

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

金剑波, 赵宇, 赵淑珍, 谢敏, 周圣丰*

天津工业大学物理科学与技术学院激光技术研究所, 天津 300387

摘要 采用激光选区熔化技术成功制备了 TiN 增强钛基复合材料, 并研究了 TiN 含量对钛基复合材料微观结构、显微硬度和摩擦磨损行为的影响。结果表明: 随着 TiN 含量的增加, α -Ti 相衍射峰发生偏移, TiN 衍射峰强度逐渐增强, 复合材料的显微硬度从纯钛的 (228 ± 13) HV 逐渐增大到 (403 ± 20) HV; 当添加 TiN 的质量分数为 7.5% 时, 复合材料的磨损性能比纯钛提高了 29.2%。TiN 颗粒的加入使钛基复合材料的硬度与磨损性能显著提升。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; TiN 颗粒; 钛基复合材料; 耐磨性能

中图分类号 TG115.5+8

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1102013

Effect of TiN Content on Microstructure and Wear Resistance of Ti-Based Composites Produced by Selective Laser Melting

Jin Jianbo, Zhao Yu, Zhao Shuzhen, Xie Min, Zhou Shengfeng*

Laser Technology Institute, School of Physical science and Technology, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China

Abstract In this study, TiN/CP-Ti composites are successfully prepared using selective laser melting (SLM), and the effect of TiN content on the microstructure, microhardness, and wear behavior of Ti-based composites is studied. Results show that diffraction peaks of the α -Ti phase shift, diffraction intensities of the TiN gradually increase, and microhardness of the composites also increases from (228 ± 13) HV to (403 ± 20) HV with increasing TiN content. When the mass fraction of TiN is increased to 7.5%, wear resistance of the composites increases by 29.2% compared with that of CP-Ti. It shows that the addition of TiN particles can improve the microhardness and wear resistance of SLM-produced Ti-based composites.

Key words laser technique; selective laser melting; TiN particles; Ti-based composites; wear resistance

OCIS codes 140.3390; 160.3380

1 引言

商业纯钛(CP-Ti)因耐磨性差和硬度偏低等问题而在工业应用中受到了一定限制^[1-3]。近年来, 将第二相颗粒引入到钛及钛合金基体中而形成的颗粒增强钛基复合材料^[4-5], 因具有耐磨损、耐腐蚀、高硬度和良好的生物相容性等特性, 在航空航天、汽车制造、船舶制造、生物医疗等领域具有广阔的应用前景, 受到研究者的广泛关注^[6-8]。

颗粒增强钛基复合材料通常采用粉末冶金工艺生产^[9], 虽然工艺成熟, 但生产的零件质量有待进一步提高, 如孔隙率过高这一问题并未很好地解决^[10]。随着激光增材制造技术的快速发展^[11], 人们发现, 使用激光选区熔化(SLM)技术可以实现高密度零件的快速制造^[12-13]。与传统的制造技术相比, SLM 有望可以解决传统粉末冶金法制备颗粒增强钛基复合材料存在的孔隙率过高的难题。

目前, 通常将 TiB、TiB₂、TiC 颗粒或某两种颗

收稿日期: 2019-06-11; 修回日期: 2019-07-17; 录用日期: 2019-07-22

基金项目: 国家自然科学基金(51471084)、江西省杰出青年基金(20162BCB23039)、天津市自然科学基金京津冀专项(17JJCZDJC40500)

* E-mail: zhousf1228@163.com

粒均匀混合后作为钛基复合材料的增强相^[14-15]。例如:Hu等^[16]用激光3D打印技术,以TiB₂/Ti混合粉末为原料,成功制备出TiB增强钛基复合材料;Liu等^[17]利用激光熔覆技术在钛合金表面制备了TiC/TiB₂增强钛基复合涂层。与其他颗粒增强相(如SiC、TiB₂、TiC与WC等)相比^[1],TiN不仅具有高硬度、耐高温、耐磨损和耐腐蚀等性能,还兼具一定的韧性以及生物相容性、与钛基体结合良好等优点,是一种非常理想的颗粒增强相^[18-20]。此外,有研究发现,N含量越高,钛合金基体的硬度越高^[21-22],这表明TiN颗粒可以显著改善钛基复合材料的性能。鉴于此,本文选用TiN颗粒作为增强相,采用SLM技术制备TiN增强钛基复合材料,研究了TiN颗粒含量对钛基复合材料微观结构、显微硬度和耐磨性能的影响。

2 实验方法

选用纯度为99.7%、平均粒径为49 μm的商业纯钛粉末以及纯度为99.9%、平均粒径为7.9 μm的

TiN粉末作为原材料。在SLM加工前先将两种粉末在100℃下干燥2h,然后按照表1所示配比配制S1、S2和S3三种粉末,将配制好的粉末置于混粉机中充分混合5h。

本实验选用德国SLM-200型系统在氩气保护下制备样品。在SLM过程中,Yb:YAG光纤激光器的波长为1.064 μm,光斑直径为80 μm。经多次实验获得的最佳加工参数如下:激光功率为200 W,扫描速度为1000 mm/s,搭接间距为100 μm,铺粉厚度为100 μm。使用图1(a)所示的SLM系统,采用图1(b)所示的扫描路径制备尺寸为Φ6 mm×13 mm的圆柱形样品,样品的宏观结构如图1(c)所示。

表1 混合粉末的成分配比

Table 1 Composition ratio of mixed powder

Powder	Material	Mass fraction /%
S1	CP-Ti powder	100
S2	CP-Ti powder	97.5
	TiN powder	2.5
S3	CP-Ti powder	92.5
	TiN powder	7.5

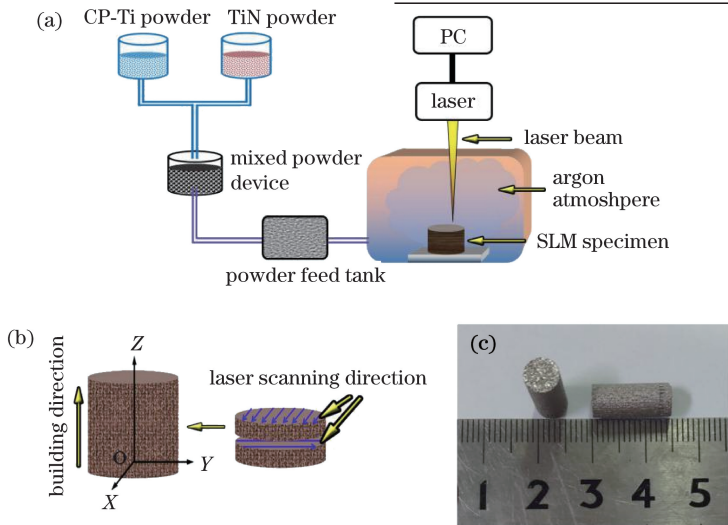


图1 实验过程及成形样品。(a) SLM加工示意图;(b)激光扫描方向及样品构建方向;(c)样品宏观图

Fig. 1 Experimental processing and shaped specimens. (a) Diagram of SLM process;

(b) laser scanning direction and sample building direction; (c) macrostructure of specimen

首先,采用磨抛机对样品进行表面研磨与抛光处理,然后使用Kroll试剂(HNO₃、HF、H₂O的体积分数分别为10%、5%、85%)在室温下腐蚀13 s;然后采用扫描电子显微镜(SEM)观察样品的显微组织。采用X射线衍射仪(Cu靶,40 kV,40 mA)对样品的物相进行表征,2θ(衍射角)测量范围为20°~90°,扫描速度为6(°)/min。

使用显微硬度计测试样品的显微硬度,加载载荷为2 N,保载时间为10 s。采用多功能摩擦磨损

试验机进行环-平面干滑动摩擦磨损实验,转速为200 r/min,时间为240 min,法向载荷为100 N;对磨环材料为Φ50 mm×10 mm的GCr15钢,其硬度为60 HRC;样品尺寸为7 mm×6 mm×5 mm。使用精度为0.1 mg的电子天平称量样品磨损前后的质量。磨损实验完成后,使用扫描电子显微镜观察样品磨损表面及磨屑的形貌,用X射线能谱(EDS)分析仪测定磨损表面及磨屑的化学成分。采用白光干涉三维表面轮廓仪测量磨损表面的三维轮廓及磨痕深度。

3 实验结果与讨论

3.1 显微组织

将 S1、S2、S3 粉末制备的样品分别记为 S1、S2、S3 试样,图 2 为这 3 种样品的 XRD 图谱。从图 2 可以看出:SLM 制备的 CP-Ti(S1 试样)主要由密排六方结构的 α -Ti 相组成;TiN 增强钛基复合材料(S2、S3 试样)主要由 α -Ti 相和面心立方结构的 δ -TiN 相组成;随着 TiN 颗粒含量增加, δ -TiN 对应的衍射峰(111)、(220)和(311)的强度增大, α -Ti 相衍射峰的 2θ 位置左移,衍射峰强明显降低,如表 2 所示。这是因为经过 SLM 加工后,Ti 基体中的晶体和显微结构明显细化, α -Ti 晶格平面距离减小,并且发生了马氏体转变,从而导致 α -Ti 相衍射峰发生偏移; α -Ti 相衍射峰强度降低是因为随着 TiN 颗粒的加入,生成的 α -Ti 相体积分数减小, δ -TiN 相衍射峰强度增强。

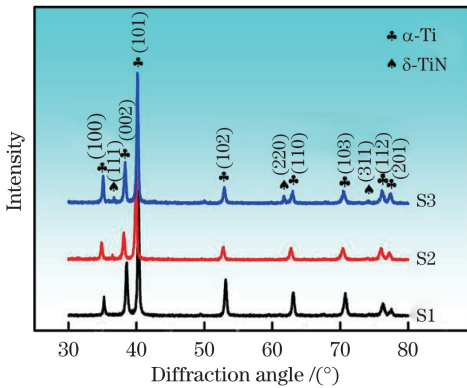


图 2 各试样的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of specimens

表 2 XRD 图谱中 α -Ti 相的衍射角

Table 2 Diffraction angle in α -Ti phase in XRD pattern

Crystal orientation	$2\theta / (^\circ)$		
	S1	S2	S3
(100)	35.171	35.023	35.097
(002)	38.456	38.439	38.388
(101)	40.252	40.227	40.170
(102)	53.093	52.880	52.987
(110)	63.108	62.728	62.965
(103)	70.769	70.178	70.623
(112)	76.385	76.084	76.210
(201)	77.554	77.549	77.369

图 3 所示为 SLM 制备的各试样的 SEM 形貌。SLM 制备试样时的冷却速率高达约 10^8 K/s^[23-24],从图 3(a)可以看出,S1 试样的组织主要由平行排列的细小针状 α' 马氏体晶粒组成,通过 Nano

Measurer 软件测量其平均宽度为 $(0.94 \pm 0.18) \mu\text{m}$ 。从图 3(b)、(c)可以看出,TiN 增强钛基复合材料中的 α' 马氏体晶粒尺寸明显比图 3(a)中的细小,这是因为添加的 TiN 颗粒可以细化 α' 马氏体晶粒^[25],使晶界增多,最终起到强化晶界的作用,有利于复合材料强度和耐磨性能的提升。此外,随着 TiN 颗粒增多,组织中开始出现颗粒状第二相,由 XRD 检测可知第二相是 δ -TiN,且 δ -TiN 相的面密度明显增加。图 3(a)中无 δ -TiN 相。

3.2 显微硬度

由图 4 可知,随着 TiN 颗粒增多,试样的显微硬度显著增加,S1、S2、S3 试样的显微硬度分别为 (228 ± 11) HV、 (265 ± 13) HV 和 (403 ± 20) HV,与 S1 试样相比,S2 和 S3 试样的显微硬度分别提高了 16.2% 和 76.8%。这主要是因为:1)随着 TiN 颗粒增多,颗粒间的间距减小,抑制了复合材料晶粒的长大,使晶粒细化,且晶界增多,从而阻碍位错运动的能力提高;2)TiN 颗粒沿组织晶界弥散分布,并与 Ti 基体形成了良好的界面结合,如图 3 所示,从而起到了弥散强化的作用;3)复合材料内生成了针状 α' 马氏体,而由于马氏体具有较高的硬度,从而在一定程度上起到了提高 Ti 基体硬度的作用;4) N 元素属于间隙型元素,对 Ti 基体可以起到间隙固溶强化的作用。可见,在以上四方面的共同作用下,复合材料的显微硬度随着 TiN 颗粒的增多而显著增大。

3.3 摩擦磨损特性

由图 5 可知,摩擦磨损过程分为两个阶段,即前 20 min 的磨合期和之后的稳定磨合期。在磨损初期,由于样品与对磨环接触的面积小,接触应力大,在摩擦磨损过程中,微凸体的存在导致磨损剧烈,摩擦因数迅速增大;随着摩擦磨损的进行,表面微凸体被慢慢磨平,摩擦副之间的受力状态逐渐改善,最终导致摩擦因数呈趋于平稳上升的状态,如图 5(a)所示。此外,由于钛具有较大的自扩散系数以及导热性较差^[26-27],在摩擦磨损过程中产生的热量不断累积,摩擦副之间的温度逐渐升高,摩擦因数随着摩擦时间的延长而慢慢变大。在 20 min 之后的稳定磨合期,S1、S2 与 S3 试样的平均摩擦因数分别为 0.4467、0.4326 和 0.7099,S3 试样的摩擦因数最大,这是由 TiN 硬质颗粒增多导致的^[18]。

样品经磨损后的质量损失及磨损率,如图 5(b)所示,其中磨损率 ω 的计算公式为

$$\omega = \frac{m}{\pi \cdot d \cdot n}, \quad (1)$$

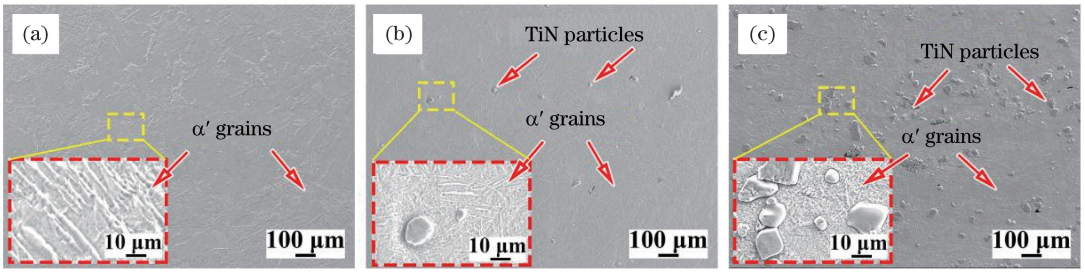


图 3 各试样的 SEM 形貌。(a) S1 试样;(b) S2 试样;(c) S3 试样

Fig. 3 SEM morphologies of specimens. (a) S1 specimen; (b) S2 specimen; (c) S3 specimen

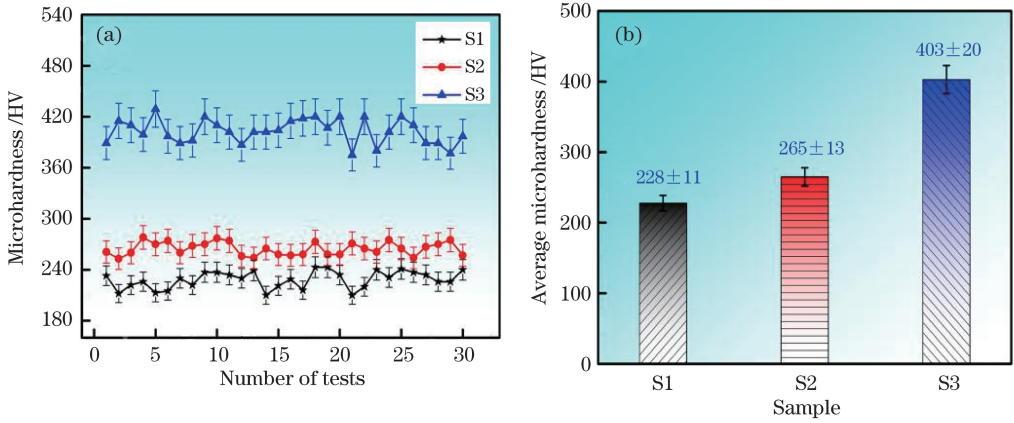


图 4 各试样显微硬度。(a)维氏硬度;(b)平均硬度

Fig. 4 Microhardness of specimens. (a) Vickers hardness; (b) average hardness

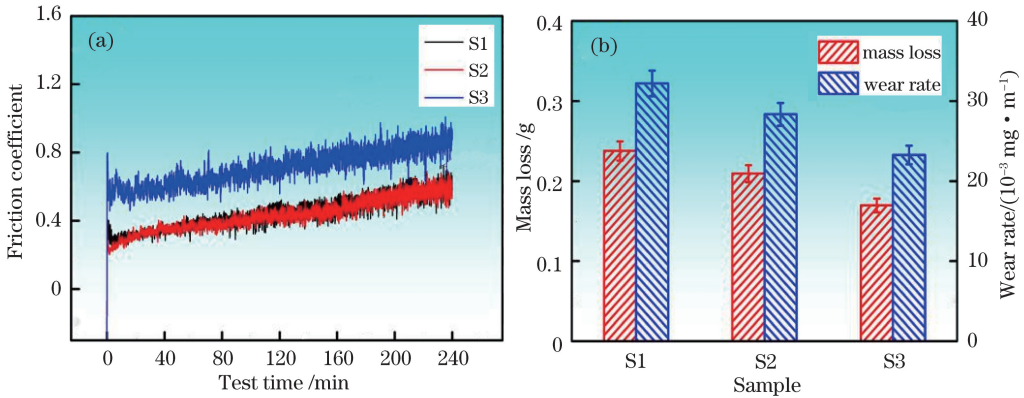


图 5 试样的摩擦磨损性能。(a)摩擦因数;(b)质量损失及磨损率

Fig. 5 Friction and wear properties of samples. (a) Friction coefficient; (b) mass loss and wear rate

式中: m 为样品的质量损失; d 为对磨环的直径; n 是对磨环转的圈数。S1、S2和S3试样的磨损质量损失分别为 (0.24 ± 0.01) g、 (0.21 ± 0.01) g和 (0.17 ± 0.01) g。根据(1)式计算得到S1、S2和S3试样的磨损率分别是 $(32.19 \pm 1.61) \times 10^{-3}$ mg · m⁻¹、 $(28.33 \pm 1.42) \times 10^{-3}$ mg · m⁻¹与 $(23.26 \pm 1.16) \times 10^{-3}$ mg · m⁻¹。可见,随着添加TiN颗粒的增多,钛基复合材料的耐磨性能得到了较大提高,S2和S3试样的耐磨性比S1试样分别提高了约12.5%和29.2%。

图6所示为SLM试样经磨损后的表面及对应的磨屑形貌。从图6(a)~(c)可以看出,S1、S2、S3试样的磨损表面都出现了清晰可见的平行于磨削方向的犁沟,犁沟的深度和宽度依次明显变浅与变窄,犁沟的平均宽度依次为 (107.8 ± 5.4) μm、 (71.2 ± 3.6) μm和 (54.4 ± 2.7) μm,这表明TiN颗粒增强钛基复合材料比CP-Ti具有更优异的耐磨性能。这是因为TiN颗粒的加入能够显著增强钛基复合材料的显微硬度,而较高的显微硬度又会很好地提升复合材料的耐磨性能。此外,对比图6(d)~(f)

可以发现, S1、S2、S3 试样表面的磨屑主要呈片状, 但尺寸逐渐减小, 这与测定的犁沟宽度结果一致。

综上所述, 随着添加 TiN 颗粒的增多, 钛基复合材料的耐磨性能逐渐提高。

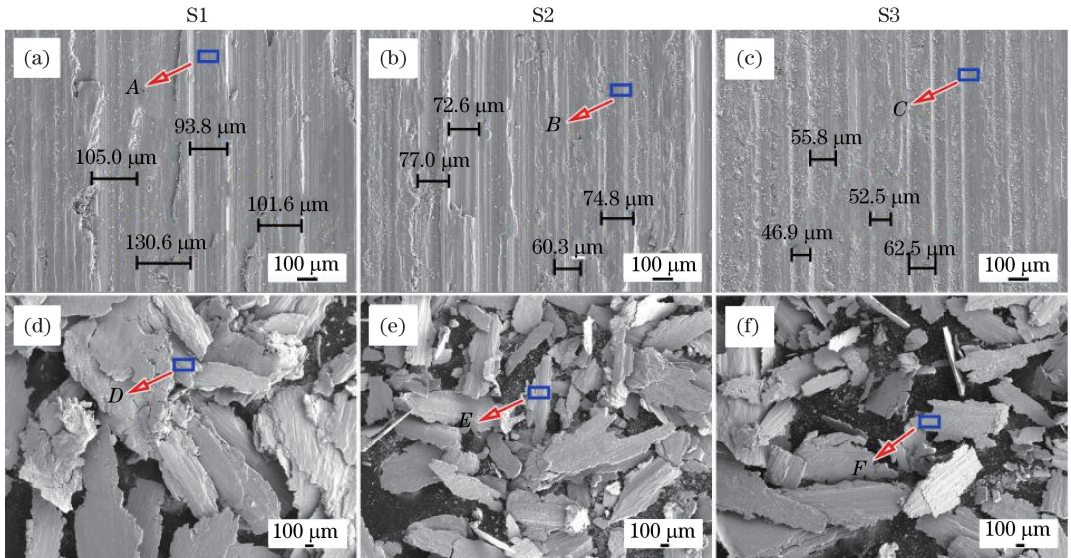


图 6 各试样磨损面和磨屑形貌。(a)~(c)磨损面;(d)~(f)磨屑

Fig. 6 Worn surfaces and worn debris morphologies. (a)-(c) Worn surfaces; (d)-(f) worn debris morphologies

磨损表面及磨屑的氧元素含量测定如表 3 所示, 可知, 三种样品在磨损过程中, 由于摩擦生热, 与空气中的氧气发生了不同程度的氧化反应, 磨损面及磨屑中的氧含量随着 TiN 颗粒含量的增加而降低。这是由于随着磨损的进行, CP-Ti(S1 试样)暴露在空气中的新鲜磨损面增加, 即与空气的接触面增大, 摩擦热积累促使磨损面与空气中的氧发生反应, 从而出现氧化磨损。

表 3 各试样磨损面及磨屑的 EDS 结果

Table 3 EDS results of worn surface and worn debris of each specimen

Position	Mass fraction of element / %					
	C	N	O	Ti	Cr	Fe
A	—	—	46.1	51.0	0.3	2.6
B	2.1	3.2	29.4	58.9	0.8	5.6
C	3.0	5.5	22.2	55.6	1.7	12.0
D	4.1	—	36.0	55.6	0.5	3.8
E	3.6	6.0	30.3	55.1	0.6	4.4
F	13.5	6.9	23.8	52.4	—	3.4

TiN 颗粒的加入使钛基复合材料更耐磨, 由于硬质 TiN 颗粒承载了大部分法向载荷及钛基体传递的应力, 故而 TiN 颗粒含量越多, 承载载荷及应力的能力越强, 从而使得钛基复合材料产生新磨损面的速率降低或与空气中的氧发生反应的磨损面相对较小。因此, S1、S2 和 S3 试样在磨损过程中的氧化磨损程度依次减弱, 这与表 3 中磨损面及磨屑中氧含量的检测结果一致。

此外, 从表 3 还可以看出, 磨损表面和磨屑中含有少量的 Cr 和 Fe 元素, 这两种元素来自于对磨环。在摩擦磨损过程中, 对磨环也发生了磨损, 成为磨屑的一部分, 另一部分粘附在样品磨损表面。图 7 为各样品磨损表面的三维轮廓和磨损深度, 可以看出: S1 试样磨损面产生的磨痕较深且较宽, 深度可达 (1.54 ± 0.08) mm; 而 S2 试样磨损深度为 (1.42 ± 0.07) mm; S3 试样磨损面的磨痕则较浅且较窄, 深度只有 (1.20 ± 0.06) mm。可见, 随着 TiN 颗粒含量增加, 钛基复合材料的耐磨性显著增强, TiN 颗粒能够起到良好的减磨作用。

在摩擦磨损的初始阶段, 样品与对磨环的接触面积小, 由于法向载荷作用, 样品表面发生挤压和显微切削, 其表面发生严重的塑性变形以及犁皱和剪切等黏着磨损现象, 并产生了以层片状或鳞片状形式剥落的磨屑, 如图 6(d)~(f)所示。随着磨损的进行, TiN 颗粒逐渐暴露于磨损表面, 导致钛基体材料与对磨环的接触面减小; 同时, 由于 TiN 颗粒与钛基体材料之间的界面结合良好, TiN 颗粒在磨损过程中不易脱落, 并且承载了大部分的法向载荷及钛基体传递的应力, 更好地抵抗磨粒的切削、推挤和划擦作用^[28], 因此材料的磨损率会相应降低。随着磨损的继续进行, TiN 颗粒与钛基体材料之间的结合力在对磨环的持续挤压下变弱, 进而出现松动, 甚至脱落, 一部分被磨屑接收器收集, 另一部分进入摩擦副之间^[29], 导致钛基体、TiN 磨粒和对磨环之间

形成三体磨损,产生平行于磨削方向的犁沟,导致添加 TiN 颗粒的钛基复合材料的犁沟明显比 CP-Ti 材料的犁沟浅且窄,如图 6(a)~(c)所示,这表明 TiN 增强钛基复合材料比 CP-Ti 材料的耐磨性能更优异。此外, TiN 增强钛基复合材料中的 α' 马氏体具有良好的韧性和塑性,其磨屑进入摩擦副中后缓解了载荷对磨损表面的冲击,间接降低了对磨环与磨损表面的接触压力,从而起到延缓或降低磨损的作用。在磨损过程中,受转速及施加的法向载荷

等因素的影响,加之钛基体(α' 马氏体)自身较大的自扩散系数和同素异晶转变性质,钛基体的导热性差,因此摩擦产生的热量不断累积,从而使钛基复合材料表面温度逐渐升高,在表层一定深度处形成等温面,磨损面上细小的钛基体磨屑与空气中的氧气发生反应生成氧化膜,这些氧化膜既可以避免一部分钛基体材料与对磨环直接接触,又可以起到固体润滑剂的作用,从而使得钛基复合材料的磨损率得到有效降低。

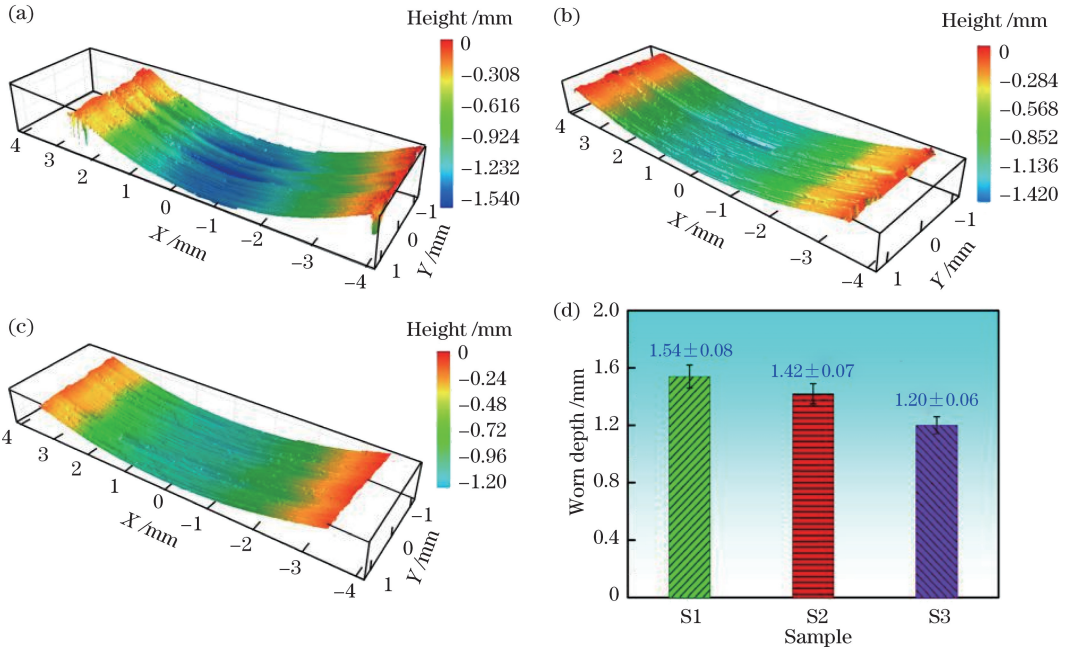


图 7 各试样磨损表面的三维轮廓图及磨损深度。(a) S1 试样的三维轮廓图;
(b) S2 试样的三维轮廓图;(c) S3 试样的三维轮廓图;(d) 磨损深度

Fig. 7 Three-dimensional profiles of specimens after wear test and worn depth. (a) Three-dimensional profile of S1;
(b) three-dimensional profile of S2; (c) three-dimensional profile of S3; (d) worn depth

4 结 论

采用 SLM 技术制备了 TiN 增强钛基复合材料,通过研究其物相、显微组织、显微硬度和摩擦磨损性能,得到如下结论:1) SLM 成形的 CP-Ti 主要由平行排列的针状 α -Ti 马氏体组成, SLM 成形 TiN 增强钛基复合材料主要由针状 α -Ti 相和面心立方结构 δ -TiN 组成;2) 随着 TiN 颗粒的增多,钛基复合材料的硬度逐渐增加,当添加 TiN 颗粒的质量分数为 7.5% 时,钛基复合材料的硬度为 (403 ± 20) HV,比 SLM 成形的 CP-Ti 材料的硬度提高了 76.8%,这主要是细晶强化、弥散强化、 α' 马氏体产生和 TiN 硬质相四方面共同作用的结果;3) 随着 TiN 颗粒含量增多,钛基复合材料的磨损质量、磨损率和磨损深度都减小,这表明 TiN 颗粒能够起到良

好的减磨作用,这主要是因为 TiN 颗粒与钛基体具有良好的界面结合,在滑动摩擦磨损过程中能够有效地承载大部分法向载荷及钛基体传递的应力,进而钛基体材料的磨损得以减缓。

参 考 文 献

[1] Hayat M D, Singh H, Zhen H, *et al.* Titanium metal matrix composites: an overview [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2019, 121: 418-438.
[2] Zhang F M, Liu T F. Nanodiamonds reinforced titanium matrix nanocomposites with network architecture [J]. *Composites Part B-Engineering*, 2019, 165: 143-154.
[3] Silva J I, Alves A C, Pinto A M, *et al.* Corrosion and tribocorrosion behavior of Ti-TiB-TiN_x *in situ*

- hybrid composite synthesized by reactive hot pressing [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 74: 195-203.
- [4] Yuan W H, Ji Z, Zhang Z C, *et al.* Progress in the preparation of titanium matrix composite [J]. *Materials Review*, 2005, 19(4): 54-57.
袁武华, 吉喆, 张召春, 等. 钛基复合材料及其制备技术研究进展[J]. *材料导报*, 2005, 19(4): 54-57.
- [5] Han Y F, Sun X L, Qiu P K, *et al.* Research and development of processing technology on particulate reinforced titanium matrix composites [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(8): 1625-1635.
韩远飞, 孙相龙, 邱培坤, 等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究进展[J]. *复合材料学报*, 2017, 34(8): 1625-1635.
- [6] Abkowitz S, Abkowitz S M, Fisher H, *et al.* CermeTi[®] discontinuously reinforced Ti-matrix composites: manufacturing, properties, and applications[J]. *JOM*, 2004, 56(5): 37-41.
- [7] Li S F, Sun B, Imai H, *et al.* Powder metallurgy titanium metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes and graphite[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 48: 57-66.
- [8] Jiao Y, Huang L J, Geng L, *et al.* Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 767: 1196-1215.
- [9] Liu B, Li Y P, Matsumoto H, *et al.* Thermomechanical response of particulate-reinforced powder metallurgy titanium matrix composites: a study using processing map[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(18/19): 4733-4741.
- [10] Balla V K, Bhat A, Bose S, *et al.* Laser processed TiN reinforced Ti6Al4V composite coatings [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 6: 9-20.
- [11] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, *et al.* Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [12] Attar H, Calin M, Zhang L C, *et al.* Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 593: 170-177.
- [13] Sun H J, Wei J, Zheng Z H, *et al.* Effects of laser process parameters on residual stress of pure titanium samples prepared by laser melting deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(3): 0302014.
- 孙洪吉, 韦靖, 郑兆宏, 等. 激光工艺参数对激光熔化沉积纯钛样品残余应力的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(3): 0302014.
- [14] Lu W J, Zhang D, Zhang X N, *et al.* Microstructural characterization of TiB in *in situ* synthesized titanium matrix composites prepared by common casting technique[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2001, 327(1/2): 240-247.
- [15] Zhang X J, Song F, Wei Z P, *et al.* Microstructural and mechanical characterization of *in situ* TiC/Ti titanium matrix composites fabricated by graphene/Ti sintering reaction [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 705: 153-159.
- [16] Hu Y B, Cong W L, Wang X L, *et al.* Laser deposition-additive manufacturing of TiB-Ti composites with novel three-dimensional quasi-continuous network microstructure: effects on strengthening and toughening [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 133: 91-100.
- [17] Liu Y N, Sun R L, Niu W, *et al.* Microstructure and friction and wear resistance of laser cladding composite coating on Ti811 surface [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(1): 0102010.
刘亚楠, 孙荣禄, 牛伟, 等. Ti811 表面激光熔覆复合涂层的微观组织及摩擦磨损性能[J]. *中国激光*, 2019, 46(1): 0102010.
- [18] Chen Q C, Wu G Z, Li D H, *et al.* Understanding the unusual friction behavior of TiN films in vacuum [J]. *Tribology International*, 2019, 137: 379-386.
- [19] Yan Z, Jiang D, Gao X M, *et al.* Friction and wear behavior of TiN films against ceramic and steel balls [J]. *Tribology International*, 2018, 124: 61-69.
- [20] Yang L, Yu T B, Li M, *et al.* Microstructure and wear resistance of *in situ* synthesized Ti (C, N) ceramic reinforced Fe-based coating by laser cladding [J]. *Ceramics International*, 2018, 44(18): 22538-22548.
- [21] Wang H L. Influence of interstitial impurity on property of commercial pure titanium [J]. *Special Steel Technology*, 2006, 12(3): 25-27.
王怀柳. 间隙杂质对工业纯钛性能的影响[J]. *特钢技术*, 2006, 12(3): 25-27.
- [22] Ouchi C, Iizumi H, Mitao S. Effects of ultra-high purification and addition of interstitial elements on properties of pure titanium and titanium alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 243(1/2): 186-195.
- [23] Attar H, Prashanth K G, Chaubey A K, *et al.* Comparison of wear properties of commercially pure titanium prepared by selective laser melting and casting processes[J]. *Materials Letters*, 2015, 142:

- 38-41.
- [24] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, *et al.* Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3849-3860.
- [25] Zhao Y, Song Z M, Jin J B, *et al.* Electrochemical corrosion properties of Ti - 5% TiN composites formed by selective laser melting in Hank's solution [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(9): 0902005.
赵宇, 宋振明, 金剑波, 等. 激光选区熔化成形 Ti-5%TiN 复合材料在 Hank 溶液中的电化学腐蚀性能 [J]. *中国激光*, 2019, 46(9): 0902005.
- [26] Hua K, Zhang Y D, Kou H C, *et al.* Composite structure of α phase in metastable β Ti alloys induced by lattice strain during β to α phase transformation [J]. *Acta Materialia*, 2017, 132: 307-326.
- [27] Cayron C. Importance of the $\alpha \rightarrow \beta$ transformation in the variant selection mechanisms of thermomechanically processed titanium alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(5): 570-573.
- [28] Chen J F, Li X P, Xue Y P. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 0502001.
陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45 钢表面激光熔覆 Fe901 合金的摩擦磨损性能 [J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 0502001.
- [29] 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.
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.