 有助于提高载荷传递效率^[25]。在受力过程, 较软的钛基体 (α -Ti/ β -Ti) 通过界面将应力转移至模量更高的 TiB 相, 由后者承担主要载荷, 从而显著提升复合材料强度。TiC 相则主要起连接与桥接作用, 促进载荷由基体向增强相传递, 进一步增强材料性能。另外, 原位反应生成的 TiB 与 TiC 颗粒在凝固过程中可作为 α -Ti/ β -Ti 的异质形核位点, 促进晶粒细化。根据 Hall-Petch 关系, 晶粒细化不仅增加晶界数量, 阻碍位错运动, 还可同步提升材料强度与韧性。

在 L-DED 成形 $B_4C/TC4$ 合金中, TiB 和 TiC 相作为第二相, 对合金在变形过程中位错运动有较大影响。当复合材料进行塑性变形时, 部分析出相粒子构成的网状框架结构使位错运动受到阻碍。此

外, 原位生成的 TiB 和 TiC 相有效减小基体材料的晶粒尺寸, 细化基体组织, 从而减小位错滑移长度, 提高复合材料强度。同时, 在发生位错运动时组织内部会形成较大应力场, 阻碍位错进程, 使基体中维持位错的运动需要额外附加能量, 进而对基体产生强化效果^[26]。此外, 由于复合材料塑性变形属于不均匀变形, 会在较软的基体上优先发生形变, 较为硬质的增强相基本上变形较少或不形变, 导致在两相界面上形成塑性变形不匹配, 从而产生较高抵抗应力, 形成形变应力场, 这种变形的不匹配也会使基体得到强化。

3 结论

(1) 加入 B_4C 纳米颗粒与 TC4 基体发生原位反应, $B_4C/TC4$ 复合材料显微组织主要由 TiB、TiC、 α 和 β 相组成, 在基体中 TiB 相呈针条状, TiC 相呈短杆状。

(2) 3 种添加量条件下, 原位反应生成的硬质增强相弥散分布于基体中。随着 B_4C 添加量提高, $B_4C/TC4$ 复合材料沉积层显微硬度相较于 TC4 合金有显著增强。其中, 当 B_4C 纳米颗粒添加量为 0.2% 时, 试样显微硬度和拉伸强度提升, 同时能保

持良好的塑性。

(3)L-DED成形 $B_4C/TC4$ 沉积层主要强化机制包括载荷传递、Orowan绕过及细晶强化(Hall-Petch效应)。其中,原位反应生成的针状TiB相因其高长径比而显著提升载荷传递效率;而TiC相则通过其桥接作用,有效促进载荷从基体向增强相转移。此外,这两种原位析出相能够有效钉扎晶界,抑制晶粒在沉积过程中粗化,从而进一步细化显微组织,强化基体。

参考文献:

- [1] DONG L L, LU J W, FU Y Q, et al. Carbonaceous nanomaterial reinforced Ti-6Al-4V matrix composites: properties, interfacial structures and strengthening mechanisms[J]. *Carbon*, 2020, 164: 272-286.
- [2] 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.
- [3] WANG H, HU Z Y, CHENG X W, et al. A rapid route to fabricate *in situ* TiB-whisker-reinforced Ti-6Al-4V alloy composites by spark plasma sintering and heat treatment[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(12): 1265d3.
- [4] HUANG L J, WANG S, GENG L, et al. Low volume fraction *in situ* ($Ti_3Si_3+Ti_2C$)/Ti hybrid composites with network microstructure fabricated by reaction hot pressing of Ti-SiC system[J]. *Composites Science and Technology*, 2013, 82: 23-28.
- [5] JEJE S O, SHONGWE M B, MALEDI N, et al. Synthesis and characterization of TiN nanoceramic reinforced Ti-7Al-1Mo composite produced by spark plasma sintering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140904.
- [6] 彭斌意, 刘洋, 郑晓董, 等. 激光选区熔化颗粒增强钛基复合材料的抗压性能[J]. *材料工程*, 2022, 50(6): 36-48.
PENG B Y, LIU Y, ZHENG X D, et al. Compression resistance of particle reinforced titanium matrix composites prepared by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2022, 50(6): 36-48.
- [7] LI N, WANG T, JIANG S. An innovative TiB whisker architecture of titanium matrix composite devised by scanning electron beam remodeling[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 895: 162719.
- [8] NAMINI A S, DELBARI S A, NAYEBI B, et al. Effect of B_4C content on sintering behavior, microstructure and mechanical properties of Ti-based composites fabricated *via* spark plasma sintering[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, 251: 123087.
- [9] WANG J D, ZENG Y Z, QI X P, et al. Graded microstructure and properties of $TiC_p/Ti6Al4V$ composites manufactured by laser melting deposition[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(5): 6985-6997.
- [10] WANG H, ZHANG H M, CHENG X W, et al. Microstructure and mechanical properties of GNPs and *in-situ* TiB hybrid reinforced Ti-6Al-4V matrix composites with 3D network architecture[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 854: 143536.
- [11] YADAV S, PAUL C P, KAUSAL S S, et al. Identifying optimum process strategy to build geometrically stable cylindrical wall structures using laser directed energy deposition based additive manufacturing[J]. *Vacuum*, 2024, 222: 113073.
- [12] KHODABAKHSHI F, FARSHIDIANFAR M H, GERLICH A P, et al. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100915.
- [13] KHODABAKHSHI F, FARSHIDIANFAR M H, GERLICH A P, et al. Microstructure, strain-rate sensitivity, work hardening, and fracture behavior of laser additive manufactured austenitic and martensitic stainless steel structures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 756: 545-561.
- [14] WEI S L, HUANG L J, LI X T, et al. Interactive effects of cyclic oxidation and structural evolution for Ti-6Al-4V/(TiC+TiB) alloy composites at elevated temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 752: 164-178.
- [15] 黄辰阳, 陈嘉伟, 朱言言, 等. 激光定向能量沉积的粉末尺度多物理场数值模拟[J]. *力学学报*, 2021, 53(12): 3240-3251.
HUANG C Y, CHEN J W, ZHU Y Y, et al. Powder scale multiphysics numerical modelling of laser directed energy deposition[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, 53(12): 3240-3251.
- [16] LIU Z T, DENG X G, LI J M, et al. Effects of B_4C particle size on the microstructures and mechanical properties of hot-pressed B_4C-TiB_2 composites[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(17): 21415-21420.
- [17] FERREIDUNI E, GHASEMI A, ELBESTAWI M. Unique opportunities for microstructure engineering *via* trace B_4C addition to Ti-6Al-4V through laser powder bed fusion process: as-built and heat-treated scenarios[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 50: 102557.
- [18] ZHAO Y, YU T, GUAN C, et al. Microstructure and fric-

- tion coefficient of ceramic(TiC, TiN and B₄C) reinforced Ni-based coating by laser cladding[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(16): 20824-20836.
- [19] HUA Z J, XIONG L D, ZHANG M Y, et al. Microstructure evolution and tribological properties of (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V composites fabricated *via in situ* laser-directed energy deposition of wire and powders in an underwater environment[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2023, 263: 110817.
- [20] TOPCU I, GULSOY H O, KADIOGLU N, et al. Processing and mechanical properties of B₄C reinforced Al matrix composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 482(1/2): 516-521.
- [21] GUO S, LI Y N, GU J R, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V/ B₄C titanium matrix composite fabricated by selective laser melting(SLM)[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 1934-1946.
- [22] YUE H Y, PENG H, FAN G H, et al. Microstructure and mechanical properties of Y₂O₃-bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy prepared by selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142960.
- [23] SINGH G, RAMAMURTY U. Boron modified titanium alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 111: 100653.
- [24] 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.
- [25] FU B G, WANG H W, ZOU C M, et al. Microstructural characterization of *in situ* synthesized TiB in cast Ti-1100-0.10B alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(7): 2206-2213.
- [26] PENG S Y, WANG Z L, LI J, et al. Beyond Orowan hardening: mapping the four distinct mechanisms associated with dislocation-precipitate interaction[J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 169: 103710.

收稿日期: 2024-10-10; 录用日期: 2025-02-27

基金项目: 国家自然科学基金(52465045)

通讯作者: 姜丽红(1983—), 女, 博士, 副教授, 研究方向为增材制造及精密成形, 联系地址: 江西省南昌市红谷滩新区丰和南大道 696 号南昌航空大学前湖校区(330063), E-mail: jianglihong1027@126.com

(本文责编: 陈 卉)