

# 高温钛基复合材料显微组织和摩擦磨损行为

李天亦, 范敏灏, 李九霄, 赵志伟, 李子悻, 夏俊杰, 陈雨何, 张同政, 艾尔旦

(上海工程技术大学 材料科学与工程学院, 上海 201620)

**摘要:** 通过原位合成熔铸法制备了TiB增强的IMI834高温钛基复合材料, 研究了复合材料显微硬度、摩擦性能、磨损率及磨损表面的形貌较基体合金的变化。试验结果表明, 复合材料显微组织为片层 $\alpha$ 组织, TiB增强相呈现圆棒状或针状形态, 均匀地分散于钛合金基体。室温下, 复合材料的显微硬度较基体材料提高了约HV32, 平均摩擦系数从0.49降至0.41, 磨损率从 $72.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 降低至 $47.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。在700 °C的高温条件下, 基体合金的摩擦系数从0.49上升至0.83, 磨损率为 $27.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ; 而钛基复合材料在相同条件下, 摩擦系数仅从0.41升高至0.47, 磨损率降至 $7.2 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ , 显示出优异的高温耐磨性和热稳定性。磨损表面形貌分析表明, 复合材料的主要磨损机制为磨粒磨损, 伴有少量的粘着磨损。这些研究结果表明, TiB增强效应显著改善了IMI834钛基复合材料的硬度、耐磨性及摩擦性能。

**关键词:** 钛基复合材料 (TMCs); 摩擦磨损; 显微组织; 增强体

## 作者简介:

李天亦 (2004-), 男, 本科生, 主要从事增材制造及铸造技术研究。E-mail: lty1833001475@outlook.com

## 通信作者:

李九霄, 女, 副教授, 硕士生导师。电话: 17316586778, E-mail: lijiaoxiao@126.com

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2025) 08-1075-06

## 收稿日期:

2025-04-01 收到初稿,  
2025-04-12 收到修订稿。

钛基复合材料结合了钛合金的优异特性与增强相的优势, 具有较高的强度<sup>[1]</sup>、硬度<sup>[2]</sup>、耐磨性<sup>[3]</sup>和耐腐蚀性<sup>[4]</sup>, 在航空航天、汽车和军事等领域得到了广泛应用<sup>[6]</sup>。特别适用于高负荷、耐磨损和耐高温的环境。然而, 钛合金在高温下的强度和耐磨性仍然存在一定的局限性, 亟需通过强化其微观组织来提升其性能。

TiB<sup>[7]</sup>具有高模量和出色的热力学稳定性且与钛合金基体的界面结合良好。稀土能够与基体中氧反应生成稀土氧化物, 降低基体中氧含量, 进一步改善组织及提高力学性能<sup>[8]</sup>。所以TiB和稀土常被选为钛基复合材料的增强体。目前, 大多数研究人员主要关注增强体对微观结构和力学性能的影响, 以满足高温强度<sup>[9]</sup>、抗氧化性<sup>[10]</sup>等要求, 对摩擦磨损的性能研究较少, 尤其是高温钛基复合材料的高温摩擦磨损性能。因此研究高温钛基复合材料在服役条件下的摩擦磨损行为及磨损机理具有重要意义。

本研究选用TiB增强的IMI834高温钛基复合材料 (TMCs), 研究增强相的引入对其显微组织、硬度及摩擦性能的影响。

## 1 材料与方法

试验原材料包括: 基体合金为IMI834钛合金, 化学成分 (质量分数, wt.%) 为Ti-6.6Al-4.6Sn-4.6Zr-1Mo-0.9Nb-0.32Si, B粉末 (纯度99%, 平均粒径5  $\mu\text{m}$ )。采用20 kg真空自耗炉制备高温钛基复合材料坯料, 熔炼3次以确保成分均匀, 熔炼过程所涉及的原位反应如下:



TiB增强体体积百分含量确定为1.3%。制备好的钛基复合材料坯料在20 kg的凝壳炉中进行样品的离心铸造, 铸型为陶瓷型壳, 离心转速300 r/min, 浇注温度为液相

线以上50℃(使用插入式热电偶进行温度测量)。B粉末在真空自耗炉中制备钛基复合材料时加入到海绵钛里,样品取自热等静压后 $\Phi 10$  mm试棒。

将试棒通过线切割机进行切割,使用SiC砂纸研磨并进行抛光,采用扫描电镜(SEM)观察显微组织与磨损后的形貌组织。使用维氏显微硬度计测试抛光后IMI834基体钛合金和TMCs的硬度,载荷设置为2 N,保压时间为15 s,随机测试十个点并取平均值。采用国产HT-1000型高温高速摩擦磨损试验机测试研磨抛光后复合材料和基体合金的耐磨性,对磨材料为 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 。试验条件为干滑动摩擦,试验温度为25℃和700℃,法向载荷为5 N,频率为6 Hz,磨损时间为30 min,每组样品进行3次试验,试验数据取平均值。

磨损率计算( $W$ )参考公式<sup>[13]</sup>:

$$W=V/(F \cdot L) \quad (2)$$

式中: $W$ 为比磨损率, $\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{mm}^{-1}$ ;  $V$ 为磨损量, $\text{mm}^3$ ;  $L$ 为总滑动距离,m;  $F$ 为载荷,N。

利用日本Lextols5100激光共聚焦显微镜观察磨损后的3D轮廓,并统计其磨损后的高度轮廓。

## 2 结果与讨论

### 2.1 物相分析与显微组织

图1为基体合金和复合材料的XRD物相分析结果,由图1可知,在复合材料中识别出了Ti和TiB的物相,证

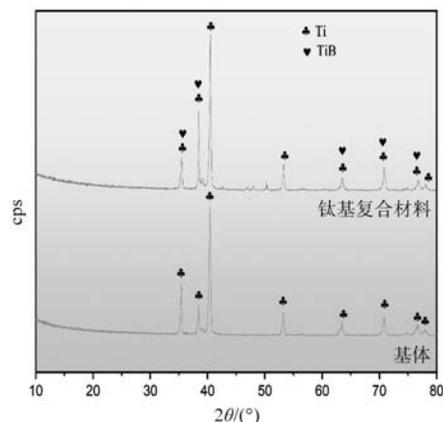
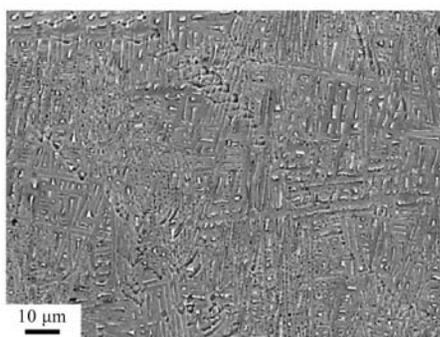


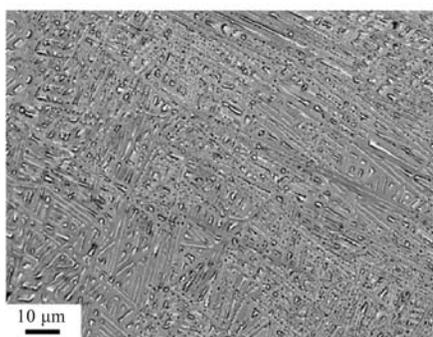
图1 钛合金基体和钛基复合材料的XRD物相分析结果  
Fig. 1 XRD phase analysis results of the Ti alloy matrix and the TMCs

明成功制备出了增强体为TiB的钛基复合材料。

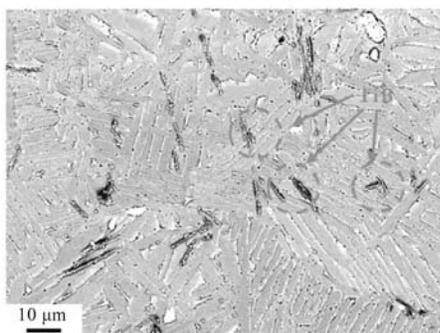
图2为基体合金与复合材料的显微组织,从图2中可以看出,基体合金与复合材料的组织都为片状 $\alpha$ 组织。图2(a1)和(a2)是基体的显微组织, $\alpha$ 相长度尺寸约为20~150  $\mu\text{m}$ ,且晶粒尺寸分布均匀。图2(b1)和(b2)为复合材料的显微组织,大部分 $\alpha$ 相的长度尺寸约为5~40  $\mu\text{m}$ 。增强体TiB为短纤维状,长度约在5~20  $\mu\text{m}$ ,均匀且离散地分布在基体中,这种特征确保铸件各向同性。比较基体合金与复合材料的显微组织发现,复合材料 $\alpha$ 相的长径比较基体合金显著减小。



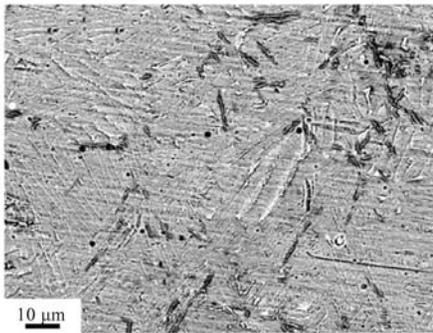
(a1) 基体正面



(a2) 基体截面



(b1) 钛基复合材料正面



(b2) 钛基复合材料截面

图2 钛合金基体与钛基复合材料的显微组织

Fig. 2 The microstructures of the Ti alloy matrix and the TMCs

### 2.2 硬度与摩擦磨损性能

基体合金和复合材料的硬度如图3所示，复合材料的硬度（HV412）相比基体（HV370）提升了约11.3%。

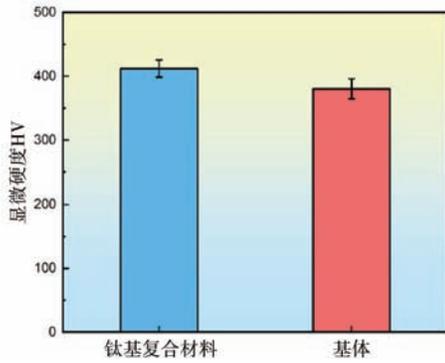


图3 钛合金基体与钛基复合材料的显微硬度  
Fig. 3 Microhardnesses of the Ti alloy matrix and the TMCs

图4为基体合金和复合材料的磨损率图。室温下，基体的磨损率为 $72.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ ，复合材料的磨损率为 $47.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ ，相比基体降低了34.6%。在

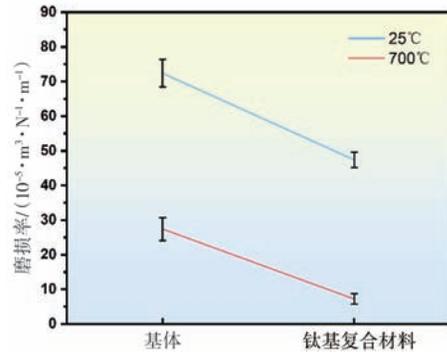


图4 钛合金基体与钛基复合材料的磨损率  
Fig. 4 Wear rates of the Ti alloy matrix and the TMCs

700 °C条件下，基体的磨损率为 $27.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ ，复合材料的磨损率为 $7.2 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ ，相比基体降低了73.7%。因此添加增强相的复合材料耐磨性显著优于基体。这与Archard<sup>[14]</sup>理论一致，提高材料的硬度能提高耐磨性，能有效减少黏着磨损和塑性变形。

图5展示了摩擦系数与磨损形貌的关系。从图5中可以看出，基体合金与TMCs的摩擦系数（COF）随

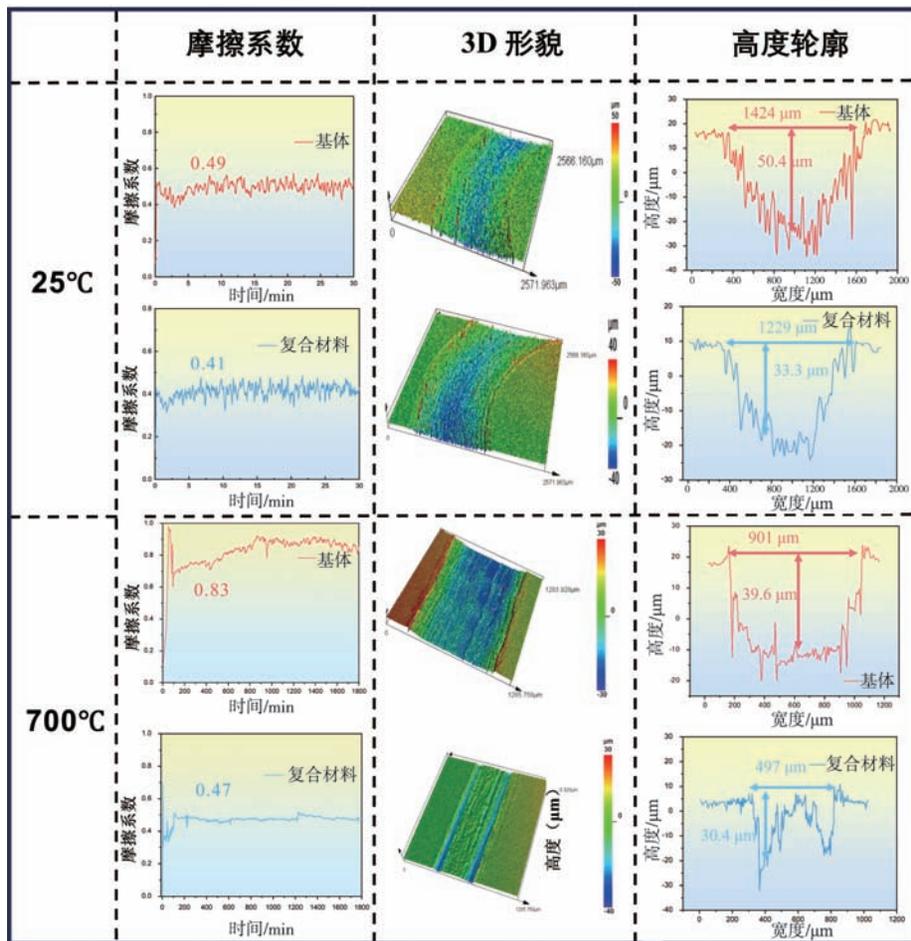


图5 摩擦系数图、三维磨损形貌图、高度轮廓图

Fig. 5 The COF curves, the three-dimensional wear trajectories and the height profile maps

时间变化的曲线存在两种摩擦阶段：（1）在摩擦的初始阶段，COF迅速上升到最大值，即磨合阶段；（2）COF经历一个相对稳定的阶段。通过计算得出，室温下，基体的平均摩擦系数为0.49，复合材料的平均摩擦系数为0.41，相比基体降低了0.08。在图5磨损后的三维表面形貌图及其所对应的高度轮廓图中，蓝色的颜色越深，其磨痕深度也越大。在室温下，基体的磨痕宽度约为1 424  $\mu\text{m}$ ，深度约为50.4  $\mu\text{m}$ 。复合材料的磨痕宽度约为1 229  $\mu\text{m}$ ，较基体合金减少了约13.7%，深度约为33.3  $\mu\text{m}$ ，较基体合金降低了约33.9%  $\mu\text{m}$ 。在700  $^{\circ}\text{C}$ 的温度下，平均摩擦系数相比于室温都升高了，基体平均摩擦系数约为0.83，复合材料的平均摩擦系数约为0.47，由于高温环境下发生了氧化发应，生成了 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 和 $\text{TiO}_2$ 等氧化物，生成的氧化物会强化表面，磨损量相比室温环境下会明显下降，基体的磨痕宽度约为901  $\mu\text{m}$ ，高度约为39.6  $\mu\text{m}$ ，复合材料的磨痕宽度与长度都明显减少，宽度约为497  $\mu\text{m}$ ，高度约为30.4  $\mu\text{m}$ 。加入增强体TiB后，复合材料的硬度提高，摩擦系数降低，抵抗塑性变形和黏着磨损的能力增加，有效减少了磨损量，提高了耐磨性。因此，在摩擦过程中，增强体TiB能够有效减缓由摩擦引起的表面变形，并且在高温环境下维持优异的摩擦性能，减少了摩擦副之间的咬合现象，有效降低了磨损表面的损伤并减小了摩擦系数<sup>[5]</sup>。

图6为室温下的磨损形貌。通过图6（a1）发现，基体表面存在大量连续且较宽的沟槽状磨痕，沟槽边缘较为粗糙，沟槽较深。这说明基体在滑动摩擦过程中，受到磨料颗粒强烈的犁削作用，形成明显的犁沟。这种磨损形貌为典型的磨粒磨损（犁削型磨损）特征。局部区域还观察到明显的不规则剥落坑洼形貌，如图6（a2）中黑色斑块所示，表明基体表面在摩擦过程中发生了较明显的疲劳剥落现象。局部区域磨痕明显深且粗糙，且伴有少量粘着堆积痕迹，这证明了在犁削磨粒磨损过程中也伴随发生了轻度的粘着磨损。从图6（b1）和（b2）可以观察到复合材料的磨损表面沟槽相对纤细均匀，宽度明显减小，且磨痕更平滑、均匀，连续性更好，表明TiB增强相的加入，提升了硬度，使复合材料对磨粒的犁削作用阻力增大，有效减弱了沟槽的宽度和深度。表面未见明显的大面积剥落和严重撕裂现象，仅在局部有限区域观察到极小范围的轻微凹坑与点状剥落特征，复合材料在摩擦过程中仅伴随了轻微的表面疲劳磨损。复合材料的磨损表面上粘着迹象较少，表面磨损的形貌更接近于轻微的磨粒磨损特征，增强相的存在抑制了基体与磨料间的强烈粘着与摩擦堆积现象，减轻了粘着磨损。

图7为700  $^{\circ}\text{C}$ 时，基体合金与复合材料的表面磨损形貌，在高温摩擦过程中表现出严重的磨粒磨损。图7（a1）显示磨损表面上有大量的犁痕，表明在磨损过

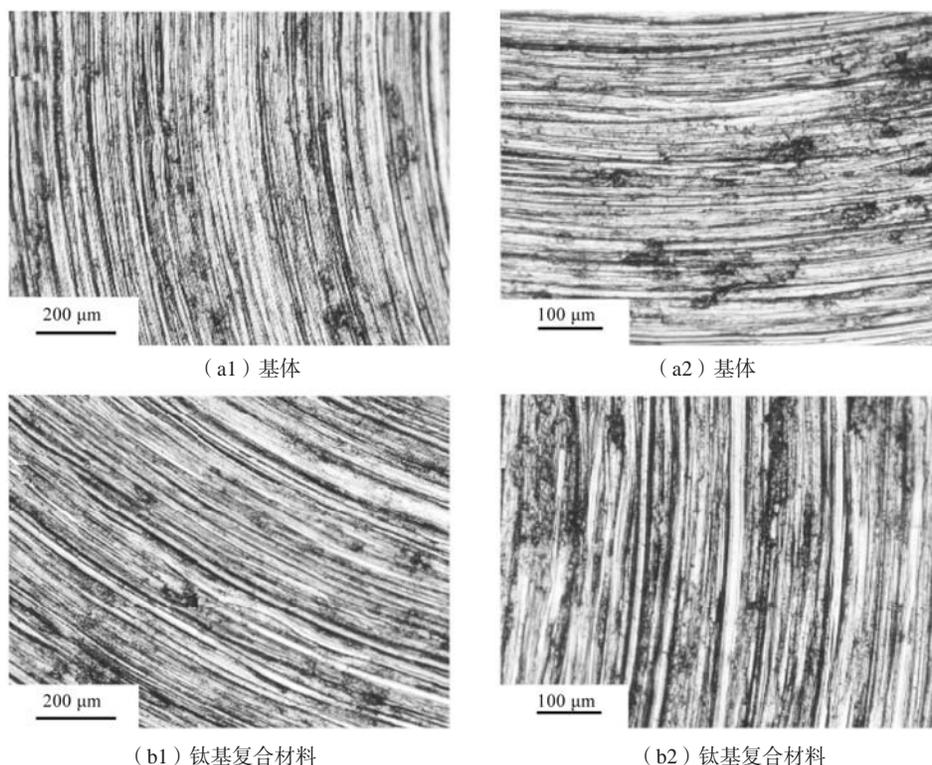


图6 钛合金基体与钛基复合材料的室温表面形貌

Fig. 6 Surface morphologies of the Ti alloy matrix and the TMCs at room temperature

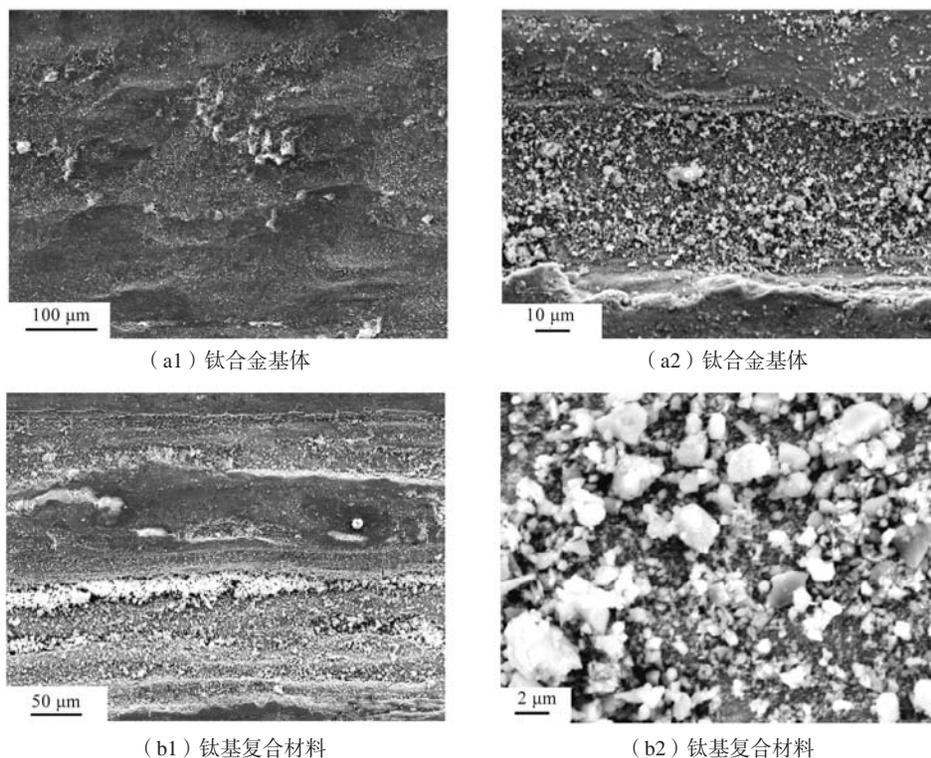


图7 700 °C表面磨损形貌

Fig. 7 Worn surface morphologies at 700 °C

程中有明显的机械切割, 导致深槽产生。图7 (a2) 观察到了氧化颗粒和微裂纹的存在, 表明氧化磨损是主要机制。在高温下, 表面形成的氧化膜不稳定, 导致氧化膜脱落, 从而进一步加剧了材料损失。此外, 还观察到了粘着磨损和疲劳裂纹扩展, 表明基体材料在高温摩擦过程中承受了显著的热机械应力, 使其更容易受到材料剥落和表面塑性变形的影响。相比之下, 图7 (b1) 和 (b2) 复合材料在高温条件下表现出优异的耐磨性。图7 (b1) 显示了相对光滑的磨损表面和较浅的凹槽, 磨料磨损较基体合金减少。图7 (b2) 中观察到更均匀和致密的氧化膜。与基体相比, 复合材料上的氧化膜更加连续和稳定, 表明复合材料在高温摩擦过程中可以形成有效的保护层。这种致密的氧化膜有效减少了金属与摩擦副的直接接触, 最大限度地减少了磨损量并降低了摩擦系数。此外, 在表面磨损形貌的磨损表面上观察到的裂纹和材料剥落较少, 表明TiB增强了热稳定性和抗氧化性, 从而提高了材料的整

体磨损性能, 磨损的失效形式除了磨粒磨损和少量的黏着磨损外, 还发生了氧化磨损。

### 3 结论

(1) 复合材料的附铸试棒的显微组织为片层 $\alpha$ 组织, 短纤维增强体TiB均匀无方向性分布在基体合金上。复合材料的硬度相比基体合金提升了约11.3%。

(2) 室温下, 基体的磨损率为 $72.5 \times 10^5 \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ , 复合材料的磨损率为 $47.4 \times 10^5 \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ , 平均摩擦系数从0.49降至0.41, 磨损失效形式都是磨粒磨损和少量的粘着磨损, TiB的加入能有效降低磨损率, 明显减轻了磨粒磨损和粘着磨损。700 °C条件下, 复合材料的耐磨性表现优异, 摩擦系数为0.47, 磨损率为 $7.2 \times 10^5 \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ , 较基体合金显著提升了高温稳定性和耐磨性。

#### 参考文献:

- [1] LI S, WANG X, WEI Z. Simultaneously improving the strength and ductility of the as-sintered (TiB+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composites by in-situ planting ultra-fine networks into the composite powder [J/OL]. Scripta Materialia, 2022, 218: 114835. DOI: 10.1016/j.scriptamat. 2022. 114835.
- [2] CHOI B J, KIM I Y, LEE Y Z. Microstructure and friction/wear behavior of (TiB+TiC) particulate-reinforced titanium matrix composites [J/OL]. Wear, 2014, 318 (1-2): 68-77. DOI: 10.1016/j.wear. 2014.05.013.
- [3] ZHENG B, DONG F, YUAN X. Microstructure and tribological behavior of in situ synthesized (TiB+TiC)/Ti6Al4V (TiB/TiC=1/1)

- composites [J/OL]. Tribology International, 2020, 145: 106177. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106177.
- [4] HAYAT M D, SINGH H, HE Z. Titanium metal matrix composites: an overview [J/OL]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 121: 418–438. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.04.005.
- [5] LI J, WANG L, QIN J. Thermal stability of in situ synthesized (TiB+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composite [J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (15): 4883–4887. DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.018.
- [6] WANG Z, BAI X, QUE M. Wire arc additive manufacturing of network microstructure (TiB+TiC)/Ti6Al4V composites using flux-cored wires [J/OL]. Ceramics International, 2023, 49 (3): 4168–4176. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.09.299.
- [7] QIU P, LI H, SUN X. Reinforcements stimulated dynamic recrystallization behavior and tensile properties of extruded (TiB+TiC+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti6Al4V composites [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 699: 874–881. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.418.
- [8] SUN X, LI H, HAN Y. Compressive response and microstructural evolution of bimodal sized particulates reinforced (TiB+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti composites [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 732: 524–535. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.10.245.
- [9] LI Q, HUANG S, ZHAO Y. Simultaneous enhancements of strength, ductility, and toughness in a TiB reinforced titanium matrix composite [J/OL]. Acta Materialia, 2023, 254: 118995. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.118995.
- [10] WANG D, LI H, ZHENG W. Oxidation behaviors of TA15 titanium alloy and TiBw reinforced TA15 matrix composites prepared by spark plasma sintering [J/OL]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 37: 46–54. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.07.037.
- [11] PRASAD K, KAMAT S V. Dynamic fracture toughness of a near alpha titanium alloy Ti metal 834 [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 491 (1–2): 237–241. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.09.061.
- [12] GERMAIN L, GEY N, HUMBERT M. Analysis of sharp microtexture heterogeneities in a bimodal IMI 834 billet [J/OL]. Acta Materialia, 2005, 53 (13): 3535–3543. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.03.043.
- [13] ZHENG Y, YAN X, QIAO G. Enhanced wear resistance of TiC/Ti6Al4V composites through changing TiC morphologies in laser direct energy deposition [J/OL]. Additive Manufacturing, 2024, 84: 104134. DOI: 10.1016/j.addma.2024.104134.
- [14] SAHU P K, SINGH S, CHEN G. Wear behavior of the friction stir alloyed AZ31 Mg at different volume fractions of Al particles reinforcement and its enhanced quality attributes [J/OL]. Tribology International, 2020, 146: 106268. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106268.

## Microstructure and Tribological Behaviors of High Temperature Titanium Matrix Composites

LI Tian-yi, FAN Min-hao, LI Jiu-xiao, ZHAO Zhi-wei, LI Zi-yi, XIA Jun-jie, CHEN Yu-he, ZHANG Tong-zheng, AI Er-dan

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

### Abstract:

TiB-reinforced IMI834 high-temperature titanium matrix composites were prepared by in-situ synthesis melting and casting method. The changes in microhardnesses, friction properties, wear rates, and wear surface morphologies of the composites compared with the matrix alloy were studied. The results indicate that the composite exhibits a lamellar  $\alpha$  microstructure, with TiB reinforcements presenting as rounded rods or needles uniformly distributed in the titanium matrix. At room temperature, the composite's microhardness was increased by approximately HV32 over the matrix, while the average friction coefficients were decreased from 0.49 to 0.41, and the wear rates were reduced from  $72.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$  to  $47.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ . Under the condition of high-temperature 700°C, the matrix alloy's friction coefficients were increased from 0.49 to 0.83, and the wear rate was decreased to  $27.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ . In contrast, the titanium matrix composite friction coefficients were increased from 0.41 to 0.47, and the wear rate was decreased to  $7.2 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$  demonstrating superior high-temperature wear resistance and thermal stability. Worn surface morphology analysis revealed that the composite's primary wear mechanism was abrasive wear, accompanied by minor adhesive wear. These findings highlight the significant enhancement effect of TiB in improving the hardness, wear resistance, and tribological properties of IMI834 titanium matrix composites.

### Key words:

Ti matrix composites(TMCs); microstructure; friction and wear; reinforcement