

工艺参数对激光定向能量沉积B₄C/Ti6Al4V复合材料组织及性能的影响

窦文浩¹, 王建东¹, 范慕实¹, 曾禹周¹, 董泽敏¹, 李俐群²

(1. 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 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, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 为研究工艺参数(激光功率、扫描速度)对激光定向能量沉积1vol% B₄C/Ti6Al4V复合材料组织与力学性能的影响, 揭示不同工艺参数下组织与力学性能的关系, 采用激光定向能量沉积技术制备了不同工艺参数的B₄C/Ti6Al4V复合材料。实验结果表明: 外加的B₄C颗粒发生部分溶解, 复合材料的增强体由未溶B₄C、TiB和TiC组成。随着激光功率的增加或扫描速度的降低, 未溶B₄C的数量减少, 原位生成的TiB和TiC数量增多, β -Ti的晶粒尺寸逐渐增大。复合材料的硬度随着激光功率的升高从382.6 HV_{0.5}增加至406.5 HV_{0.5}, 扫描速度降低时硬度也呈上升趋势。激光功率为1200 W, 扫描速度为500 mm/min时磨损率达到最低为 $8.517 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。激光功率减小或者扫描速度增大时, 抗拉强度增加, 最高可达1180.4±6.2 MPa。抗拉强度的提升可归因于晶粒细化的作用。

关键词: 激光定向能量沉积; 工艺参数; 复合材料; 组织; 力学性能

中图分类号: TG456.7; TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0136-10

1 引言

钛合金, 尤其是Ti6Al4V合金, 具有高比强度、良好的比刚度以及优越的抗氧化和耐腐蚀性能^[1-2], 作为制造机身、机翼和发动机叶片的重要材料在航空工业中得到了广泛的应用^[3]。然而Ti6Al4V合金在硬度和耐磨性方面还有较大的提升空间, 可以通过制备钛基复合材料(TMCs)来改善其性能。

B₄C作为一种陶瓷材料, 具有密度低、耐腐蚀、硬度高的特点^[4], 广泛应用于轻质装甲等领域^[5]。在钛基复合材料的研究中, 由于B₄C可以通过与钛的反应, 在钛基复合材料中同时引入TiB和TiC两种增强相^[6], 因此B₄C颗粒被视为一种有效的增强体以提升钛合金的力学性能。然而, 陶瓷颗粒增强金属基复合材料由于陶瓷相的存在导致材料硬度高、塑性低及加工硬化严重等, 采用传统方法难以成形加工复杂的结构件。激光定向能量沉积(laser directed energy deposition, LDED)技术是通过材料进行逐层熔化、逐层沉积来制造零部件的一种送粉式激光增材制造技术^[7-8], 具有可实现复杂难加工零件近净成形的优点, 适合于钛基复合材料的制造。在激光定向能量沉积的过程中, 通过高能激光束将增强体和合金基

体粉末熔化并发生反应, 可原位生成新的增强相, 具有细晶和第二相强化的效果^[9]。因此, 通过激光定向能量沉积技术制备陶瓷颗粒增强钛基复合材料受到了广泛关注。

近年来, 研究人员以小尺寸的B₄C粉末为原材料, 通过LDED方法制备了(TiC+TiB)增强TMCs。Pouzet等人^[10]发现B₄C(粒径为25~45 μm)的加入导致TiB晶须和少量TiC颗粒的形成。张捷等人^[11]在Ti6Al4V粉末中添加尺寸约为50 nm的B₄C, 通过LDED制备出了(TiC+TiB)/Ti6Al4V复合材料, 相比较于Ti6Al4V, 复合材料的 β -Ti晶粒得到了细化, 晶粒尺寸由600 μm 降低到50 μm 。Meng等人^[12]研究了不同B₄C(粒径为50 nm)的添加量(1wt%~5wt%)对复合材料拉伸性能的影响。试验结果表明加入3wt% B₄C后, 抗拉强度从Ti6Al4V的1052 MPa提高到了1310 MPa。Ma等人^[13]研究了工艺参数(激光功率、扫描速度和送粉速率)对纳米级B₄C增强的0.3wt% B₄C/Ti65复合材料拉伸性能的影响。结果表明, 当激光功率为2000 W、扫描速度为240 mm/min、送粉速率为7 g/min时, 复合材料具有良好的抗拉强度(1201 MPa)和延伸率(5.54%)。上述研究中的B₄C粉末颗粒细小且完全溶解, 复合材料仅含有(TiB+TiC)增强相。虽然工艺参

收稿日期: 2025-01-07

基金项目: 国家自然科学基金(52205343); 中央高校基本科研业务费专项资金(3072024JJ1004); 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室开放课题(MSWJ-24M05)

作者简介: 窦文浩, 男, 1997年生, 硕士, 哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: douwenhao@hrbeu.edu.cn

数对(TiB+TiC)增强钛基复合材料的影响已有研究,然而不同工艺参数下,具有较大尺寸B₄C颗粒增强的钛基复合材料(内部含有未溶B₄C)的拉伸性能缺少研究。Ogunlana等人^[14]证明B₄C/Ti6Al4V复合材料的硬度随着激光功率的增大呈现先增大后减小再增大的趋势,未溶B₄C的存在会使复合材料的硬度波动偏大。上述分析表明,虽然已经证明B₄C的添加可以细化β-Ti晶粒,采取适当的B₄C添加量可以提升复合材料的硬度、耐磨和拉伸性能。但对通过调整激光定向能量沉积工艺参数实现B₄C/Ti6Al4V复合材料(含有未溶B₄C)显微组织和力学性能调控的研究较少,不同工艺参数下,复合材料组织与力学性能的关系还需深入研究。

本工作采用激光定向能量沉积技术制备不同工艺参数(激光功率、扫描速度)下B₄C体积分数为1%的B₄C/Ti6Al4V复合材料。研究工艺参数对复合材料显微组织和力学性能的影响,揭示不同工艺参数下复合材料的显微组织对其硬度、耐磨性和拉伸性能的影响机理。本研究可为激光定向能量沉积钛基复合材料的工艺优化及力学性能提高提供理论基础。

2 实验

以粒径45~75 μm的Ti6Al4V粉末和粒径65~73 μm的B₄C粉末作为实验的原材料,通过球磨将2种粉末均匀混合,获得B₄C体积分数为10%的混合粉末,粉末形貌如图1所示。Ti6Al4V粉末呈现球形,B₄C粉末呈现为不规则颗粒状,Ti6Al4V粉末的化学成分见表1。试验用的基板为10 mm厚的纯Ti板。

LDDED设备系统主要由4000 W IPG YSL-4000光纤激光器、Infi-pro送粉器和用于控制激光头和同轴喷嘴运动的KR 30 HA机械手组成。通过调节两个送粉桶(左侧送粉桶输送复合粉末,右侧送粉桶输送Ti6Al4V粉末)的转速使B₄C粉末的体积分数为1%。激光功率范围为900~1500 W,扫描速度为500~1000 mm/min。整个激光定向能量沉积试验在充氩舱中进行。

复合材料成形后,采用电火花线切割机对试样进行切割,得到沿YOZ方向不同工艺参数下1vol% B₄C/

Ti6Al4V复合材料的组织观察试样。采用60#~3000#水砂纸打磨试样至光亮,然后用机械抛光的方法将打磨后的试样抛光获得光滑表面。接着将抛光后的试样使用Keller试剂(95%H₂O, 2.5%HNO₃, 1.5%HCl, 1.0%HF, 体积分数)腐蚀约15 s使微观组织显现,最后用乙醇冲洗并烘干试样。采用VHX-1000光学显微镜(OM)和Gemini SEM 360扫描电子显微镜(SEM)来表征宏观和微观结构。采用HVS-1000A显微维氏硬度计对试样进行显微硬度测试,载荷设置为500 g,载荷保荷时间为10 s。室温摩擦磨损性能测试采用摩擦磨损试验机进行。对磨材料为直径5 mm的Si₃N₄陶瓷球,磨损载荷为500 g,转速为400 r/min,测试时间为30 min,摩擦半径为3 mm。拉伸测试采用电子万能材料试验机(Instron 5982)进行,拉伸速率设置为0.5 mm/min。B₄C/Ti6Al4V复合材料试样的磨损形貌和拉伸断口采用扫描电子显微镜进行观察。

3 结果与讨论

3.1 工艺参数对复合材料组织的影响

3.1.1 工艺参数对宏观组织的影响

扫描速度为750 mm/min时,不同激光功率下复合材料的宏观组织如图2所示。激光功率为900和1200 W的复合材料中均观察到残留的B₄C颗粒,并且B₄C颗粒的大小(12~60 μm)比原粉末的小(65~73 μm),1500 W时宏观组织中并未观察到明显的B₄C颗粒,表明B₄C在不同激光功率参数下的激光定向能量沉积过程中都发生溶解。在激光定向能量沉积的过程中,由于Ti6Al4V的熔点仅为1670 ℃^[15],熔池的温度可以使Ti6Al4V完全熔化,B₄C的熔点高达2762.85 ℃^[16],又由于激光定向能量沉积具有快速加热和较大的冷却速度的特点^[17],因此B₄C颗粒只能部分溶解,复合材料中存在未完全溶解(未溶)的B₄C。激光功率和扫描速度直接决定了输入到材料中的线能量密度($E=P/V$, P 为激光功率, V 为扫描速度^[18])。当激光功率为900 W时,能量密度较低,熔池处于高温时间较短,熔池中B和C元素扩散的时间减少,因此B₄C的溶解程度较低。随着激光功率的不断升高,熔池的能量密度不断增大,熔池处于高温时间较长,冷却速

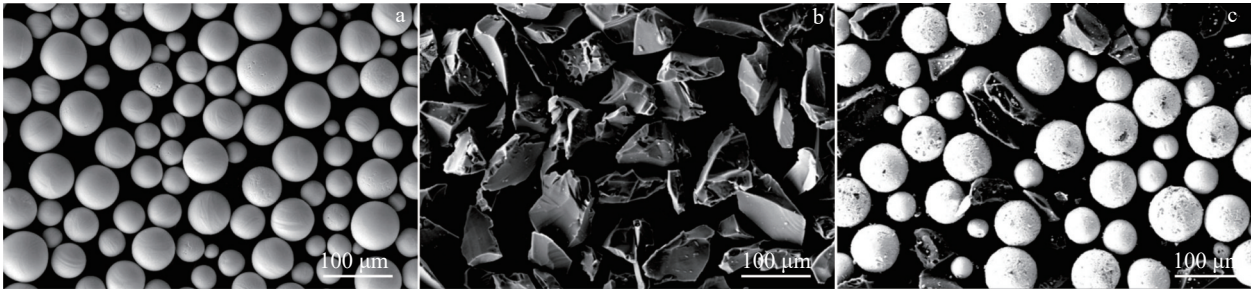


图1 Ti6Al4V粉末、B₄C粉末和10vol% B₄C/Ti6Al4V混合粉末的SEM照片

Fig.1 SEM images of Ti6Al4V powder (a), B₄C powder (b), and 10vol% B₄C/Ti6Al4V mixed powder (c)

表 1 Ti6Al4V 粉末的化学成分

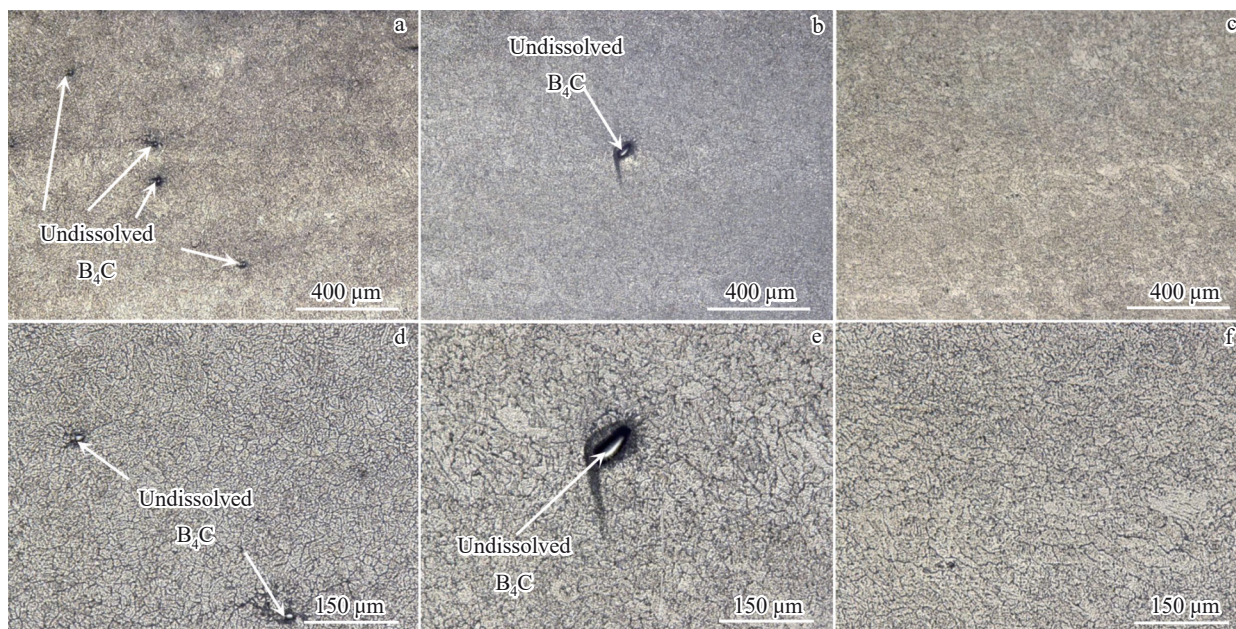
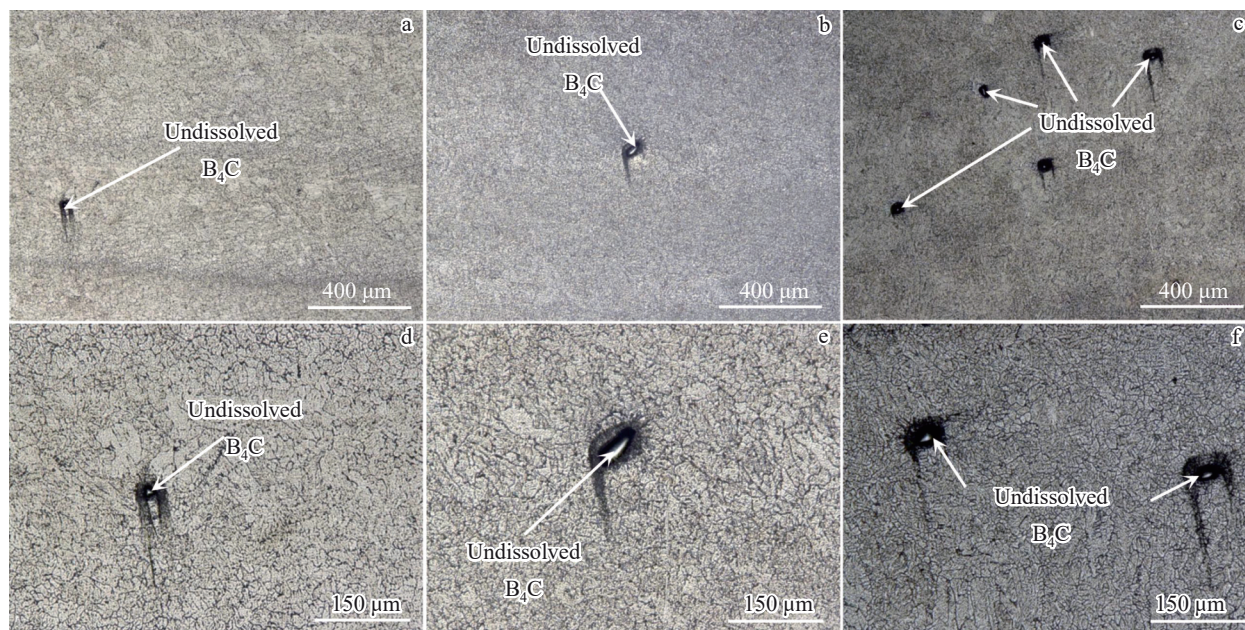
Table 1 Chemical composition of Ti6Al4V powder (wt%)

Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
6.18	4.16	0.11	0.013	0.113	0.009	0.0027	Bal.

度较慢,为 B_4C 的溶解和反应提供更长的时间。此外,更高的激光功率增强了 Marangoni 对流,扩大了熔池^[13],促进 B 和 C 原子在熔池内扩散,减少局部浓度梯度对 B_4C

溶解的抑制。因此 B_4C 溶解程度随激光功率增加而升高,复合材料中未溶 B_4C 的数量逐渐减少。

图 3 为激光功率为 1200 W 时不同扫描速度下 B_4C /Ti6Al4V 复合材料的宏观组织。从图中可以看出在低扫描速度下,复合材料中的未溶 B_4C 数量较少。当扫描速度提升至 1000 mm/min 时未溶 B_4C 的数量明显增多。当扫描速度较低时,输入到熔池中的能量密度较高,熔池的温度较高。并且激光束与熔池之间的相互作用时间相对

图 2 不同激光功率下 B_4C /Ti6Al4V 复合材料的金相照片Fig.2 Macroscopic morphologies of B_4C /Ti6Al4V composites under different laser powers: (a, d) 900 W; (b, e) 1200 W; (c, f) 1500 W图 3 不同扫描速度下 B_4C /Ti6Al4V 复合材料的金相照片Fig.3 Macroscopic morphologies of B_4C /Ti6Al4V composites under different scanning speeds: (a, d) 500 mm/min; (b, e) 750 mm/min; (c, f) 1000 mm/min

较长,熔池寿命延长,B₄C与熔融钛的接触时间增加,促进溶解和反应。此外,扫描速度影响熔池内的温度梯度和流动模式。强烈的Marangoni对流促进熔融钛与B₄C的混合,加速B₄C的溶解。随着扫描速度的升高,熔池内的温度降低、冷却速度加快,B₄C颗粒没有足够的时间与熔池中的金属相互作用。此外,熔池存在时间减少,B和C元素没有足够的时间扩散,局部B和C浓度饱和,抑制B₄C的进一步溶解。所以当扫描速度为1000 mm/min时,复合材料中未溶B₄C的数量较多。

3.1.2 工艺参数对微观组织的影响

扫描速度为750 mm/min时,不同激光功率下复合材料的微观组织如图4所示。B₄C通过溶解的形式使C和B元素扩散进入基体中,并与Ti发生反应分别生成原位TiC和TiB^[6]。等轴或近等轴TiC增强相以及晶须状或块状TiB增强相在复合材料内部原位形成。已有研究证明,由于TiB具有B27型晶体结构,沿[010]方向的生长速度快于其他方向,因此TiB易于生成晶须状或棱柱状^[19]。TiC的晶体结构为NaCl型,晶体各方向的生长速度一致,易于生成等轴状的结构^[20]。并且,随着激光功率的升高, β -Ti的晶粒尺寸逐渐升高。激光功率越高,熔池内的热输入越大,晶粒长大的趋势越大。因此,激光功率为900 W时, β -Ti的晶粒尺寸最小。除此以外,激光功率越大,原位生成的TiB和TiC增强相越多。由上述宏观组织的分析可知,激光功率越大溶解的B₄C数量越多,固溶到基体中的B和C元素越多,并且,有更多的B和C元素与Ti元素反应,原位生成更多的TiC和TiB。由图4d-4f可知,随着激光功率的增大,未溶B₄C界面扩散程度越大,未溶B₄C与基体结合更好。

激光功率为1200 W时,不同扫描速度下B₄C/

Ti6Al4V复合材料的微观组织如图5所示。随着扫描速度的升高, β -Ti的晶粒尺寸逐渐降低。扫描速度达到1000 mm/min时 β -Ti晶粒尺寸大幅度降低并且等轴化。扫描速度越快,激光与熔池作用的时间越短,晶粒长大的时间越短,因此随着扫描速度的加快, β -Ti的晶粒尺寸逐渐降低。此外,扫描速度越小,原位生成的TiC和TiB越多。由上述宏观组织的分析可知,扫描速度越小溶解的B₄C数量越多,所以原位生成得TiC和TiB越多。

3.2 工艺参数对复合材料性能的影响

3.2.1 工艺参数对硬度的影响

图6为不同激光功率下B₄C/Ti6Al4V复合材料的硬度测试结果。由于B₄C的硬度非常高,约为29.1 GPa^[21],因此测试的压痕位置应尽可能远离样品中未溶的B₄C。本试验的显微硬度结果反映了Ti6Al4V基体与原位生成的TiC和TiB相结合的硬度值。随着激光功率的不断增大,复合材料的硬度值有轻微的上升趋势,从382.6 HV_{0.5}增加至406.5 HV_{0.5}。由于激光功率越高,溶解的B₄C越多,固溶进入基体中的B和C元素也越多,因此固溶强化的效果越显著。并且根据之前的研究,原位生成的TiC(19.955 GPa)和TiB(19.007 GPa)增强相的纳米硬度值^[22]明显高于Ti6Al4V基体(4.83 GPa)^[23]。高激光功率下原位生成的TiC和TiB增强相较多,因此显微硬度测试时压头打在增强相上的概率也增多。所以随着激光功率的升高复合材料的显微硬度呈现上升的趋势。

图7为不同扫描速度下B₄C/Ti6Al4V复合材料的硬度测试结果。随着扫描速度的增加,复合材料的硬度值逐渐降低,从412.2 HV_{0.5}降低至381.5 HV_{0.5}。由上述分析可知,扫描速度越快,固溶到Ti基体中的C和B元素越

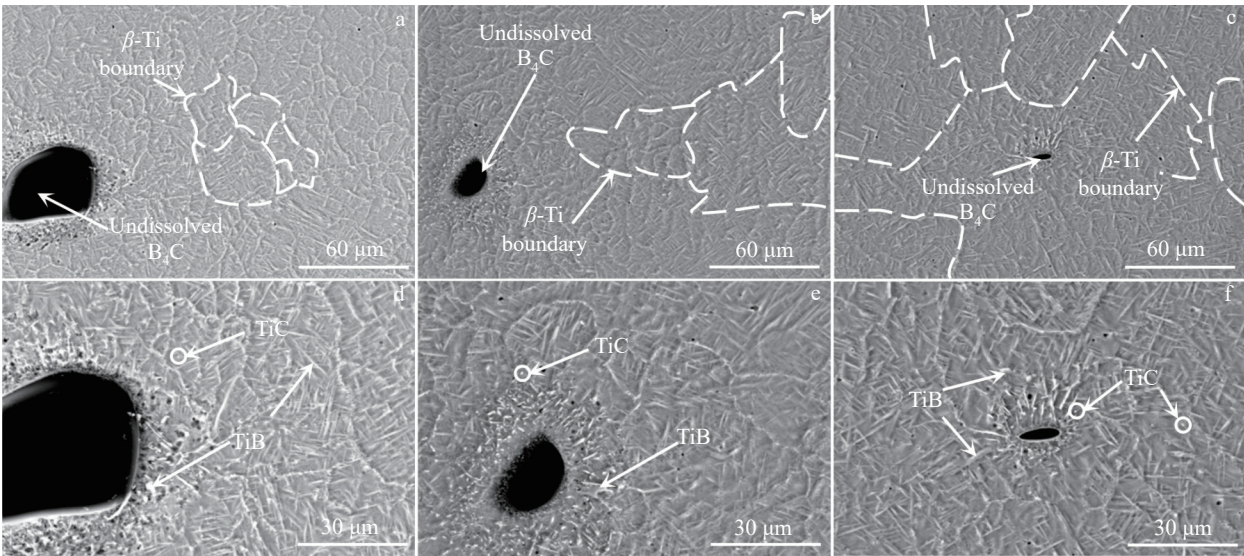


图4 不同激光功率下B₄C/Ti6Al4V复合材料的微观组织

Fig.4 Microstructures of B₄C/Ti6Al4V composites under different laser powers: (a, d) 900 W; (b, e) 1200 W; (c, f) 1500 W

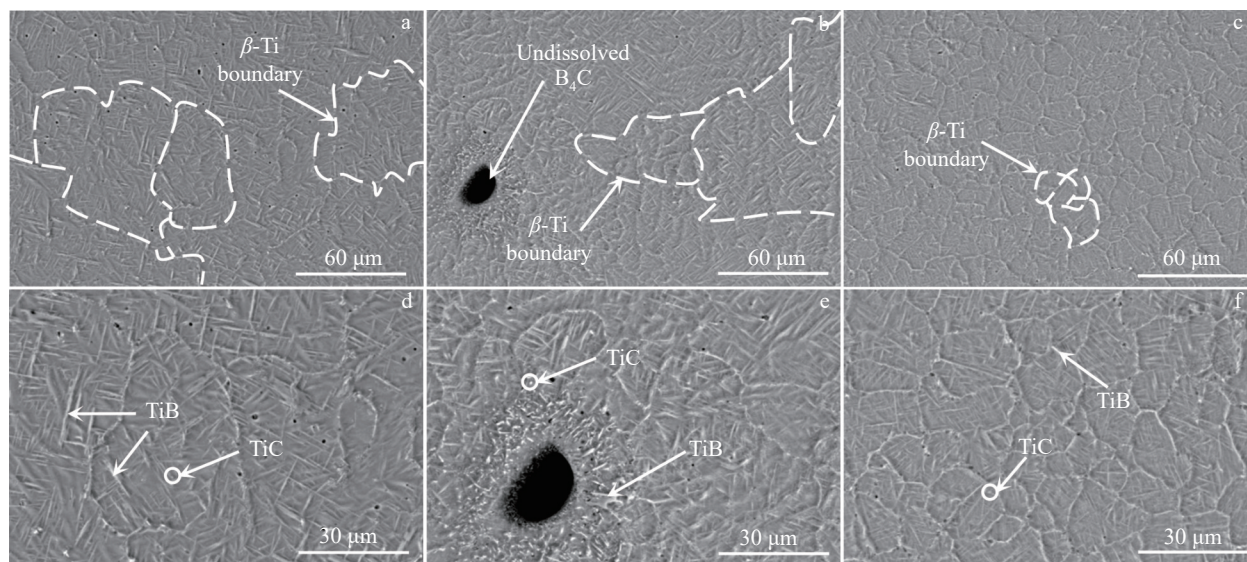
图5 不同扫描速度下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的微观组织

Fig.5 Microstructures of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different scanning speeds: (a, d) 500 mm/min; (b, e) 750 mm/min; (c, f) 1000 mm/min

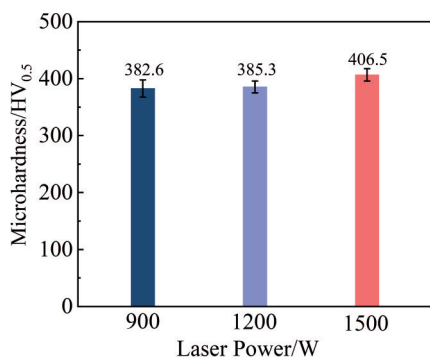
图6 不同激光功率下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的硬度

Fig.6 Microhardness of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different laser powers

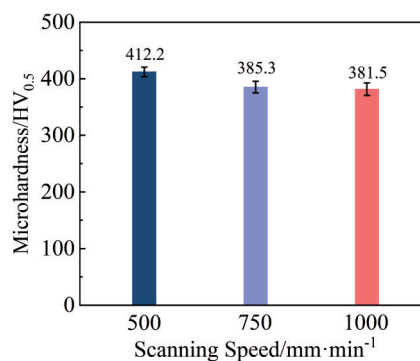
图7 不同扫描速度下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的硬度

Fig.7 Microhardness of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different scanning speeds

少,所以固溶强化的作用降低。并且扫描速度越慢,原位生成的TiB和TiC越多。这2种因素最终导致复合材料的硬度随着扫描速度的增大而降低。

3.2.2 工艺参数对摩擦磨损性能的影响

不同激光功率下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的摩擦系数(COF)曲线如图8所示。从图8可以看出不同激光功率下摩擦系数曲线比较接近,这表明当扫描速度为750 mm/min时,本试验选取的3个激光功率下,复合材料的摩擦行为表现出一定的相似性。结合表2对复合材料的摩擦磨损性能进一步分析。尽管摩擦系数的变化并不显著,但当激光功率从900 W升高到1500 W时,磨损失重和磨损率皆呈现下降的趋势,磨损率从 $10.409 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 下降到 $8.637 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,下降了17%。由于激光功率越高,材料的硬度越高。当显微硬度较高时,可以有效抵抗基体的塑性变形和磨损产生的剪切应力,从而导致耐磨球难以压入试样表面,进而提高材料的耐磨性能^[24]。

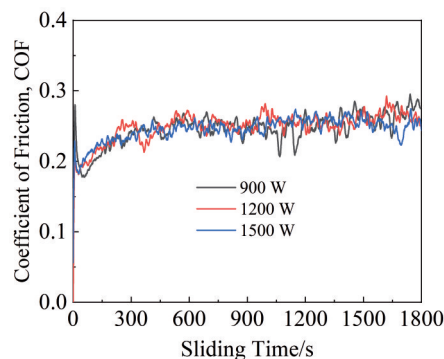
图8 不同激光功率下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的摩擦系数曲线

Fig.8 COFs of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different laser powers

除此以外,激光功率较高时,复合材料原位生成的TiB和TiC较多,TiC和TiB属于硬质相,具有一定的耐磨性。虽然 B_4C 硬度较高具有一定的耐磨性,但是在不同激光功率下,未溶 B_4C 数量差距不大,对摩擦性能的影响有

表2 不同激光功率下复合材料的磨损测试结果
Table 2 Wear test results of composites under different laser powers

Laser power/W	Average COF	Wear mass loss/mg	Wear rate/ $\times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$
900	0.247	6.925	10.409
1200	0.251	6.425	9.686
1500	0.246	5.900	8.637

限。因此随着激光功率的升高,材料的摩擦磨损性能逐渐提升。

为了进一步研究不同激光功率下复合材料的磨损行为,对不同激光功率下的磨损形貌进行观察,如图9所示。从图中可以看出在3个工艺参数下都有犁沟的出现,属于磨粒磨损的典型特征。激光功率为900 W时,犁沟的深度较深并且数量较多,这表明材料耐磨性能最差。虽然激光功率为900 W时,磨损形貌中存在未溶的B₄C,并且未溶的B₄C对复合材料的基体起到了保护的作用。但是此工艺下B₄C的体积分数仅为1%,未溶

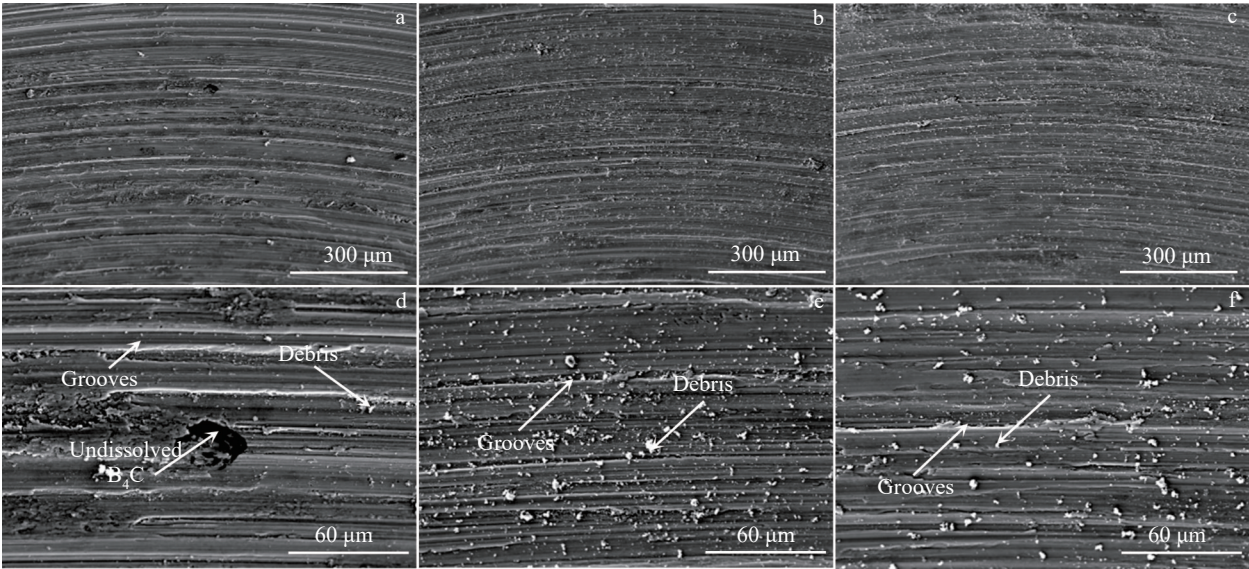


图9 不同激光功率下B₄C/Ti6Al4V复合材料摩擦磨损形貌
Fig.9 Wear morphologies of B₄C/Ti6Al4V composites under different laser powers: (a, d) 900 W; (b, e) 1200 W; (c, f) 1500 W

B₄C的数量有限,这对于复合材料整体耐磨性能的提高有限。激光功率增加到1200和1500 W时,复合材料的犁沟深度变浅,因此复合材料的耐磨性提高。

图10为不同扫描速度下B₄C/Ti6Al4V复合材料的摩擦系数曲线,结合表3可以看出随着扫描速度的提升,平均摩擦系数从0.243增加到0.264。当扫描速度从500 mm/min提升到1000 mm/min时,磨损失重和磨损率皆呈现升高的趋势,磨损率从 $8.517 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 升高到 $9.915 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,升高了16.4%。当扫描速度提升时材料的硬度逐渐下降,并且原位生成的TiB和TiC增强相减少。因此随着扫描速度的升高,材料的摩擦磨损性能逐渐降低。

不同扫描速度下B₄C/Ti6Al4V复合材料的磨损形貌如图11所示。从图中可以看出不同扫描速度下,复合材料的磨损形貌中存在着大量的碎屑和犁沟,因此磨损机制均为磨粒磨损。扫描速度为1000 mm/min时复合材料中存在未溶的B₄C。未溶B₄C保护了基体,并没有形成较大的犁沟。随着扫描速度的升高,犁沟的数量增多深

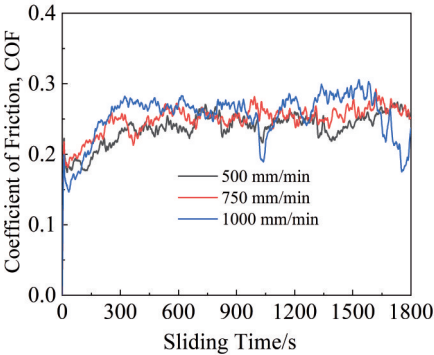


图10 不同扫描速度下B₄C/Ti6Al4V复合材料的摩擦系数曲线
Fig.10 COFs of B₄C/Ti6Al4V composites under different scanning speeds

度变深。这也证明随着扫描速度的升高,材料的摩擦磨损性能逐渐降低。

3.2.3 工艺参数对拉伸性能的影响

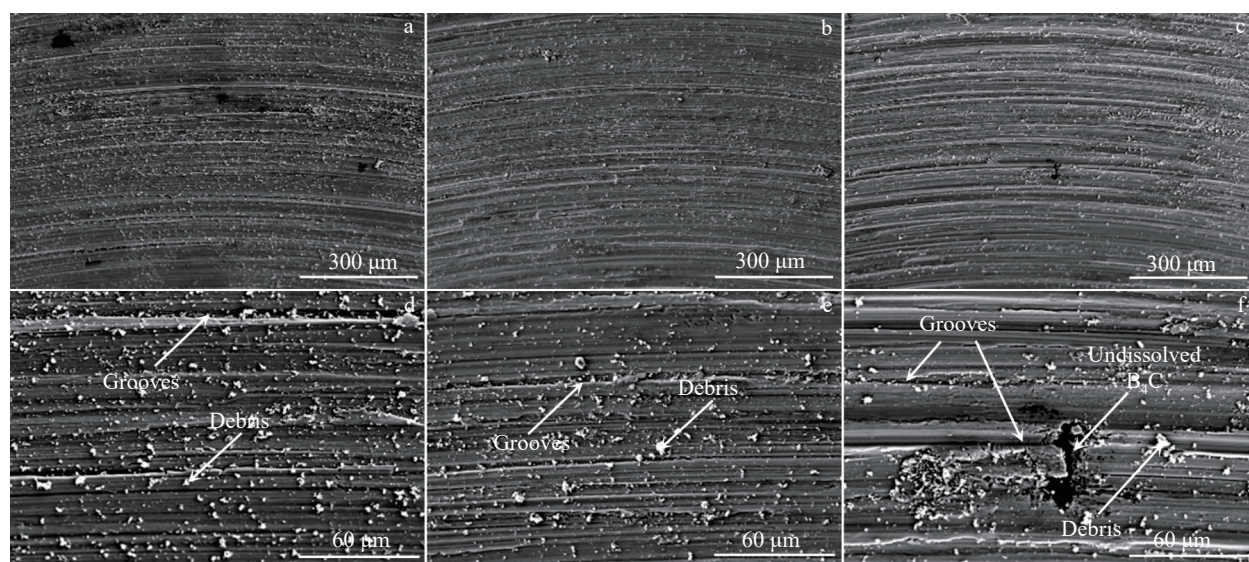
图12为不同激光功率下B₄C/Ti6Al4V复合材料的拉伸应力-应变曲线,结合表4中的拉伸性能测试结果可

表3 不同扫描速度下复合材料的磨损测试结果

Table 3 Wear test results of composites under different scanning speeds

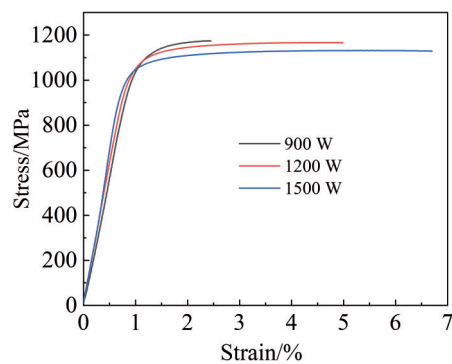
Scanning speed/ mm·min ⁻¹	Average COF	Wear mass loss/mg	Wear rate/ ×10 ⁻⁴ mm ³ ·N ⁻¹ ·m ⁻¹
500	0.243	5.825	8.517
750	0.251	6.425	9.686
1000	0.264	6.450	9.915

知,随着激光功率的逐步增加,复合材料的抗拉强度呈现出下降的趋势,从 1173.1 ± 1.6 MPa下降至 1130.9 ± 0.7 MPa。然而复合材料的延伸率随着激光功率的升高呈现升高的趋势,从 $1.7\%\pm 0.6\%$ 提升至 $5.2\%\pm 0.9\%$ 。由上述分析可知,随着激光功率的升高,材料的 β -Ti晶粒逐渐变粗。细晶强化的机制是晶界对位错运动的阻碍作用^[15]。大量的晶界阻碍了两个相邻晶粒之间的位错运动和滑移传递,有助于强度的提高。因此随着激光功率的升高,材料的抗拉强度逐渐降低。然而激光功率为900 W的复合材料虽然具有最高的抗拉强度,但是延伸率也较低。激

图11 不同扫描速度下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料摩擦磨损形貌Fig.11 Wear morphologies of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different scanning speeds: (a, d) 500 mm/min; (b, e) 750 mm/min; (c, f) 1000 mm/min

光功率为900 W时,未溶 B_4C 的数量较多,尺寸较大。未溶颗粒容易造成界面应力集中^[25],导致未溶 B_4C 与基体界面开裂。在拉伸过程中,裂纹起源于界面,然后向基体中扩展导致复合材料断裂^[26]。因此未溶 B_4C 越多对塑性越有负面影响。此外由图4微观组织分析可知,高功率时,界面结合更好,不容易发生界面开裂。因此,激光功率越高复合材料塑性越好。

为了进一步分析不同激光功率下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的断裂机制,对复合材料的拉伸断口进行分析,如图13所示。不同激光功率下复合材料的拉伸断口皆由少量韧窝和撕裂棱组成。这表明不同工艺参数下,复合材料的断裂机制皆为韧性断裂与脆性断裂的混合断裂。当激光功率为900和1200 W时断口中存在未溶的 B_4C 。当激光功率为900 W时,未溶 B_4C 发生脱落,这证明激光功率较低时未溶 B_4C 与基体的结合较差,因此复合材料的塑性较低。在激光功率为1200 W的断口中虽然发现未溶 B_4C 与基体结合处出现了一些间隙,但是没有发现脱

图12 不同激光功率下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料的应力-应变曲线Fig.12 Stress-strain curves of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different laser powers

落的 B_4C ,这证明激光功率为1200 W时, B_4C 与基体的结合要比激光功率为900 W时好。因此激光功率从900 W升高到1200 W时材料的塑性变高。同时激光功率为1500 W的拉伸断口中韧窝数量最多,这也证明激光功率

表 4 不同激光功率下复合材料的抗拉强度和延伸率
Table 4 UTS and elongation values of composites under different laser powers

Laser power/W	UTS/MPa	Elongation/%
900	1173.1±1.6	1.7±0.6
1200	1164.3±3.8	4.0±0.1
1500	1130.9±0.7	5.2±0.9

为 1500 W 时复合材料的塑性最好。

激光功率为 1200 W 时，不同扫描速度下 B₄C/Ti6Al4V 复合材料的拉伸应力-应变曲线如图 14 所示，结

合表 5 进行分析。随着扫描速度的逐步增加，复合材料的抗拉强度呈现出上升的趋势，从 1144.8±4.2 MPa 增加至 1180.4±6.2 MPa。复合材料的延伸率随着扫描速度的升高，从 3.4%±0.6% 提升至 4.6%±0.4%。由上述分析可知，随着扫描速度的升高，材料的 β-Ti 晶粒逐渐变细，从而起到了细晶强化的作用，会导致材料抗拉强度升高^[27]。此外，由于晶界可以吸收和分散应力，阻碍裂纹的扩展^[28]。细小的晶粒增加了晶界的数量，从而更有效地阻止裂纹的扩展，这对塑性的提高有促进作用。然而扫描速度越快未溶 B₄C 的数量逐渐变多，复合材料中产生的应力集中效果越大^[25]。因此，扫描速度提高时复合材料的塑性提高不明显。综上所述，激光功率为 1200 W，扫描速度为 750 mm/min 时，复合材料具有较好的综合力学性能。

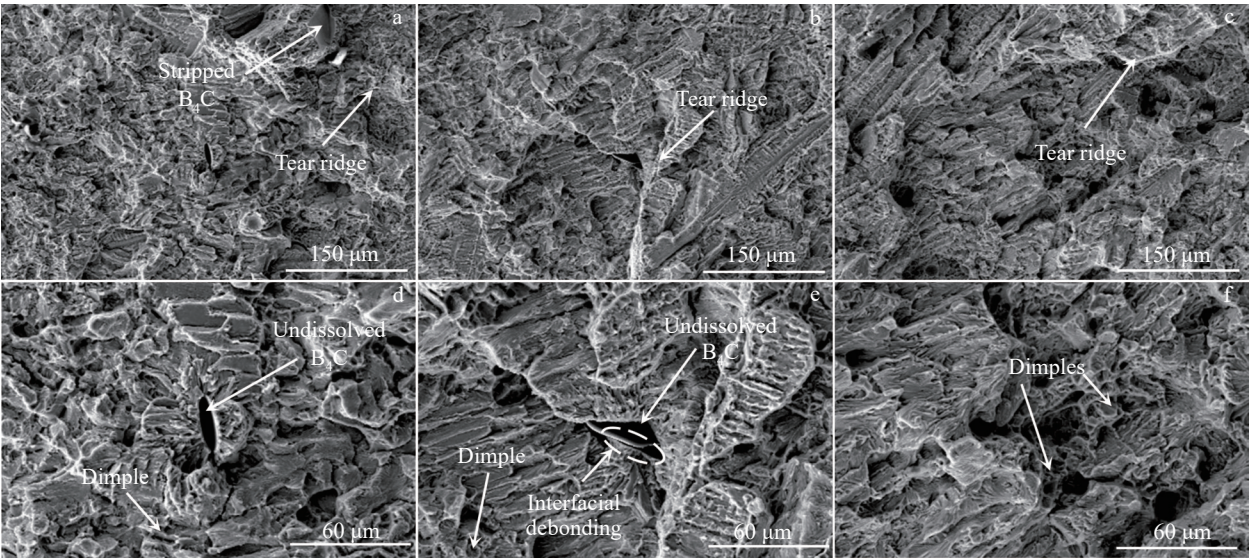


图 13 不同激光功率下 B₄C/Ti6Al4V 复合材料拉伸断口微观组织

Fig.13 Tensile fractographs of B₄C/Ti6Al4V composites under different laser powers: (a, d) 900 W; (b, e) 1200 W; (c, f) 1500 W

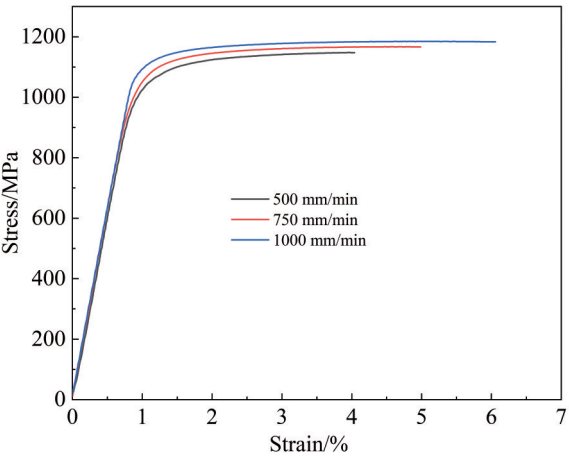


图 14 不同扫描速度下 B₄C/Ti6Al4V 复合材料的应力-应变曲线

Fig.14 Stress-strain curves of B₄C/Ti6Al4V composites under different scanning speeds

表 5 不同扫描速度下复合材料的抗拉强度和延伸率
Table 5 UTS and elongation values of composites under different scanning speeds

Scanning speed/ mm·min ⁻¹	UTS/MPa	Elongation/%
500	1144.8±4.2	3.4±0.6
750	1164.3±3.8	4.0±0.1
1000	1180.4±6.2	4.6±0.4

激光功率为 1200 W 时，不同扫描速度下 B₄C/Ti6Al4V 复合材料的拉伸断口如图 15 所示。不同扫描速度下复合材料的拉伸断口皆由未溶 B₄C、少量韧窝和撕裂棱组成。因此不同扫描速度下，复合材料的断裂机制皆为韧性断裂与脆性断裂的混合断裂。虽然不同扫描速度下，未溶 B₄C 与基体结合处皆出现了间隙，但是拉伸断口中没有发现脱落的 B₄C。

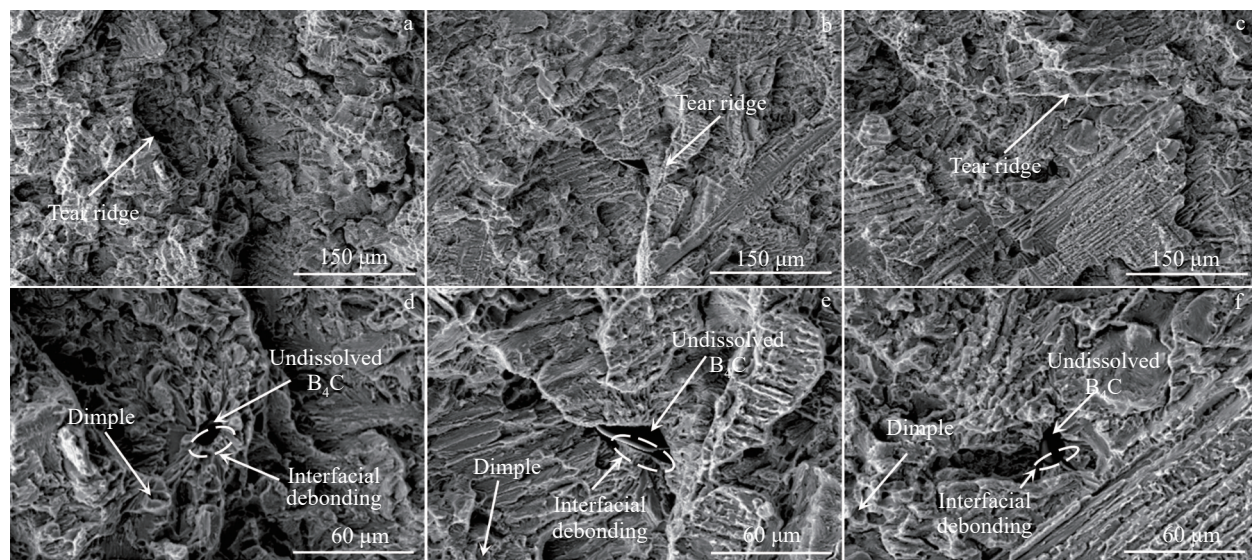


图 15 不同扫描速度下 $B_4C/Ti6Al4V$ 复合材料拉伸断口微观组织

Fig.15 Tensile fractographs of $B_4C/Ti6Al4V$ composites under different scanning speeds: (a, d) 500 mm/min; (b, e) 750 mm/min; (c, f) 1000 mm/min

4 结 论

1) B_4C 在激光定向能量沉积过程中发生了部分溶解,使复合材料中原位生成了 TiB 和 TiC 增强体。随着激光功率的增加或者扫描速度的降低,复合材料的组织中未溶 B_4C 的数量减少,并且原位生成的 TiB 和 TiC 数量增多, β - Ti 的晶粒尺寸逐渐增大。

2) 随着激光功率的增加,复合材料的硬度从 $382.6 HV_{0.5}$ 增加至 $406.5 HV_{0.5}$,随着扫描速度的降低,从 $381.5 HV_{0.5}$ 增加至 $412.2 HV_{0.5}$ 。这可归因于激光功率越高或者扫描速度越低, C 、 B 元素的固溶强化作用越强,以及原位生成的 TiB 和 TiC 越多。复合材料的磨损率随着激光功率的上升,从 $10.409 \times 10^{-4} mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$ 下降至 $8.637 \times 10^{-4} mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$,随着扫描速度的降低,从 $9.915 \times 10^{-4} mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$ 下降至 $8.517 \times 10^{-4} mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$ 。这可归因于激光功率越高或者扫描速度越低,复合材料的硬度值越高,并且原位生成的 TiB 和 TiC 越多,对基体的保护作用越强。不同工艺参数下的复合材料的磨损机制皆为磨粒磨损。

3) 随着激光功率的增加,复合材料的抗拉强度从 $1173.1 \pm 1.6 MPa$ 下降至 $1130.9 \pm 0.7 MPa$,延伸率从 $1.7\% \pm 0.6\%$ 提升至 $5.2\% \pm 0.9\%$ 。随着扫描速度的增加,复合材料的抗拉强度从 $1144.8 \pm 4.2 MPa$ 增加至 $1180.4 \pm 6.2 MPa$,延伸率从 $3.4\% \pm 0.6\%$ 提升至 $4.6\% \pm 0.4\%$ 。晶粒细化是复合材料抗拉强度提升的主要原因。激光功率为 900 W 时,发生了未溶 B_4C 的脱落,这使材料的塑性较低。复合材料的断裂机制皆为韧性断裂与脆性断裂的混合断裂。激光功率为 1200 W,扫描速度为 750 mm/min 时,复合材料具有较好的综合力学性能。

参考文献

References

- [1] Xing Yazhe, Jiang Chaoping, Hao Jianmin. *Vacuum*[J], 2013, 95: 12
- [2] Fang Naiwen(方乃文), Feng Zhiqiang(冯志强), Wu Pengbo(武鹏博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(1): 147
- [3] Yang Guang, Xie Yilian, Zhao Shuo et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*[J], 2022, 1(3): 100037
- [4] Thévenot Francois. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 1990, 6(4): 205
- [5] Duan Tingting(段婷婷), Zhang Yan(张岩), Guo Yan(郭雁) et al. *Engineering Plastics Application*(工程塑料应用)[J], 2024, 52(11): 136
- [6] Xia Mujian, Liu Aihui, Lin Yuebin et al. *Vacuum*[J], 2019, 160: 146
- [7] Li Jiejing, Zuo Dunwen. *Optical Engineering*[J], 2021, 60(2): 020901
- [8] Shi Guohao(时国浩), Wang Xiaopeng(王晓鹏), Chen Yuyong(陈玉勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4570
- [9] Hu Yingbin, Cong Weilong, Wang Xinlin et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2018, 133: 91
- [10] Pouzet S, Peyre P, Gorny C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 171
- [11] Zhang Jie(张捷), Gu Hai(顾海), Sun Jianhua(孙健华) et al. *Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2021, 29(6): 42
- [12] Meng Xin, Min Jin, Sun Zhonggang et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 212: 108667
- [13] Ma Panpan, Li Lian, Liu Jixiong et al. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2024, 915: 147273
- [14] Ogunlana M O, Akinlabi E T, Erinosh M. *Journal of Mechanical Engineering*[J], 2017, 63(6): 363
- [15] Ma Guangyi, Yu Chao, Tang Bokai *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101323
- [16] Hua Zhijia, Xiong Lingda, Zhang Mingyang *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2023, 263: 110817
- [17] Wang Tao, Liu Xingyu, Chen Siyu *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 82: 296
- [18] Liu Weijun(刘伟军), Ding Zhiguo(丁治国), Wang Huiru(王慧儒) *et al. Applied Laser(应用激光)*[J], 2024, 44(2): 10
- [19] Mu X N, Cai H N, Zhang H M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 725: 541
- [20] Nam Ki Woo, Kim Mi Kyung, Park Sung Won *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 471(1–2): 102
- [21] Zhang Wei. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 116: 100718
- [22] Wang Lixin, Huang Yiming, Jia Chenpeng *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 73: 103682
- [23] Wang Jiandong, Zeng Yuzhou, Qi Xiaopeng *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(5): 6985
- [24] Wang Jiandong, Tang Lang, Xue Yu *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 3110
- [25] Wang Jiandong, Li Liquan, Lin Panpan *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2018, 105: 195
- [26] Li Hailiang, Yang Zhihua, Cai Delong *et al. Materials & Design*[J], 2020, 185: 108245
- [27] Han Changjun, Babicheva Rita, Chua Jasper Dong Qiu *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101466
- [28] Zhang Hengjin(张亨金), Wei Yinghui(卫英慧), Liu Dongfeng(刘东风) *et al. Journal of Taiyuan University of Technology(太原理工大学学报)*[J], 2006(6): 667

Effect of Process Parameters on Microstructure and Properties of B₄C/Ti6Al4V Composites Fabricated by Laser Directed Energy Deposition

Dou Wenhao¹, Wang Jiandong¹, Fan Mushi¹, Zeng Yuzhou¹, Dong Zemin¹, Li Liquan²

(1. College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

(2. State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Laser directed energy deposition technique was used to prepare 1vol% B₄C/Ti6Al4V composites with varying process parameters to investigate the effects of process parameters (laser power and scanning speed) on the microstructure and mechanical properties of laser melting deposited B₄C/Ti6Al4V composites and to uncover the relationship between the microstructure and mechanical properties of the composites under different process parameters. The results show that the reinforcement of the composites consists of undissolved B₄C, TiB, and TiC since the additional B₄C particles are partially dissolved. As the laser power rises or the scanning speed drops, the quantity of undissolved B₄C diminishes. Simultaneously, the quantities of in-situ formed TiB and TiC increase, and the grain size of β -Ti gradually grows. As laser power increases, the hardness of composites rises from 382.6 HV_{0.5} to 406.5 HV_{0.5}. As scanning speed decreases, the hardness of composites likewise rises. The wear rate achieves a minimum value of $8.517 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ when the laser power is 1200 W and the scanning speed is 500 mm/min. When the laser power drops or the scanning speed rises, the tensile strength rises, reaching a maximum value of 1180.4±6.2 MPa. The effect of grain refinement is responsible for the increase in tensile strength.

Key words: laser directed energy deposition; process parameter; composite; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Wang Jiandong, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, P. R. China, E-mail: wangjiandong@hrbeu.edu.cn