

Fe₂O₃ 在钛合金干滑动磨损及摩擦层形成中的作用

张秋阳^{1,2}, 丁红燕^{1,2}, 周广宏^{1,2}, 王树奇³, 张临财^{1,2}, 夏木建^{1,2}, 郭啸栋¹

(1. 淮阴工学院, 江苏 淮安 223003)

(2. 江苏省介入医疗器械研究重点实验室, 江苏 淮安 223003)

(3. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

摘要: 通过在 Ti6Al4V 合金滑动界面人工添加 Fe₂O₃ 纳米颗粒及其与 TiO₂、MoS₂ 的混合物, 试图促进含 Fe₂O₃ 摩擦层在室温下的快速形成; 研究了 Fe₂O₃、TiO₂、MoS₂ 在钛合金滑动过程中的作用, 并探讨 Fe₂O₃ 相对含量对钛合金磨损行为及磨损机制的影响。结果表明: 干滑动下的 Ti6Al4V 合金耐磨性较差, 磨面添加的 TiO₂ 进一步加速磨损, MoS₂ 一定程度上降低了磨损但并不显著, 而 Fe₂O₃ 完全抑制磨损但增大了摩擦系数。高载下, 富 TiO₂、MoS₂ 颗粒并不能形成摩擦层, 反而聚集在磨面犁沟或者凹坑处, 而富 Fe₂O₃ 则容易形成致密的摩擦层覆盖于磨损表面, 这证实了钛合金高温耐磨性的改善是由于 Fe₂O₃ 的出现。混合 MoS₂+80% (质量分数) Fe₂O₃ 形成的摩擦层, 兼具 MoS₂ 的润滑性和 Fe₂O₃ 的承载能力, 给 Ti6Al4V 合金带来最佳的摩擦磨损性能。

关键词: 钛合金; 摩擦层; 纳米颗粒; 磨损行为

中图分类号: TH117.1; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0159-06

钛合金因密度低、比强度高、抗蚀性好、耐热性高等一系列优点而广泛应用于航空航天、海洋、汽车等工业领域^[1]。但较差的耐磨性严重限制了钛合金在摩擦磨损领域中的应用。早期的研究表明, 即使在石墨、MoS₂ 等固态润滑条件下, 钛合金(无论组织、物相及硬度)依然表现出较差的耐磨性, 严重的粘着和咬合是其主要的磨损机制^[2,3]。Molinari 和 Straffelini^[4,5] 等人针对钛合金干滑动磨损性能进行了详细地研究, 并提出其耐磨性较差的原因除了自身较低的塑性剪切抗力和较弱的加工硬化能力之外, 摩擦表面生成的氧化物不具备保护作用也是重要因素。这一观点的提出, 迅速得到一些研究人员的认同^[6,7]。

作者最近关于钛合金/钢摩擦副的干滑动磨损性能的研究表明, 环境温度 200 °C, 磨面仅产生 TiO₂ 时, 钛合金的耐磨性比室温的更差; 而当环境温度或摩擦界面温度快速升高, 磨面产生包含大量 TiO₂ 和 Fe₂O₃ 的摩擦氧化物层时, 钛合金便由严重磨损转变为轻微磨损, 耐磨性得到极大的改善^[8-10]。似乎 Fe₂O₃ 才是钛合金磨损性能改善的主要控制因素。然而, 目前尚缺少实验来证实 Fe₂O₃ 在钛合金滑动中的作用。此外, 这种含 Fe₂O₃ 摩擦氧化物层的形成需要较高的磨面温度, 在形成过程也要破坏基体并产生细颗粒,

从而造成材料的严重浪费。这显然是不利的。

本实验通过在钛合金滑动界面添加 Fe₂O₃ 及其与 TiO₂ 的混合物, 试图促进含 Fe₂O₃ 摩擦层在室温下的快速形成, 避免材料的大量浪费。在干滑动条件下, 由于摩擦性能可能较差, 因而在滑动过程中也添加一定含量的 MoS₂, 试图降低摩擦系数。分析 Fe₂O₃、TiO₂、MoS₂ 三者钛合金滑动过程中的作用, 并探讨 Fe₂O₃ 相对含量对钛合金磨损行为及磨损机制的影响。

1 实验

采用 MPX-2000 销-盘式摩擦磨损试验机进行试验, 图 1 为其结构示意图。选用退火态的 Ti6Al4V 合金作为销试样, 尺寸为 $\Phi 5$ mm×22 mm; 商用 GCr15 轴承钢作为盘试样, 尺寸为 $\Phi 34$ mm×10 mm。GCr15 钢盘试样经 840 °C 保温 30 min, 油冷, 400 °C 回火 2 h, 空冷后, 硬度约为 50 HRC。采用晶瑞新材料有限公司提供的 α -Fe₂O₃、晶红石型 TiO₂ 及层状 MoS₂ 作为添加颗粒, 直径分别为 50, 70, 1000 nm。将 Fe₂O₃ 分别与 TiO₂、MoS₂ 按不同质量比机械混合后制备人工摩擦层的颗粒添加剂(混合比例为 0, 20, 50, 80, 100, 质量分数, %)。为了便于添加摩擦颗粒, 避免因离心力作用而脱离滑动轨迹, 在实验前需对盘试样

收稿日期: 2018-01-09

基金项目: 国家自然科学基金(51701079, 51501067); 江苏省自然科学基金(BK20140458); 江苏省高等学校自然科学基金项目(17KJD430001)

作者简介: 张秋阳, 男, 1989 年生, 博士, 淮阴工学院机械与材料工程学院, 江苏 淮安 223003, E-mail: zhangqiuyang1989@163.com

进行改进，如图 1 所示，将直径为 $\Phi 18\text{ mm}$ 聚苯乙烯塑料和宽为 17 mm 的硬纸粘贴于盘试样的中心和周边，从而保证添加的颗粒始终处于滑动轨迹上。

摩擦磨损试验在室温下进行，施加的载荷为 10, 30, 50 N，滑动速度为 0.5 m/s ，滑动距离 850 m 。试验前，销、盘试样经 240#, 400#, 600#, 800# 的碳化硅砂纸打磨光滑，在丙酮中清洗并吹干后，分别安装在相应的夹具上，称量 1.3 g 的摩擦颗粒添加到滑动界面后开始试验。试验完成后，将销、盘试样在丙酮中超声清洗，移除疏松颗粒。采用感量为 0.01 mg 的电子天秤称量试样磨损前后质量，取其差值为磨损失重。通过公式 $W = \Delta m / \rho L$ 将磨损失重转化为磨损率，式中 W 为磨损率， Δm 为磨损失重， ρ 为材料密度， L 为滑动距离。未添加任何颗粒的干滑动磨损也被用作对比。滑动过程中，全程记录摩擦系数。

采用 D/Max-2500/pc X 射线衍射仪 (XRD) 分析磨面物相，测试参数为：Cu 靶 $K\alpha$ 射线，管电压 40 kV ，电流 200 mA ，扫描速度 $6^\circ/\text{min}$ ，扫描角度 $10^\circ\sim 80^\circ$ 。采用 JSM-7001F 型扫描电镜观察磨损表面和亚表面剖面形貌。采用 HR-150A 洛氏硬度仪测量试验材料的硬度。

2 结果与讨论

2.1 磨损率

图 2 为 Ti6Al4V 合金在不同条件下随 Fe_2O_3 含量变化的磨损率曲线。干滑动无任何颗粒添加时，磨损率随载荷的增加而明显增长。当在滑动界面添加 TiO_2 和 Fe_2O_3 的混合物时，Ti6Al4V 合金的磨损率随 Fe_2O_3 含量变化而发生明显改变 (图 2a)。在富 TiO_2 区域 (Fe_2O_3 含量低于 50%)，载荷 10 N 时，磨损率略低于无添加条件，且随 Fe_2O_3 增多而出现轻微下降趋势；载荷 30, 50 N 时，磨损率随 Fe_2O_3 含量和载荷

的增加而快速增长，明显高于无添加条件。当 Fe_2O_3 含量在 50% 及以上时，磨损率快速下降且随载荷增加仅轻微波动。

当在滑动界面添加 MoS_2 和 Fe_2O_3 的混合物时，在富 MoS_2 区域，Ti6Al4V 合金的磨损率仍然较大，且随着载荷增加，在 30 N 以上快速增长。但相比于无添加、添加单组份 TiO_2 时，此时磨损率也产生相对明显的下降。随着混合颗粒中 Fe_2O_3 含量进一步升高至 50% 及以上时，磨损率急剧下降，在 80% Fe_2O_3 时达到最低值 (图 2b)。

显然，Ti6Al4V 合金的干滑动磨损性能的确较差。在滑动界面添加 TiO_2 、 MoS_2 、 Fe_2O_3 及其混合物后，钛合金的磨损行为发生明显变化，三者固态颗粒也表现出完全不同的作用： TiO_2 明显加速钛合金磨损， MoS_2 降低磨损但并不显著，而 Fe_2O_3 则抑制磨损。

图 3 为对磨件 GCr15 钢盘试样在 50 N 时随混合颗粒中 Fe_2O_3 含量变化的磨损率曲线。无添加时，GCr15 钢的磨损率仅为 $1.17 \times 10^{-6}\text{ mm}^3/\text{mm}$ 。当滑动界面添加颗粒后 (无论颗粒种类)，GCr15 钢的磨损率均快速下降。但相比于 $\text{TiO}_2 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ 的混合物，滑动界面添加 $\text{MoS}_2 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ 混合物后的 GCr15 钢磨损率更低。在富 Fe_2O_3 区域时，其磨损率几乎均为负值。

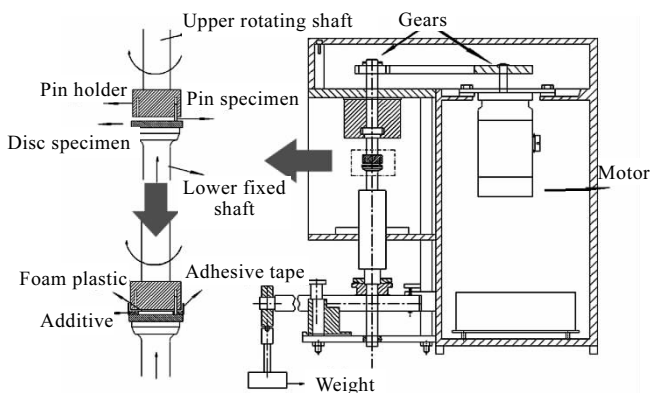


图 1 改进后的 MPX-2000 摩擦磨损试验机结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of modified MPX-2000 type friction and wear tester

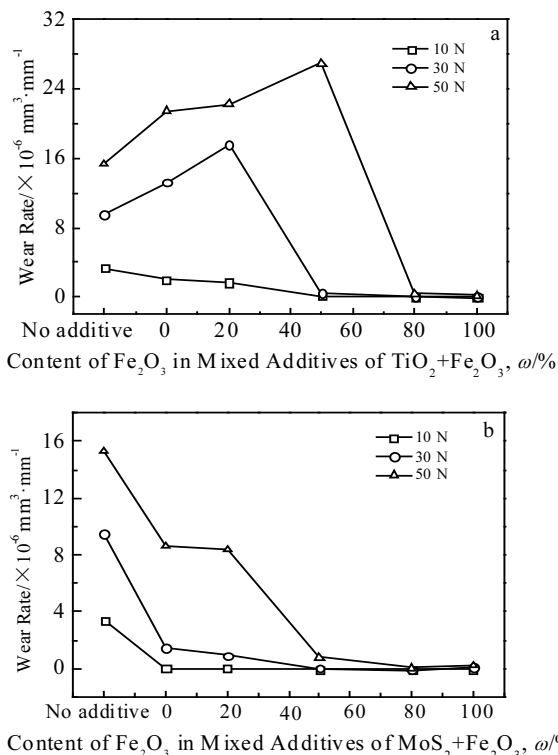


图 2 Ti6Al4V 合金磨损率随颗粒中 Fe_2O_3 含量变化曲线

Fig.2 Wear rate curves of Ti6Al4V alloy as a function of the Fe_2O_3 content in mixed additives of $\text{TiO}_2 + \text{F}_2\text{O}_3$ (a) and $\text{MoS}_2 + \text{F}_2\text{O}_3$ (b)

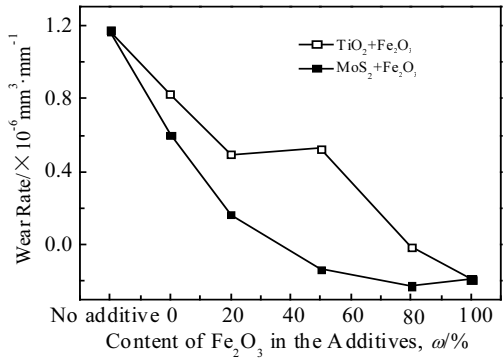


图 3 载荷 50 N 时 GCr15 钢盘试样的磨损率

Fig.3 Wear rate curves of GCr15 steel disc specimen under a load of 50 N

2.2 摩擦系数

图 4 为载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金在不同条件下随滑动距离变化的摩擦系数曲线。无颗粒添加时，摩擦系数波动平缓，振幅较小，但随滑动距离增加一直呈现缓慢增长趋势，其平均摩擦系数约为 0.14；摩擦界面添加 TiO₂ 后，摩擦系数振幅增大，在前 400 m 一直处于上升阶段，400 m 之后逐渐趋于水平，平均摩擦系数为 0.19；混合 Fe₂O₃ 后，摩擦系数在不同阶段略有升降，但并不显著。当 Fe₂O₃ 含量达到 100% 时，摩擦系数在全部滑动过程中均保持强烈振动，其平均值达到了 0.69，且在滑动过程中产生极大的摩擦噪声。当摩擦界面颗粒中包含 MoS₂ 时，曲线振幅极小，摩擦系数显著下降，几乎达到最低值，其平均值仅约 0.06。显然，摩擦界面添加的 Fe₂O₃ 带来了较大摩擦系数，但包含的 MoS₂ 则显著降低了摩擦。

2.3 物相分析和形貌特征

图 5 为载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金磨损表面的 XRD 图谱。滑动界面无颗粒添加时，钛合金磨损表面仅包

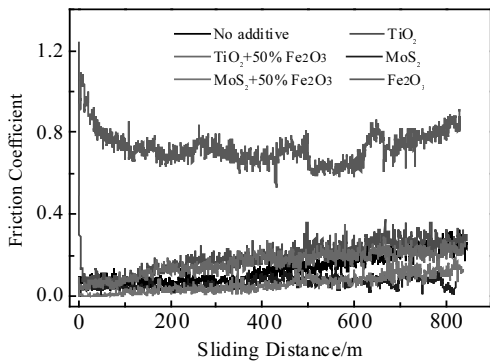


图 4 载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金/GCr15 钢的摩擦系数
Fig.4 Friction coefficient of Ti6Al4V alloy sliding against GCr15 steel under 50 N

含金属 Ti，这表明在滑动过程中 Ti6Al4V 合金表面并没有明显的摩擦氧化物产生。摩擦界面添加单组份的 TiO₂、MoS₂、Fe₂O₃ 后，磨面仍以 Ti 为主，但 3 种颗粒的衍射峰也出现在磨损表面；相比 Fe₂O₃ 而言，此时磨面的 TiO₂、MoS₂ 峰值明显较弱。TiO₂、MoS₂ 分别混合富 Fe₂O₃ 颗粒后，磨面由 Ti、Fe₂O₃ 及 TiO₂ 或 MoS₂ 组成，值得注意的是，TiO₂ 和 MoS₂ 的峰值均出现明显增强。

载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金磨面形貌特征如图 6 所示。无颗粒添加时，钛合金磨损表面非常粗糙，并且呈现出大量平行于滑动方向的深宽犁沟和严重的塑性撕裂痕迹（图 6a）。摩擦界面添加单组份的 TiO₂ 或 MoS₂ 后，磨面依然非常粗糙，深宽犁沟仍然存在，大量的 TiO₂ 或 MoS₂ 颗粒混合金属碎颗粒聚集于犁沟或磨面凹坑处（图 6b, 6c）。添加 Fe₂O₃ 及富 Fe₂O₃ 颗粒（TiO₂+80% Fe₂O₃、MoS₂+80% Fe₂O₃）后，Ti6Al4V 合金的磨损表面变得非常平坦，磨面几乎完全由细颗粒构成的层状结构（即摩擦层）所覆盖（图 6d, 6f）。值得注意的是，含 MoS₂ 的摩擦层似乎比其他摩擦层更加光滑，如图 6f 所示。

2.4 讨论

由图 2 和 3 可知，Ti6Al4V 合金磨损率随载荷增加快速增长，而 GCr15 钢的则明显较低。载荷 50 N 时，Ti6Al4V 合金的磨损率几乎是 GCr15 钢的 13 倍。根据 Archard 经验公式^[11]，此时的磨损体积与载荷、滑动距离成正比，而与材料硬度成反比。本实验中，Ti6Al4V 合金的硬度明显低于 GCr15 钢。显然，相比于钢材而言，钛合金呈现出较差的耐磨性，这与早期钛合金不耐磨的观点非常一致^[2-5]。在干滑动过程中，较软的 Ti6Al4V 合金与较硬的 GCr15 钢金属表面直接接触，在载荷作用下，Ti6Al4V 合金磨损表面大量的大尺寸片状金属被拖拽下来，呈现出明显的塑性撕裂

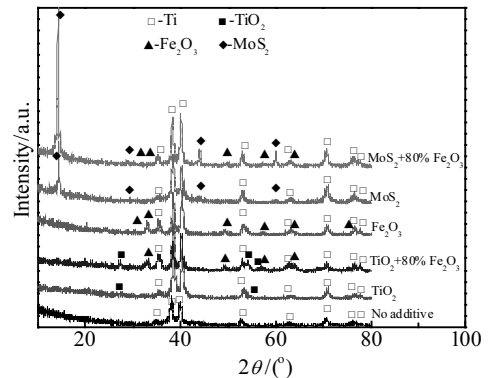


图 5 载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金磨损表面 XRD 图谱
Fig.5 XRD patterns of worn surfaces of Ti6Al4V alloy under a load of 50 N

特征。拖拽下来的金属一部分脱离磨面形成磨屑，一部分保留在磨面，在载荷的作用下形成第三体磨粒加速磨损；此外，较硬的 GCr15 钢表面硬质相也会对钛合金表面进行犁削而形成犁沟（图 6a）。因此，这是典型的粘着磨损和磨粒磨损特征。

当在钛合金滑动界面添加颗粒后，由于氧化物与 MoS_2 的物理性质不同，因而对钛合金摩擦磨损性能的影响明显不同。对于 MoS_2 而言，由于其分子具有层状结构，且层与层之间的范德华力较弱^[12]。在滑动过程中，吸附在金属表面的 MoS_2 ，在载荷作用下，层间极易产生断裂分离而形成滑移。因而，原来的 Ti6Al4V 合金与对磨件的金属-金属直接接触就转变为 MoS_2 分子层间的相对滑移，从而显著降低了摩擦系数。但研究表明， MoS_2 并不具备较强的承载能力^[2, 3, 13]。当载荷增加时， MoS_2 极易破碎，金属再次暴露出来，在载荷的作用再次拖拽撕裂并形成犁沟，破碎的 MoS_2 则聚集在磨面犁沟或者凹坑处（如图 6c 所示）。可见， MoS_2 虽能降低钛合金的磨损率，但并不显著。

对于氧化物而言，氧化物纳米颗粒之间的粘着、聚集与 MoS_2 的作用机制完全不同。若氧化物颗粒聚集形成整体，则作为不同于基体的陶瓷层对亚表面基体的保护有利；若疏松分散于磨损表面，则可作为硬质相犁削磨面加速磨损^[14]。氧化物颗粒的粘着与摩擦烧结速率有关，这与磨面温度、摩擦系数成正比，而与氧化物的熔点、热导率成反比^[15]。由于 Fe_2O_3 的熔

点为 $1560\text{ }^\circ\text{C}$ ，室温热导率为 $0.55\sim 0.69\text{ W/m}\cdot\text{ }^\circ\text{C}$ ^[16]，而 TiO_2 的熔点为 $1870\text{ }^\circ\text{C}$ ，室温热导率为 $0.7\sim 1.77\text{ W/m}\cdot\text{ }^\circ\text{C}$ ^[17]。 TiO_2 由于熔点、热导率相对较高，不容易相互粘着，且 TiO_2 莫氏硬度高于 6^[18]，因而在滑动过程中作为磨粒加速磨损。相比而言，较低熔点和热导率的 Fe_2O_3 更容易在摩擦热作用下相互粘着而形成摩擦层（如图 7a 所示）。文献报道，钢材磨损表面生成 Fe_2O_3 后，磨损率迅速下降^[19]。Kato^[15] 等人在碳钢界面加入一定的 Fe_2O_3 后，磨损率显著改善。这表明， Fe_2O_3 具备较强的承载能力和保护作用。因而， Fe_2O_3 在 Ti6Al4V 合金表面形成人工摩擦层后，显著降低了钛合金的磨损率。将 TiO_2 混合 Fe_2O_3 后，由于 Fe_2O_3 大量增多并达到 50% 以上时，几乎抵消了 TiO_2 的负面作用，因而也可以形成保护性的摩擦层（图 7b），起到降低磨损的作用。因此，本研究证实了钛合金高温耐磨性的改善是由于 Fe_2O_3 的存在。

Fe_2O_3 具备承载能力，可以起到保护亚表面、降低磨损的作用，但 Fe_2O_3 的摩擦系数较大且在滑动过程中产生较大的摩擦噪声。在滑动界面使用时，必须配合润滑剂。当混合 $\text{MoS}_2+80\%\text{Fe}_2\text{O}_3$ 后，较大尺寸的 MoS_2 包裹相互粘着的 Fe_2O_3 纳米颗粒而形成的摩擦层（如图 7c 所示），既具备了 Fe_2O_3 的承载能力，又具备了 MoS_2 的润滑性能，显著改善了钛合金的摩擦磨损性能。因而 Ti6Al4V 合金磨损率在 $\text{MoS}_2+80\%\text{Fe}_2\text{O}_3$ 时几乎取得最低值。

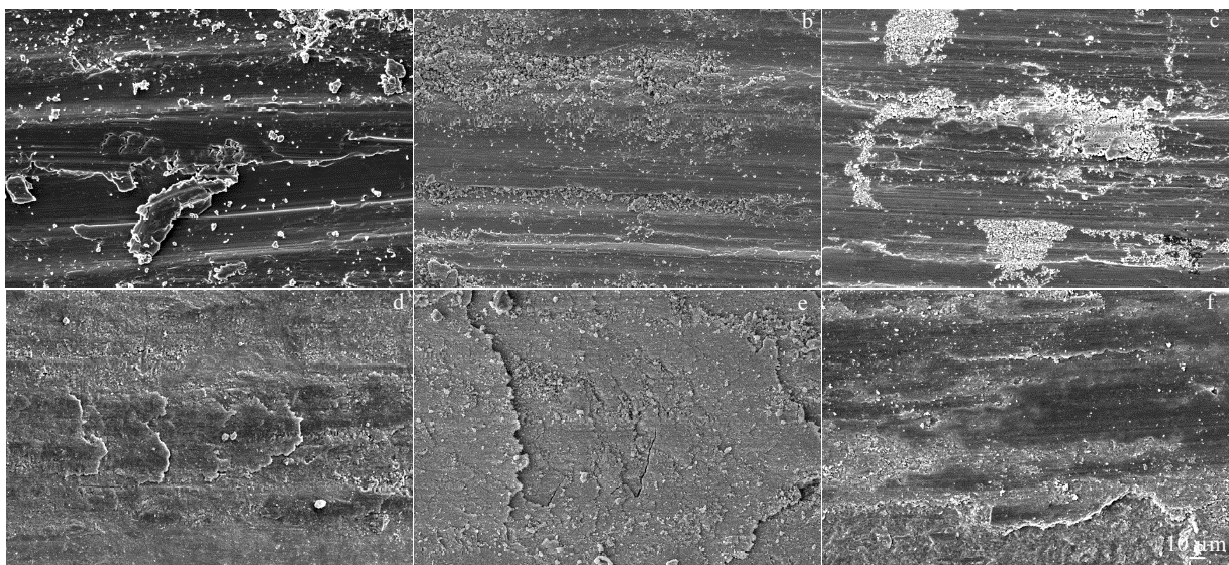


图 6 载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金磨面形貌特征

Fig.6 Morphologies of worn surface for Ti6Al4V alloy with different additives: (a) no additive, (b) TiO_2 , (c) MoS_2 , (d) Fe_2O_3 , (e) $\text{TiO}_2+80\%\text{Fe}_2\text{O}_3$, and (f) $\text{MoS}_2+80\%\text{Fe}_2\text{O}_3$

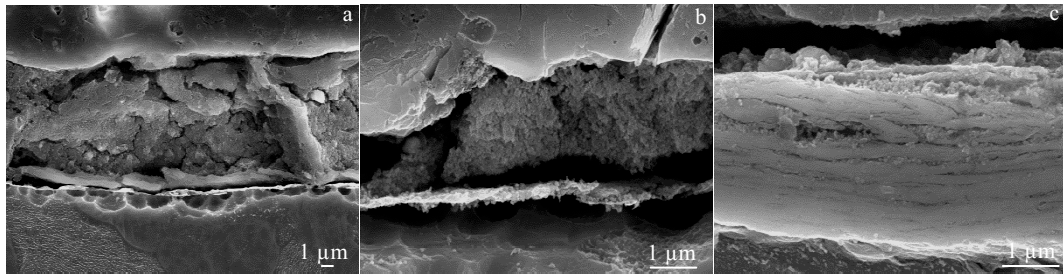


图 7 载荷 50 N 时 Ti6Al4V 合金摩擦层剖面形貌特征

Fig.7 Cross-section morphologies for tribo-layers of Ti6Al4V alloy under a load of 50 N with different additives: (a) Fe_2O_3 , (b) $\text{TiO}_2+80\% \text{Fe}_2\text{O}_3$, and (c) $\text{MoS}_2+80\% \text{Fe}_2\text{O}_3$

3 结 论

1) 相比于 GCr15 钢, Ti6Al4V 合金的确呈现出较差的耐磨性。当滑动界面添加不同颗粒后, 其磨损性能发生明显改变: TiO_2 明显加速钛合金磨损, MoS_2 降低磨损但并不显著, 而 Fe_2O_3 则抑制其磨损。这证实了钛合金高温耐磨性的改善是由于 Fe_2O_3 的出现。

2) Fe_2O_3 具备承载能力, 可以起到保护亚表面基体、降低磨损的作用, 但产生较大的摩擦系数和摩擦噪声, 在滑动过程中 Fe_2O_3 必须配合润滑剂使用。

3) 混合 $\text{MoS}_2+80\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ 形成的摩擦层, 既具备 MoS_2 的润滑性, 又具备 Fe_2O_3 的承载能力, 因而给 Ti6Al4V 合金带来最佳的摩擦磨损性能。

参考文献 References

- [1] Zhang Xiyan (张喜燕), Zhao Yongqing (赵永庆), Bai Chenguang (白晨光). *Titanium Alloys and Their Applications* (钛合金及应用) [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005
- [2] Miller P D, Holladay J W. *Wear*[J], 1958, 2(2): 133
- [3] Budinski K G. *Wear*[J], 1991, 151(2): 203
- [4] Molinari A, Straffelini G, Tesi B *et al.* *Wear*[J], 1997, 208(1-2): 105
- [5] Straffelini G, Molinari A. *Wear*[J], 1999, 236: 328
- [6] Rasool G, Stack M M. *Tribo Int*[J], 2015, 91: 258
- [7] Sahoo R, Jha B B, Sahoo T K. *Trans Indian Inst Met*[J], 2014, 67(2): 239
- [8] Wang Lan (王 兰), Zhang Qiuyang (张秋阳), Li Xinxing (李新星) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 480
- [9] Zhang Qiuyang (张秋阳), Wang Shuqi (王树奇), Li Xinxing (李新星) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2285
- [10] Zhang Q Y, Zhou Y, Wang L *et al.* *Tribo Int*[J], 2015, 94: 541
- [11] Archard J F, Hirst W. *Proc Roy Soc Lond A*[J], 1956, 236 (1206): 397
- [12] Hu K H, Liu M, Wang Q J *et al.* *Tribo Int*[J], 2009, 42(1): 33
- [13] Wang Lan (王 兰), Shao Honghong (邵红红), Miao Runsheng (苗润生) *et al.* *Lubrication Engineering* (润滑与密封)[J], 2006, 12: 60
- [14] Cheng J, Fei L, Qiao Z *et al.* *Mater Des*[J], 2015, 84: 245
- [15] Kato H, Komai K. *Wear*[J], 2007, 262(1): 36
- [16] Akiyama Youhong (秋山友宏). *Foreign Steel and Iron*(国外钢铁)[J], 1992(3): 1
- [17] Mun J, Kim S W, Kato R *et al.* *Thermochim Acta*[J], 2007, 455(1): 55
- [18] Childs T H C, Dalmaz G, Dowson D *et al.* *Wear Particles: From the Cradle to the Grave*[M]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers 1992: 155
- [19] Zhang Q Y, Chen K M, Wang L *et al.* *Tribo Int*[J], 2013, 61: 214

Role of Fe_2O_3 in Dry Sliding Wear of A Titanium Alloy and Formation of Tribo-Layers

Zhang Qiuyang^{1,2}, Ding Hongyan^{1,2}, Zhou Guanghong^{1,2}, Wang Shuqi³, Zhang Lincai^{1,2}, Xia Mujian^{1,2}, Guo Xiaodong¹

(1. Huaiyin Institute of Technology, Huaian 223003, China)

(2. Jiangsu Provincial Key Laboratory for Interventional Medical Devices, Huaian 223003, China)

(3. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: Artificial tribo-layers containing Fe_2O_3 were induced to form at room temperature by supplying Fe_2O_3 nanoparticle and its mixtures with TiO_2 or MoS_2 onto the sliding interfaces of Ti6Al4V alloy and GCr15 steel. The roles of Fe_2O_3 , TiO_2 and MoS_2 on the sliding wear performance of Ti6Al4V alloy were studied. The effect of the relative content of Fe_2O_3 in artificial tribo-layer on wear behavior and mechanism of Ti6Al4V alloy was also explored. Results show that Ti6Al4V alloy indeed presents a terrible wear resistance, but it would be changed by the supplies particles. The wear rate of Ti6Al4V alloy is further accelerated by TiO_2 , slightly and inappreciably reduced by MoS_2 , but completely inhibited by Fe_2O_3 . In the case of supplying TiO_2 -rich or MoS_2 -rich particles, they are agglomerated into the grooves or pits on worn surfaces, instead of forming a tribo-layer. For Fe_2O_3 -rich particles, an artificial tribo-layer is noticed to form and cover the worn surfaces. It is confirmed that the improved elevated-temperature wear resistance of titanium alloy is attributed to the appearance of Fe_2O_3 . As the particles of $\text{MoS}_2+80\text{wt}\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ are supplied, the tribo-layer possesses both of the lubricating property of MoS_2 and the load-carrying ability from Fe_2O_3 , which brings the best performance of friction and wear for Ti6Al4V alloy.

Key words: titanium alloy; tribo-layer; nano-particles; wear performance

Corresponding author: Zhou Guanghong, Ph. D., Faculty of Mechanical and Material Engineering, Jiangsu Provincial Key Laboratory for Interventional Medical Devices, Huaiyin Institute of Technology, Huaian 223003, P. R. China, E-mail: zgh@hyit.edu.cn