

## 激光与光电子学进展

TiB<sub>2</sub>含量对原位合成 TiB/Ti6Al4V 复合材料组织和性能的影响黄卫东<sup>1,2,3</sup>, 朱逸韬<sup>2,3</sup>, 黄旭<sup>1,2,3\*</sup>, 王璐<sup>2,3</sup>, 成徐珩<sup>2,3</sup><sup>1</sup>福建省智能加工技术及装备重点实验室(福建工程学院), 福建 福州 350118;<sup>2</sup>福建省增材制造创新中心, 福建 福州 350118;<sup>3</sup>福建工程学院机械与汽车工程学院, 福建 福州 350118

**摘要** 通过激光选区熔化技术熔化添加了质量分数为 0%~5% TiB<sub>2</sub> 颗粒的 Ti6Al4V 粉末, 原位反应制备了 TiB/Ti6Al4V 复合材料, 研究了不同 TiB<sub>2</sub> 添加量对样品的成形性能、微观结构演变和力学性能的影响。研究发现, 添加质量分数为 1% 的 TiB<sub>2</sub> 时, 样品的微观结构中的  $\alpha'$ -Ti 逐渐消失, 并出现弥散分布单胞状的 TiB。TiB<sub>2</sub> 添加量进一步增加, 材料的强化方式从弥散强化演变到晶须增强, 同时 TiB 富集于晶界, 形成树枝状结构以及网状结构。原位生成的 TiB 作为形核点, 可以促使样品在细晶强化、固溶强化和晶须增强的作用下, 大幅提升 TiB/Ti6Al4V 样品的硬度和摩擦性能。最终, 样品的显微硬度从 (336.80±6.64)HV 提升至 (498.07±12.56)HV, 同时样品的磨损机制从黏着磨损改变为磨粒磨损, 当 TiB<sub>2</sub> 添加的质量分数为 1% 时, 获得较好的磨损性能。

**关键词** 激光器与激光光学; 激光选区熔化; 钛基复合材料; 组织应变; 力学性能

中图分类号 TG142

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP222681

Effect of TiB<sub>2</sub> Content on Microstructure and Properties of *in-situ* TiB/Ti6Al4V CompositesHuang Weidong<sup>1,2,3</sup>, Zhu Yitao<sup>2,3</sup>, Huang Xu<sup>1,2,3\*</sup>, Wang Lu<sup>2,3</sup>, Cheng Xuheng<sup>2,3</sup><sup>1</sup>Fujian Key Laboratory of Intelligent Machining Technology and Equipment (Fujian University of Technology), Fuzhou 350118, Fujian, China;<sup>2</sup>Advanced Manufacturing Productivity Promotion Center of Fujian Province, Fuzhou 350118, Fujian, China;<sup>3</sup>Academy of Mechanical and Automotive Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, Fujian, China

**Abstract** Ti6Al4V powder added TiB<sub>2</sub> particles with a mass fraction of 0%~5% was melted using selective laser melting to produce the *in-situ* TiB/Ti6Al4V composites to study the forming properties, microstructure evolution, and mechanical properties of samples with different TiB<sub>2</sub> additions. When the mass fraction of TiB<sub>2</sub> added was 1%, the  $\alpha'$ -Ti in the microstructure of the sample gradually disappeared, and a dispersedly distributed unit cell like TiB was observed. Further addition of TiB<sub>2</sub> caused the strengthening method of the material to evolve from dispersion strengthening to whisker strengthening. Simultaneously, TiB in the grain boundary was enriched to form a dendritic structure and a network structure. The *in-situ* TiB as a nucleation point can remarkably enhance the hardness and friction performances of the TiB/Ti6Al4V sample under the action of fine grain strengthening, solid solution strengthening, and whisker strengthening. As a result, the microhardness of the sample increased from (336.8±6.64) HV to (498.07±12.56) HV, and the wear mechanism of the sample changed from adhesive wear to abrasive wear. When the mass fraction of TiB<sub>2</sub> added was 1%, better wear performance was obtained.

**Key words** laser and laser optics; selective laser melting; titanium matrix composite; microstructure evolutions; mechanical properties

收稿日期: 2022-10-07; 修回日期: 2022-10-25; 录用日期: 2022-12-23; 网络首发日期: 2023-01-05

基金项目: 福建省科技厅资助项目(2020h6018)、福建省增材制造创新中心资助项目(ZCZZ202-04)、福建省高校创新团队发展计划项目(闽教科[2020]12号)、福州市科技计划项目(2020-Z-10)

通信作者: \*huangxu@fjut.edu.cn

# 1 引言

激光选区熔化(SLM)由于其成形精度较高、组织性能良好,被广泛应用于精密零件、复杂零件以及一体化设计等方面的快速制造<sup>[1-2]</sup>。在应用于SLM的材料中,Ti6Al4V因具有优异的耐腐蚀性、高温耐久性和优异的机械性能<sup>[3-4]</sup>而广泛应用于各个行业<sup>[5-6]</sup>。然而,Ti6Al4V的硬度<sup>[7]</sup>和耐磨损性能<sup>[8]</sup>较差阻碍了其进一步的应用。对此,通过在基体材料中引入陶瓷颗粒作为形核点<sup>[9]</sup>,改变熔池凝固行为<sup>[10]</sup>和细化晶粒<sup>[11]</sup>,从而获得具有高硬度、耐磨损的复合材料<sup>[12]</sup>。

金属-陶瓷复合材料中,需要考虑两者之间的结合强度,且热膨胀系数差异成为主要缺陷来源,如何避免应力集中和裂缝扩展成为研究热点<sup>[13]</sup>。因此,与Ti6Al4V热膨胀系数相近的TiB<sub>2</sub>(Ti6Al4V,  $8.2 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ; TiB<sub>2</sub>,  $8.1 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ )是一种理想的增强材料。其次,TiB<sub>2</sub>与钛合金之间能够在高温下原位生成晶须状的TiB,实现晶须增强,并获得与基体材料之间良好的界面结合性能。此外,TiB<sub>2</sub>( $4.51 \text{ g/cm}^3$ )以及原位生成的TiB( $4.54 \text{ g/cm}^3$ )与Ti6Al4V( $4.52 \text{ g/cm}^3$ )等钛合金的之间密度较为接近,可以使增强相在基体材料中分布均匀,并作为形核中心,有效细化晶粒。Wu等<sup>[14]</sup>通过第一性原理计算评估了TiB以及钛基体的理论性能,结果表明,TiB满足机械稳定性条件和增强要求。Liu等<sup>[15]</sup>通过SLM制备了高百分比陶瓷(TiB<sub>2</sub>的质量分数为50%)含量的钛基复合材料,由于TiB和TiB<sub>2</sub>

的硬化作用,使样品的硬度高达20.4 GPa。但是,TiB<sub>2</sub>以及原位生成的TiB作为硬而脆的增强材料,对于样品的成形性能有着不利影响。在Zhou等<sup>[16]</sup>的研究中,较低能量输入时SLM制备的TiB/Ti6Al4V样品产生了较大的残余应力,最终产生裂纹。苏悦等<sup>[17]</sup>通过SLM制备了添加不同TiB<sub>2</sub>含量的TiB/Ti6Al4V复合材料,研究发现,裂纹起源于样品边缘并终止于弧形端子。这些研究意味着不合适的增强材料添加量会导致成形件的成形质量下降。此外,在Singh等<sup>[18]</sup>的研究中发现,当TiB<sub>2</sub>添加的质量分数在2%~5%之间时,复合材料成形件具有较好的动态力学性能。

因此,本文主要将TiB<sub>2</sub>添加的质量分数限定在0%~5%之间,通过SLM制备了TiB/Ti6Al4V样品,研究了TiB<sub>2</sub>的添加对样品成形质量的影响,以及微观结构的演变。同时分析了TiB<sub>2</sub>添加量对样品显微硬度和耐磨性的影响。

## 2 实验

### 2.1 粉末制备

本文选择TEKNA公司生产的Ti6Al4V(平均粒径为30 μm)粉末作为基体粉末,以及北京高科新材料科技有限公司生产的TiB<sub>2</sub>(平均粒径约为1 μm)作为增强相。不同TiB<sub>2</sub>含量的复合粉末通过行星磨机混合4 h,转速为200 r/min,球料质量比为5:1,混合过程中球磨罐内保持氩气氛围。不同TiB<sub>2</sub>含量(质量分数分别为0、1%、3%、5%)的粉末如图1(a)~1(d)所示。

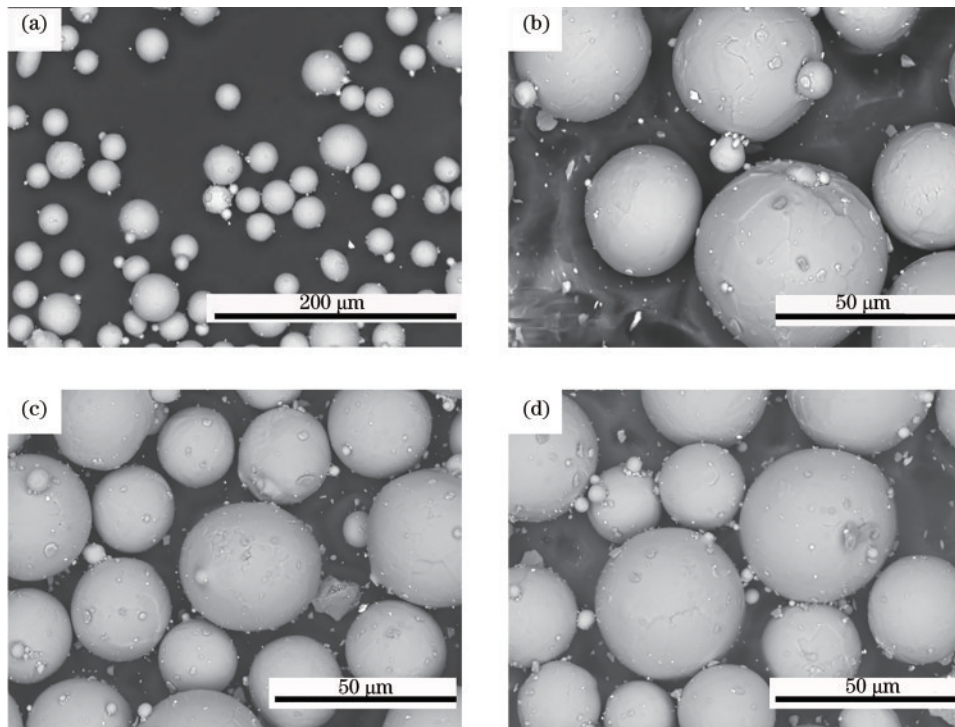


图1 含不同质量分数TiB<sub>2</sub>的粉末显微图。(a)0%;(b)1%;(c)3%;(d)5%

Fig. 1 Micrographs of powders with different mass fractions of TiB<sub>2</sub>. (a) 0; (b) 1%; (c) 3%; (d) 5%

### 2.2 成形参数

本文采用的 SLM 成形设备为德国 SLM solution 公司出产的 SLM125HL 金属打印机。粉末成形前使用真空干燥箱在 80 °C 以及真空环境下干燥 8 h, 并选择铸态 Ti6Al4V 作为基板材料。成形过程中成型仓保持氩气氛围, 使氧的体积分数低于 0.1%。针对不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的复合粉末, 主要工艺参数如激光功率和扫描速度的设置如表 1 所示, 并以此进行全因素实验, 此外设置铺粉厚度为 0.03 mm, 扫描间距为 0.12 mm, 最后每种 TiB<sub>2</sub> 添加量的复合粉末各自成形 25 个 10 mm×10 mm×10 mm 的方块。当添加了不同质量分数(0、1%、3%、5%) TiB<sub>2</sub> 的 TiB/Ti6Al4V 成形件分别取得最大致密度时, 后续研究在此基础上进行。根据基体粉末中 TiB<sub>2</sub> 添加量分别命名为 S0(0)、S1(1%)、S3(3%)和 S5(5%)。

表 1 工艺参数  
Table 1 Process parameters

Experimental factor	Experimental parameter
Laser power /W	255 275 295 315 335
Scanning speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	300 500 700 900 1100

此外, 根据激光功率、扫描速度、扫描间距与铺粉厚度四个工艺参数可综合得到激光能量密度, 用以量化成形过程中使粉末熔化的能量:

$$E = \frac{P}{vht}, \quad (1)$$

式中:  $P$  为激光功率;  $v$  为扫描速度;  $h$  为扫描间距;  $t$  为铺粉厚度;  $E$  为激光能量密度。

### 2.3 检测

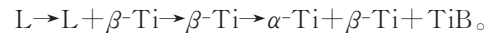
成形件使用无水乙醇清洗后, 使用瑞士梅特勒 ME204E 分析天平通过阿基米德排水法测量致密度。成形件的顶部研磨后抛光, 采用 Bruker D8 advance 型 X 射线衍射(XRD)仪进行分析。实验设备阳极靶材选用 Cu 靶, 波长( $\lambda$ )为 1.5418 nm, 管电压为 40 kV, 管电

流为 40 mA, 扫描速率为 6°/min,  $2\theta$  扫描范围为 20°~70°。使用 MVA-402TS 硬度计进行维氏硬度测试, 试验力为 9.8 N, 保荷时间为 20 s, 重复 5 次, 去除最大值和最小值后求取平均值。使用 UMT-Tribolab 高载荷磨痕仪进行摩擦性能测试, 摩擦副材料为 GCr15(60 HRC), 载荷为 10 N, 摩擦时间为 30 min, 磨痕长度为 5 mm, 摩擦速度为 10 mm/s, 无润滑介质; 使用 Hitachi TM3030plus 台式扫描电子显微镜(日本)观察磨痕。使用 Kroll 试剂(3%HF, 6%HNO<sub>3</sub>, 91%H<sub>2</sub>O, 其中百分数均为质量分数)蚀刻金相试样, 并使用 FEI 公司的 Nova NanoSEM 450 型场发射扫描电镜(SEM)以及 Oxford X-MaxN 能谱仪(EDS)对成形件微观结构进行分析。

## 3 实验结果

### 3.1 组织变化

复合粉末的 XRD 结果如图 2(a) 所示,  $\alpha$ -Ti 以及 TiB<sub>2</sub> 的衍射峰能够在图中明显观察到。同时, TiB 的衍射峰并未在图中观察到, 表明添加的 TiB<sub>2</sub> 颗粒在混合过程中没有与 Ti6Al4V 基体粉末发生反应。图 2(b) 显示了 SLM 制备的不同 TiB<sub>2</sub> 含量样品顶部的 XRD 光谱分析。根据结果显示, S0 主要由  $\alpha/\alpha'$ -Ti 组成。而随着 TiB<sub>2</sub> 含量的增加, 在 S1、S3、S5 样品的检测结果中发现了  $\alpha/\alpha'$ -Ti 以及 TiB, 这表明添加的 TiB<sub>2</sub> 颗粒在 SLM 期间与 Ti 基体反应形成 TiB。根据 Ti-B 二元相图, 由于 TiB<sub>2</sub> 添加的质量分数为 2%~5%, 选择合适的截面如图 3 所示, 其凝固路径和相变过程如下所示:



根据热力学分析, TiB<sub>2</sub> 与 Ti 反应生成 TiB 的吉布斯自由能为负值<sup>[16]</sup>, 反应可以自发进行。成形过程中, 熔融的 Ti6Al4V 与均匀分布的 TiB<sub>2</sub> 颗粒将发生原位反应, 即:

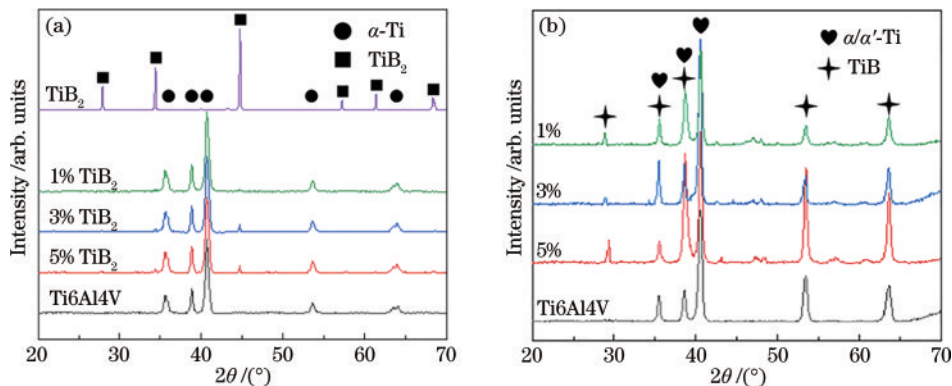


图 2 复合粉末的 XRD 结果。(a) 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB<sub>2</sub>/Ti6Al4V 复合粉末以及 TiB<sub>2</sub> 粉末 XRD 的分析结果; (b) 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量成形的 TiB/Ti6Al4V 样品的 XRD 分析结果

Fig. 2 XRD results of composite powders. (a) XRD analysis results of TiB<sub>2</sub>/Ti6Al4V composite powders with different TiB<sub>2</sub> additions and TiB<sub>2</sub> powders; (b) XRD analysis results of TiB/Ti6Al4V samples produced with different TiB<sub>2</sub> additions

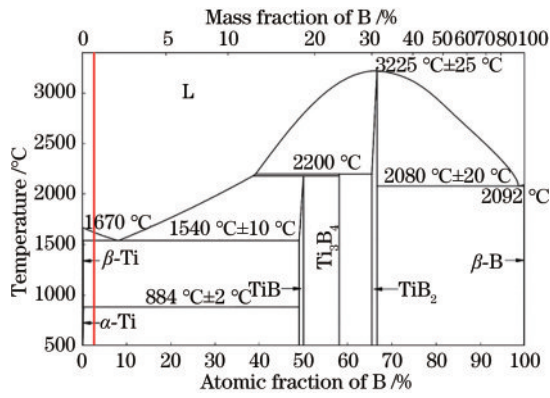


图 3 Ti-B 二元相图

Fig. 3 Ti-B binary phase diagram

图 4 显示了 SLM 制备的不同 TiB<sub>2</sub> 含量样品的 SEM 图像。从图 4(a) 可以看出, 由于 SLM 成形时的冷却速度高达 106~108 K/s<sup>[20]</sup>, S0 样品生成大量针状 α' 马氏体。然而如图 4(b)~4(d) 所示, 在添加 1% TiB<sub>2</sub> 后, 针状 α' 马氏体在 S1 样品中急剧减少, 并减小了尺寸, 白色的沉淀物聚集在晶界处形成单胞状结构。显然, TiB<sub>2</sub> 的添加对马氏体的形成起到了抑制作用。另外根据相关研究, B 元素的存在会降低马氏体转变温度, 因此减少了 β-Ti 的相变<sup>[16]</sup>。进一步增加 TiB<sub>2</sub> 添加量, 马氏体在样品 S3、S5 中完全消失, 并生长为树枝状结构以及连续的网状结构。

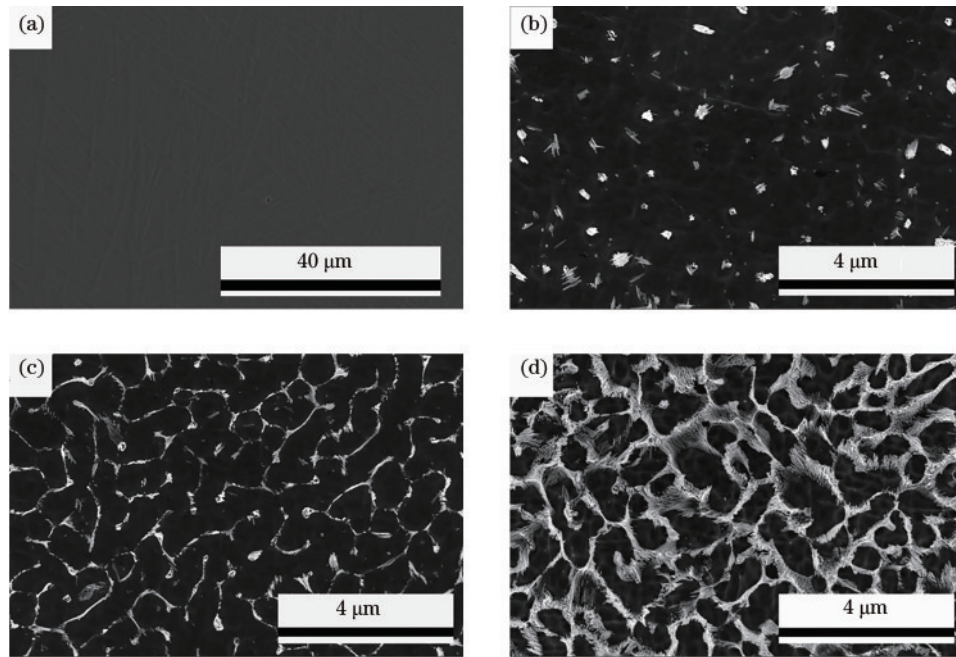


图 4 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V。(a)0%;(b)1%;(c)3%;(d)5%

Fig. 4 TiB/Ti6Al4V with different TiB<sub>2</sub> additions. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%; (d) 5%

结合更高倍数的 SEM 图片分析, 如图 5(a)~5(c) 所示。根据 S1、S3、S5 样品中点状结构、树枝状结构以及网状结构的 EDS 分析结果(表 2)可知, 其主要由 Ti 元素和 B 元素组成, 这与 XRD 的测量结果一致。TiB 在晶界处生长聚集主要由于 B 元素在 Ti 中的低

固溶度, 同时 TiB 在 [010] 的生长速度明显快于沿 [100] 和 [001] 方向的生长速度, 使得 TiB 相呈针状<sup>[21]</sup>。在 S1 中弥散分布的单胞状 TiB 逐渐转变为富集于晶界的晶须态 TiB。

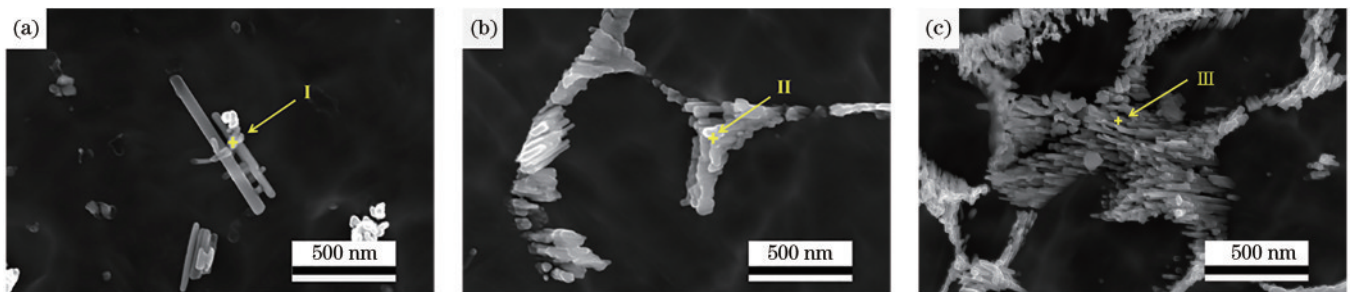


图 5 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V 高倍率电镜图。(a)1%;(b)3%;(c)5%

Fig. 5 High-magnification electron micrographs of TiB/Ti6Al4V with different TiB<sub>2</sub> additions. (a) 1%; (b) 3%; (c) 5%

表 2 SEM 选定位置的 EDS 点扫描  
Table 2 EDS point scans at selected locations of SEM

Serial number of points	Atomic fraction of element /%	
	B	Ti
I	41.3	58.7
II	45.6	54.4
III	42.6	57.4

因此, S1 样品中的单胞状结构主要由呈现针状的 TiB 聚集而成。在 S3 中, 由于 TiB 的形核速率大于生长速率, 因此样品晶界处生成更细的针状 TiB, 以片层状的形式连成树枝状。在 S5 中, 更大的 TiB<sub>2</sub> 添加量使晶界处更容易形成粗大的 TiB 层。

### 3.2 成形性能及致密度

如图 6 所示, S0、S1、S3 和 S5 的致密度分别为 99.20%、98.16%、97.16% 和 97.01%。在图 7(a)~7(d) 中明显观察到, 随着增强相添加量的增加, 样品截面中的未熔颗粒逐步增加, 这导致了样品的致密度下降。

从图 8(a) 中观察到第二相颗粒, 根据 EDS 分析结果推测为未熔的 TiB<sub>2</sub> 颗粒, 这将导致熔池动态黏度系数的增加<sup>[22]</sup>, 使样品成形时因金属蒸发带来的孔隙被熔融材料重新填充的概率下降。进一步观察 Ti 基体和未熔颗粒之间的界面特征, 可以发现颗粒周围变得光滑, 其次网状结构以未熔颗粒为中心, 呈现环状蔓延生长。根据表 3 中的 EDS 结果, 发现 B 元素集中在 Ti 基体和未熔颗粒之间的界面处, 同时其含量随着未熔颗粒距

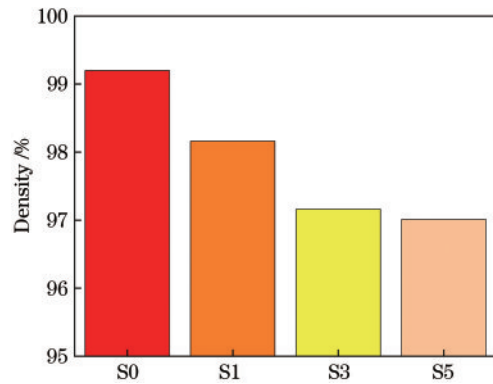


图 6 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V 样品致密度  
Fig. 6 Densities of TiB/Ti6Al4V samples with different TiB<sub>2</sub> additions

离的增加逐渐降低。结合 XRD 结果[图 2(b)], 网状结构主要由 TiB 构成。SLM 成形期间, TiB 在 Ti 基体边界处成核生长, 形成网状结构。但是未熔颗粒的残留意味着大量的 TiB<sub>2</sub> 聚集且未反应, 如图 8(b) 所示。这种结构下, 其界面结合性能明显低于 TiB 与 Ti 基体之间的界面性能。

当 TiB<sub>2</sub> 的添加的质量分数分别为 0、1% 时, 均得到了无明显裂纹的样品。然而当添加量增加时, 能量密度较低的区域 S3 样品侧表面逐渐出现垂直于成形方向的层间裂纹, 如图 9(a) 所示。其后进一步增加添加量, 部分 S5 样品出现断裂现象。这些断裂的 S5 样品主要集中在能量密度较低的区域。提升 S5 样品的成形能量密度, 该区域的 S5 样品出现多道裂纹, 如

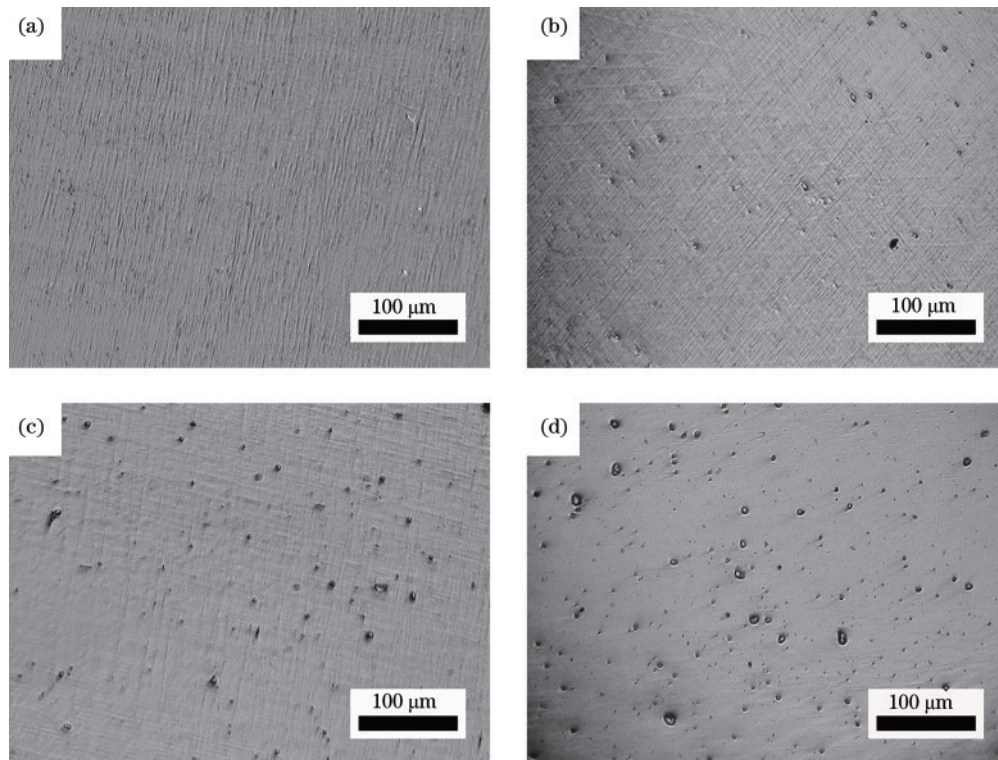


图 7 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V 样品横截面。(a)0%; (b)1%; (c)3%; (d)5%  
Fig. 7 Cross sections of TiB/Ti6Al4V samples with different TiB<sub>2</sub> additions. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%; (d) 5%

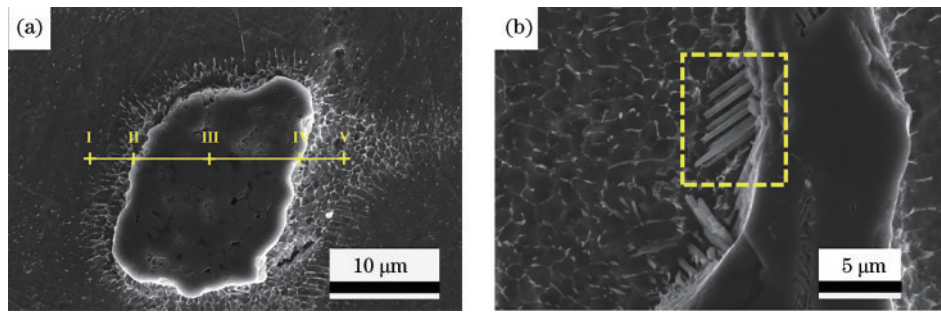


图 8 未熔颗粒图。(a)未熔颗粒;(b)未熔颗粒界面

Fig. 8 Images of unmelted particles. (a) Unmelted particles; (b) unmelted particle interface

表 3 SEM 不同位置的 EDS 点扫描

Table 3 EDS point scans at selected locations of SEM

	Serial number of points				
	I	II	III	IV	V
B	6	33	24	31	6
Ti	204	135	147	141	213

图 9(b)~9(c)所示。进一步提升 S5 样品的成形能量密度,样品裂纹出现的同时,出现平行于成形方向的裂纹并发生翘曲,如图 9(d)~9(e)所示。在 S5 样品成形能量密度较高的区域,样品产生单道细密的层间裂纹,如图 9(f)所示。最终,在能量密度最高的区域,S5 样品侧表面无明显裂纹。

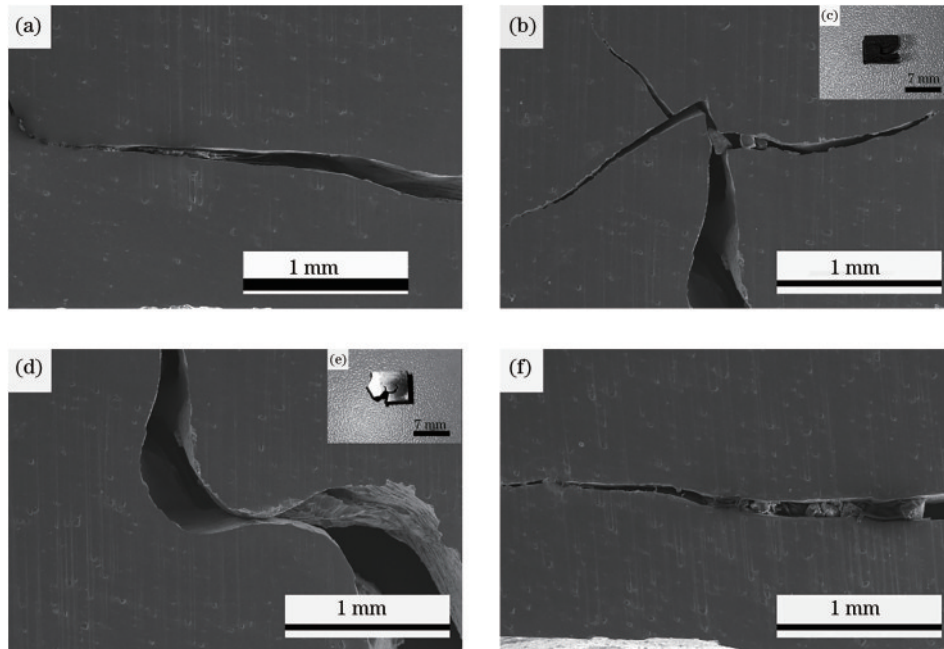


图 9 样品裂纹。(a)低能量密度的 S3 样品裂纹;(b)低能量密度的 S5 样品裂纹;(c)低能量密度的 S5 样品;(d)翘曲的 S5 样品裂纹;(e)翘曲的 S5 样品;(f)S5 样品细密裂纹

Fig. 9 Sample cracks. (a) Low energy density S3 sample crack; (b) low energy density S5 sample crack; (c) low energy density S5 sample; (d) warped S5 sample crack; (e) warped S5 sample; (f) S5 sample fine cracks

显然,  $TiB_2$  的添加以及添加量变化对样品的成形质量有着重要影响,尤其是裂纹的产生。从图 7(b)~7(d)中看出, S1、S3、S5 横截面上均出现未熔  $TiB_2$  颗粒,而且随着  $TiB_2$  的添加量增加,未熔  $TiB_2$  颗粒的数量呈现上升趋势。未熔的  $TiB_2$  残留在层间,使应力集中,降低了层间结合强度,当其数量突破阈值时,层间裂纹产生。其次, S3、S5 样品中裂纹在能量输入较低时, S3 样品由于  $TiB_2$  的添加,导致成形所需的粉末熔化并不充分,残留较多气孔等缺陷,同时由于硬质相尖锐界面

上带来的应力集中,样品产生裂纹,而对于  $TiB_2$  添加量更大的 S5 样品,更多的缺陷使样品产生多道层间裂纹甚至断裂。进一步提升能量密度,粉末充分熔融,熔池流动性升高,样品层间结合强度提升, S3 样品在该能量密度下基本无明显裂纹。但此时,样品内部的热应力也随能量密度升高而增大,因此, S5 样品在过大的热应力下,沿成形方向产生裂纹并翘曲。继续提升能量密度,粉末熔化充分, S5 样品在产生层间裂纹释放应力后,此时样品内部结合强度能够抵抗剩余的应力。

### 3.3 机械性能

图 10 显示了通过 SLM 制备的不同 TiB<sub>2</sub> 添加量样品的显微硬度。四个添加量样品的平均硬度值分别为 (336.80±6.64)HV、(410.77±8.49)HV、(430.60±11.45)HV 以及 (498.07±12.56)HV。对比得出, S1、S3 和 S5 的显微硬度比 S0 分别提高了 21.9%、27.8% 和 47.9%。显然, 通过添加 TiB<sub>2</sub> 可以有效增强样品的显微硬度。同时, 随着 TiB<sub>2</sub> 含量的增加, 样品的显微硬度会逐渐提高。Ti6Al4V 样品的显微硬度主要受其致密化程度以及晶粒细化作用的影响, 而对于 TiB/Ti6Al4V 样品, 增强相的存在成为了一个新的影响因素。S0、S1、S3 和 S5 四组样品的致密度均超过 97%, 且其之间的最大差值仅为 1.49%, 这表明样品在该水平的致密度化程度对显微硬度的影响并非显著因素。因此, 导致样品显微硬度的差异主要是由于 TiB<sub>2</sub> 的添加。首先, TiB<sub>2</sub> 以及原位生成的 TiB 弥散分布于基体材料内, 起到了弥散强化作用。其次, 均匀分布的 TiB<sub>2</sub> 以及原位生成的 TiB 作为形核剂, 在生成细小晶核的同时抑制相邻晶粒的生长。同时, 随着 TiB<sub>2</sub> 含量的增加, 晶粒长大的阻力逐步增加, 晶粒尺寸减小, 晶粒数量增大, 这意味着更多晶粒的产生<sup>[23]</sup>。基于此, 样品的硬度获得了提高, 并随 TiB<sub>2</sub> 添加量提升而增加。表 4 给出了 SLM 不同含量 TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V 复合材料

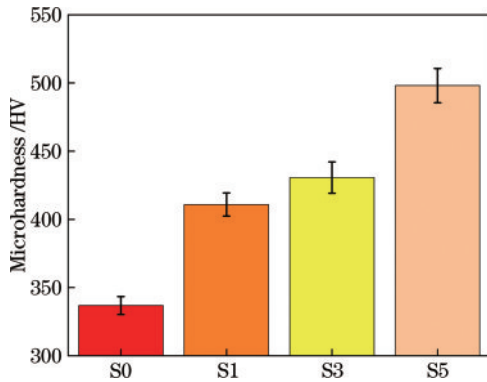


图 10 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V 样品显微硬度  
Fig. 10 Microhardness of TiB/Ti6Al4V samples with different TiB<sub>2</sub> additions

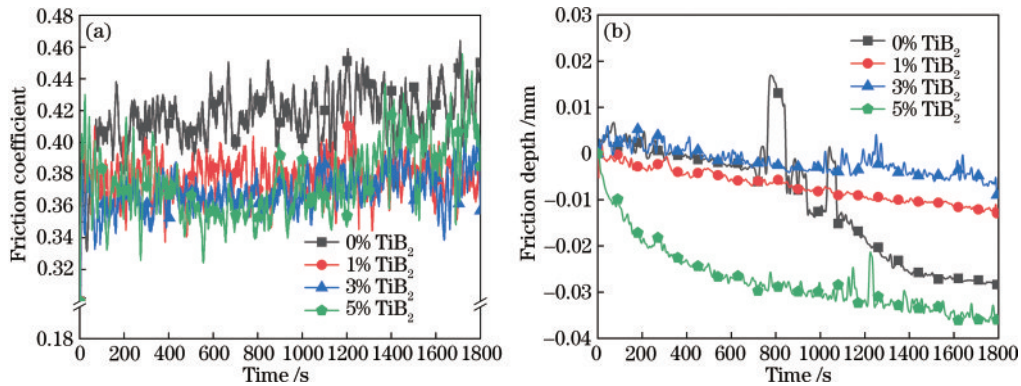


图 11 不同 TiB<sub>2</sub> 添加量的 TiB/Ti6Al4V 样品的摩擦性能。(a) 摩擦系数; (b) 摩擦深度  
Fig. 11 Friction performances of TiB/Ti6Al4V samples with different TiB<sub>2</sub> additions. (a) Friction coefficient; (b) friction depth

表 4 SLM 制备不同含量的 TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V 复合材料显微硬度的比较

Table 4 Comparison of microhardness of TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V composites with different contents prepared by SLM

Material	Method	Microhardness /HV	Reference
Ti6Al4V	SLM	336.80±6.64	This work
1%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	410.77±8.49	This work
3%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	430.60±11.45	This work
5%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	498.07±12.56	This work
Ti6Al4V	SLM	390±2	[16]
1.18%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	444±5	[16]
2.94%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	488±4	[16]
Ti6Al4V	SLM	440.765	[17]
1%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	468.752	[17]
3%TiB <sub>2</sub> /Ti6Al4V	SLM	524.387	[17]

显微硬度的比较。多个研究都表明, 复合材料的硬度随着 TiB<sub>2</sub> 添加量的增加而提高。

图 11(a) 显示了 SLM 制备的 S0、S1、S3 和 S5 样品的摩擦系数, 分别为 0.39、0.35、0.38 和 0.40。为了进一步阐述样品的磨损机理, 对样品在摩擦过程中磨痕深度变化趋势展开研究, 如图 11(b) 所示。S1 和 S3 样品在整个磨损测试过程中, 其磨痕深度整体趋势可视为线性下降, 同时 S1 的磨痕深度约为 0.13 mm, 低于其余样品, 表现出较好的摩擦性能。结合 S1 和 S3 磨痕的磨损形貌, 如图 12(b)、12(c) 所示, 可以看出 S1 和 S3 的磨痕较为平整, 但是摩擦面中均出现了犁沟。S1 与 S3 不同的是, 在 S1 的磨痕中, 出现少量堆积的磨屑, 这部分剥落的材料与一些脱落的颗粒在摩擦过程中作用于磨痕, 在磨痕表面产生犁沟, 故而此时磨损机理为粘着磨损和磨粒磨损; 而 S3 的犁沟来源主要是由于脱落颗粒产生的磨粒磨损。但是, S1 和 S3 的显微硬度较为接近, 因此, 在磨损机制上略微不同, 但是其磨痕深度表现出类似的趋势。S0 样品的磨痕深度变化趋势在前半程与 S1 和 S3 样品类似, 但是中途磨痕深度剧烈波动随后急剧下降。

从图 12(a) 中 S0 的磨痕形貌不难发现, 摩擦面发

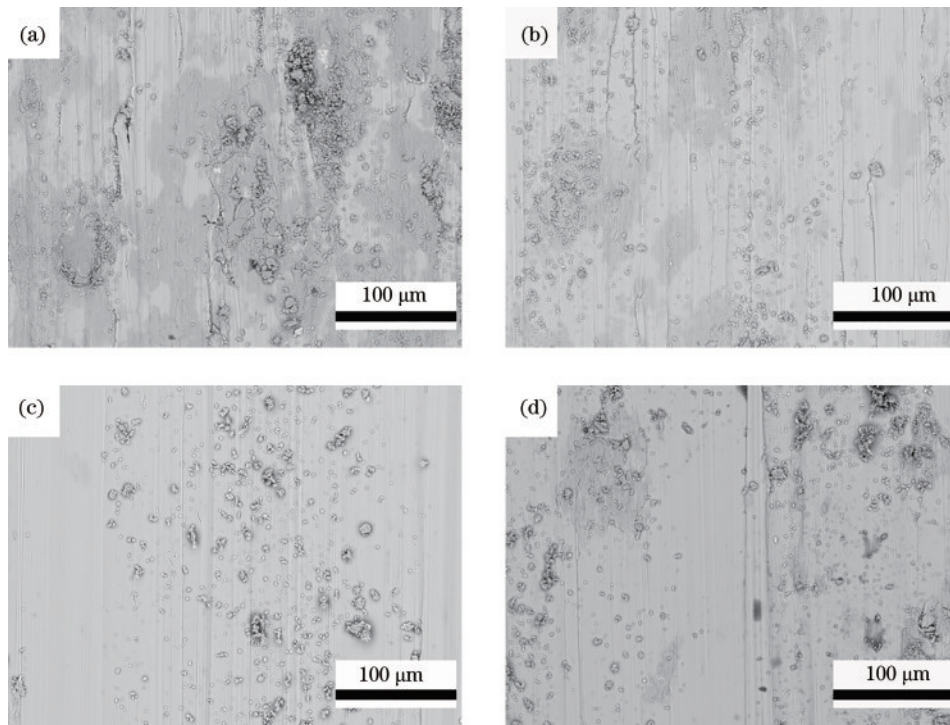


图 12 不同  $\text{TiB}_2$  添加量的  $\text{TiB}/\text{Ti6Al4V}$  样品磨痕。(a)0%;(b)1%;(c)3%;(d)5%

Fig. 12 Wear traces of  $\text{TiB}/\text{Ti6Al4V}$  samples with different  $\text{TiB}_2$  additions. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%; (d) 5%

生大面积剥落的现象,表面剥落的材料堆积在摩擦面,使设备检测到剧烈变化的波动,但是堆积的磨削在随后的摩擦过程中使样品发生剧烈的黏着磨损。显然, S0 样品由于自身较低的硬度使其较难抵抗磨损过程中强烈的塑性变形。作为显微硬度最大的 S5 样品,其磨痕深度从摩擦一开始就表现出急剧下降趋势,随后趋于平缓。S5 在成形过程由于高含量  $\text{TiB}_2$  的均匀分布,导致样品中容易产生更多且均匀分布的未熔颗粒,这从图 7 中可以发现。因此在初始的摩擦中,与基体材料结合较差的未熔颗粒容易脱落,形成高强度的磨粒磨损,使摩擦深度急剧增加<sup>[24]</sup>。随后由于 S5 样品自身的高显微硬度,后续摩擦深度趋于平缓,但是残留的未熔颗粒仍在平整的磨痕表面造成较深的犁沟。

## 4 结 论

本文通过 SLM 成功制备了不同  $\text{TiB}_2$  添加量的  $\text{TiB}/\text{Ti6Al4V}$  复合材料成形件,研究了样品的成形性能、显微结构、显微硬度以及磨损性能。主要结论如下:

1) 随着  $\text{TiB}_2$  的质量分数从 0 增加到 5%,样品的致密度从 99.20% 下降至 97.01%,同时伴随  $\text{TiB}_2$  添加量的增加,样品出现明显的裂纹。

2) 添加的  $\text{TiB}_2$  与 Ti 原位反应生成针状  $\text{TiB}$  聚集在一起,并随着  $\text{TiB}_2$  添加量的增加,原位生成的强化相  $\text{TiB}$  显微组织由弥散分布单胞状逐渐转变为富集于晶界的晶须态,材料的第二相强化方式从弥散强化演变到晶须增强。

3) SLM 制备的  $\text{TiB}/\text{Ti6Al4V}$  样品的显微硬度根

据  $\text{TiB}_2$  添加量的不同,由于  $\text{TiB}$  高硬度引起的硬化效应以及晶粒细化的作用,显微硬度分别提高了 21.9%、27.8% 和 47.9%。

4) 随着  $\text{TiB}_2$  添加量的质量分数从 0 增加到 5%,样品的摩擦系数以及摩擦深度先下降后增加,当添加  $\text{TiB}_2$  的质量分数为 1%,并保持摩擦载荷为 3 N 以及摩擦时间为 30 min 时,样品摩擦系数为 0.35,摩擦深度为 0.13 mm,样品摩擦性能优于其余添加量的样品。

## 参 考 文 献

- [1] Huang W D, Chen X Y, Huang X, et al. Anisotropic study of  $\text{Ti6Al4V}$  alloy formed by selective laser melting [J]. JOM, 2021, 73(12): 3804-3811.
- [2] 刘玉德, 郭甲, 石文天, 等. 激光粉末床成形 316L 不锈钢多孔结构力学性能研究[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 0802018.  
Liu Y D, Guo J, Shi W T, et al. Mechanical properties of 316L stainless steel porous structure formed by laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 0802018.
- [3] 韦雄棉, 王迪, 杨永强, 等. 激光选区熔化钛合金多孔结构拉伸性能研究[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802016.  
Wei X M, Wang D, Yang Y Q, et al. Study on tensile properties of titanium alloy porous structure using selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802016.
- [4] Costa M M, Dantas T A, Bartolomeu F, et al. Corrosion behaviour of PEEK or  $\beta$ -TCP-impregnated  $\text{Ti6Al4V}$  SLM structures targeting biomedical applications



- [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(12): 2523-2533.
- [5] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.  
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [6] 高显鹏, 徐俊强, 周琦, 等. Ti6Al4V-10%B<sub>4</sub>C 复合材料激光选区熔化工艺研究[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402012.  
Gao X P, Xu J Q, Zhou Q, et al. Effect of processing parameters on Ti6Al4V-10%B<sub>4</sub>C composite material prepared using selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402012.
- [7] 金剑波, 赵宇, 赵淑珍, 等. TiN 含量对激光选区熔化成形钛基复合材料微结构与耐磨性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(11): 1102013.  
Jin J B, Zhao Y, Zhao S Z, et al. Effect of TiN content on microstructure and wear resistance of Ti-based composites produced by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(11): 1102013.
- [8] Zhang F Y, Gao P P, Tan H, et al. Tailoring grain morphology in Ti-6Al-3Mo through heterogeneous nucleation in directed energy deposition[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 88: 132-142.
- [9] Li X W, Shi S, Shuang H, et al. Microstructure, solidification behavior and mechanical properties of Al-Si-Mg-Ti/TiC fabricated by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101326.
- [10] Liu X H, Liu Y Z, Zhou Z G, et al. Grain refinement and crack inhibition of selective laser melted AA2024 aluminum alloy via inoculation with TiC-TiH<sub>2</sub>[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 813: 141171.
- [11] Zhang S Z, Chen Z, Wei P, et al. Wear properties of graphene/zirconia biphasic nano-reinforced aluminium matrix composites prepared by SLM[J]. Materials Today Communications, 2022, 30: 103009.
- [12] Wang R, Gu D D, Xi L X, et al. Selective laser melted TiB<sub>2</sub>/Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V graded materials and first-principle calculations[J]. Materials Letters, 2019, 254: 33-36.
- [13] Singh N, Hameed P, Ummethala R, et al. Selective laser manufacturing of Ti-based alloys and composites: impact of process parameters, application trends, and future prospects[J]. Materials Today Advances, 2020, 8: 100097.
- [14] Wu H Y, Dong Y P, Li X W, et al. First principle calculations and low cost SLM processing of Ti-TiB composite materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140711.
- [15] Liu L, Minasyan T, Ivanov R, et al. Selective laser melting of TiB<sub>2</sub>-Ti composite with high content of ceramic phase[J]. Ceramics International, 2020, 46(13): 21128-21135.
- [16] Zhou Z G, Liu Y Z, Liu X H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of *in situ* Ti6Al4V-TiB composites manufactured by selective laser melting[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 207: 108567.
- [17] Su Y, Luo S C, Meng L, et al. Selective laser melting of *in situ* TiB/Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V composites: formability, microstructure evolution and mechanical performance[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(6): 774-788.
- [18] Singh H, Hayat M, Zhang H Z, et al. Effect of TiB<sub>2</sub> content on microstructure and properties of *in situ* Ti-TiB composites[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2019, 26(7): 915-924.
- [19] 陈侠宇, 黄卫东, 张伟杰, 等. 基于灰色关联分析的选区激光熔化成形 18Ni300 模具钢多目标工艺优化[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502003.  
Chen X Y, Huang W D, Zhang W J, et al. Multiple targets technology optimization based grey relative analysis of 18Ni300 Die steel formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502003.
- [20] Li Y Z, Liu S F, Xue T, et al. Comparison of wear behavior of GCr15 bearing steel prepared by selective laser melting (SLM) and electron beam melting (EBM)[J]. Materials Letters, 2021, 305: 130726.
- [21] Sen I, Tamirisakandala S, Miracle D B, et al. Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti-6Al-4V alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(15): 4983-4993.
- [22] Zhao Z Y, Li J, Bai P K, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC-reinforced 316L stainless steel composites fabricated using selective laser melting[J]. Metals, 2019, 9(2): 267.
- [23] 赵淑珍, 金剑波, 谢敏, 等. 扫描速率对激光熔覆 Cu80Fe20 偏晶涂层组织与耐磨性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302005.  
Zhao S Z, Jin J B, Xie M, et al. Effects of scanning speed on microstructure and wear resistance of Cu80Fe20 immiscible coatings prepared by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302005.