

# Ti-6Al-4V 合金在真空中的干滑动磨损行为\*

刘勇 杨德庄 何世禹 武万良

(哈尔滨工业大学空间材料与环境工程实验室, 哈尔滨 150001)

**摘要** 在真空 ( $10^{-5}$  Pa) 条件下对 Ti-6Al-4V 合金进行了系统的磨损性能测试, 研究了载荷和滑动速度对 Ti-6Al-4V 合金磨损率的影响. 对 Ti-6Al-4V 合金的磨损表面进行了显微组织分析. 实验结果表明, Ti-6Al-4V 合金的磨损率随载荷和滑动速度的升高而增加. 磨损表面具有层状结构的舌状形貌特征, 分析表明这是 Ti-6Al-4V 合金表面通过接触点处材料的被推挤和碾压过程形成了特殊的变形堆砌层的结果. 显微组织分析显示, 这种变形堆砌层具有 50—100 nm 尺寸的细小显微组织结构和 50 mm 以上的厚度.

**关键词** 钛合金, 干滑动, 磨损, 显微组织, 变形, 真空

**中图分类号** TG146.23, TG115.58 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)07-0711-04

## DRY SLIDING WEAR BEHAVIOR OF Ti-6Al-4V ALLOY IN VACUUM

LIU Yong, YANG Dezhuang, HE Shiyu, WU Wanliang

Space Materials and Environment Engineering Laboratory, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001

Correspondent: LIU Yong, Tel: (0451)6412462, E-mail: yongliu@public.hr.hl.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Programme of China (No. G19990650)

Manuscript received 2002-09-16, in revised form 2002-12-27

**ABSTRACT** The effects of load and sliding velocity on the wear rate of Ti-6Al-4V alloy in vacuum ( $10^{-5}$  Pa) were studied, and the microstructural analysis of the worn surface of Ti-6Al-4V alloy were carried out. The results show that the wear rate of Ti-6Al-4V alloy increases with increasing the load and sliding velocity. The worn surface is characterized by a step-like morphology with the layered structure, which is a result of forming a special deformed-stacked layer due to pushing and rolling of material at the contacting spot of the Ti-6Al-4V alloy. Microstructural analysis indicates that the so-called deformed-stacked layer presents a fine microstructure with a grain size range of 50-100 nm and a thickness of more than 50 nm.

**KEY WORDS** titanium alloy, dry sliding, wear, microstructure, deformation, vacuum

钛合金以高的比强度和良好的抗蚀性在航空航天领域中得到了广泛的应用. 在空间应用中首先要考虑真空因素对磨损性能的影响. 在真空中, 摩擦副材料表面的吸附污染物或者氧化膜会被部分或全部去除<sup>[1]</sup>, 因此, 得到的较为洁净的表面会由于接触表面之间的强分子引力而形成强烈的粘着甚至冷焊<sup>[2]</sup>. Mishina<sup>[3]</sup>的实验表明, 气体分子弱吸附在金属表面时, 磨损随环境压强的增加而升高. 钛合金与许多材料相对滑动时都容易发生粘着磨损<sup>[4-6]</sup>, 甚至在有润滑的条件下也难以避免<sup>[7]</sup>. 研究表明, 由于低的剪切抗力和表面氧化膜弱的保护能力<sup>[7]</sup>, Ti-6Al-4V 合金在空气中的磨损属于严重磨损<sup>[7]</sup>. 但是, 这些研究都

是在空气中进行的, 磨损中掺杂了 Ti-6Al-4V 合金的氧化、氧化物与两接触材料的机械混合及其附加的磨粒磨损等作用. 真空磨损实验可以消除环境气氛的影响, 分清洁净金属的干滑动对空气磨损的贡献<sup>[1]</sup>. Lebedeva 等<sup>[8]</sup>的研究指出, 钛合金真空磨损后, 表面层由于生成二次马氏体而发生硬化, 摩擦系数和磨损率较空气中有所降低. 这在空气磨损实验中是很难发现的. 本研究旨在获得 Ti-6Al-4V 合金在真空环境下的磨损数据, 通过对磨损表面层的组织分析, 探讨 Ti-6Al-4V 合金在真空中的干滑动磨损机制.

### 1 实验方法

磨损实验采用销盘式对磨形式. 销试样材料选用国产 Ti-6Al-4V 合金, 主要成分 (质量分数, %) 为: Al 5.5—6.5, V 3.5—4.5, Fe 0.3, O 0.15, 余为 Ti. 将热轧态的 Ti-6Al-4V 合金在 760 °C 保温 1 h 后炉冷. 退火

\* 国家重点基础研究发展规划资助项目 G19990650

收到初稿日期: 2002-09-16, 收到修改稿日期: 2002-12-27

作者简介: 刘勇, 男, 1971年生, 博士生

后试样的平均硬度 HV 为 345. 销试样为圆柱形, 且横截面垂直于轧制方向, 其直径为 9 mm, 长为 20 mm, 一端加工成半径为 40 mm 球面. 盘试样采用 GCr15 轴承钢 (主要成分 (质量分数) 为: C 1%, Cr 1.5%), 经 840 °C 淬火和 150 °C 回火, 硬度 HRC 为 62.

磨损实验在 YTI TB100 型真空摩擦磨损实验机上进行. 在 30—90 N 的载荷和 0.2—1.2 m/s 的滑动速度范围内, 测量 Ti-6Al-4V 合金的磨损率. 磨损实验的环境压强为  $10^{-5}$  Pa. 用 Sartius Micr 精密电子天平 ( $\pm 10^{-5}$  g) 测量 Ti-6Al-4V 合金销试样磨损前后的质量损失. 磨损率以单位滑动距离 (km) 的质量损失量 (mg) 表示. 用东芝 S570 型扫描电子显微镜和 Olympus 光学显微镜观察磨损表面, 用 D/max-rB 型 X 射线衍射仪 ( $\text{CuK}\alpha$ ) 对磨损表面进行物相分析. Philip 220 型透射电子显微镜用于 Ti-6Al-4V 合金磨损后其表面层的显微组织观察.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 磨损率

图 1 示出 Ti-6Al-4V 合金在真空度为  $10^{-5}$  Pa 条件下的磨损率与滑动速度和载荷之间的关系. 由图可知, 磨损率随滑动速度和载荷的提高而增加. 当滑动速度达到 1.2 m/s 且载荷为 90 N 时, Ti-6Al-4V 合金与 GCr15 钢的摩擦力已超过了摩擦磨损实验机皮带轮的摩擦力而发生咬死现象. 在本实验的滑动速度和载荷范围内, Ti-6Al-4V 合金的磨损率范围为 1.31—12.03 mg/km.

图 2 示出 Ti-6Al-4V 合金在滑动速度为 0.6 m/s 和载荷为 50 N 条件下的磨损量与滑动距离的关系曲线. 由图可知, 磨损量随滑动距离增加呈线性增加.

### 2.2 材料转移

图 3a 示出 GCr15 钢对磨盘试样磨损后的形貌. 从图中可观察到 GCr15 钢盘试样的原始磨削痕迹, 如图 3a 中 A 处所示. 同时, 在 GCr15 钢的表面粘附有大量的转移物, 形成明显的材料转移层, 如图 3a 中 B 处所示. 对 GCr15 钢的表面的 XRD 分析表明, 此转移物为 Ti 合

金, 如图 3b 所示. 根据粘着理论, 材料转移是摩擦界面之间发生粘着剪切的结果. 由于在滑动初期 Ti-6Al-4V 合金表面直接与 GCr15 钢接触, 由粘着引起的材料转移是在 Ti-6Al-4V 合金表面与 GCr15 钢表面之间进行的, 而随着滑动距离的增加, 由 Ti-6Al-4V 合金向 GCr15 钢表面上的材料转移逐渐增加, 形成材料转移层. 此材料转移层将 Ti-6Al-4V 合金表面与 GCr15 钢表面分隔开,

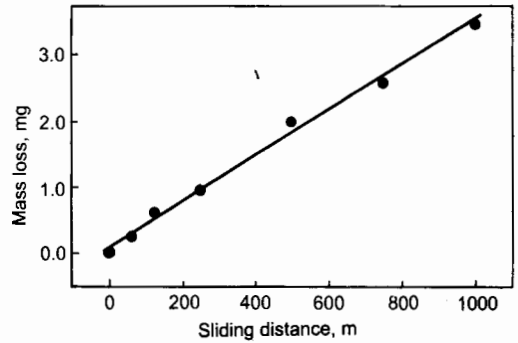


图 2 Ti-6Al-4V 合金在滑动速度为 0.6 m/s 和载荷为 50 N 条件下的磨损量与滑动距离的关系

Fig.2 Relationship of mass loss of Ti-6Al-4V alloy and sliding distance under 0.6 m/s and 50 N

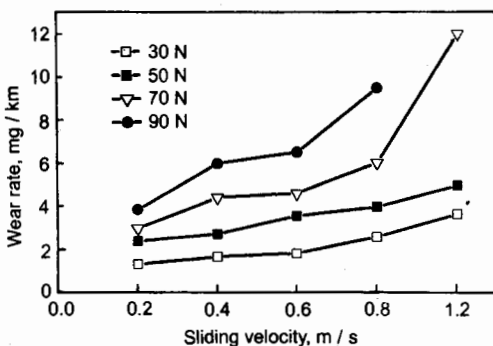


图 1 不同载荷下 Ti-6Al-4V 合金的磨损率与滑动速度的关系

Fig.1 Wear rate of Ti-6Al-4V alloy as a function of the sliding velocity under different loads

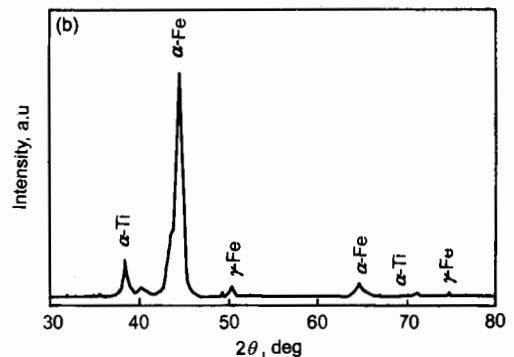
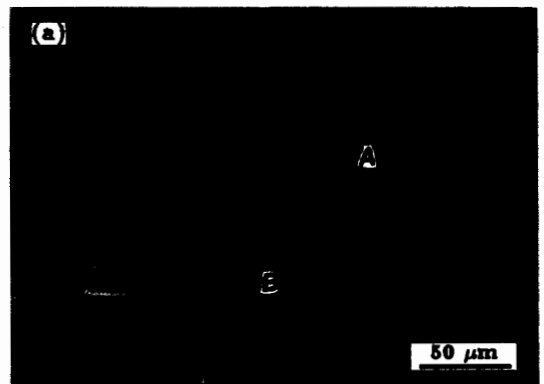


图 3 GCr15 钢在 0.6 m/s 和 50 N 条件下的表面形貌与 XRD 图

Fig.3 Surface morphology (a) and its XRD pattern ( $\text{CuK}\alpha$ ) (b) of the GCr15 steel worn under 0.6 m/s and 50 N (A—primary wear trace, B—Ti material migrating layer)

使界面之间的材料转移速率降低。Ti-6Al-4V 合金的磨损率主要由磨屑的形成速率控制。

### 2.3 磨损表面分析

SEM 观察表明, Ti-6Al-4V 合金的磨损表面形貌在本实验的滑动速度和载荷范围内基本相同。图 4a 示出了在滑动速度为 0.6 m/s 和载荷为 50 N 条件下, Ti-6Al-4V 合金表面的磨损形貌。磨损后的表面有两个主要特征: 一是沿滑动方向上有细小犁沟; 二是表面存在着层状结构的舌状形貌。分析表明, 这种舌状形貌不是断裂的结果。在舌状形貌的底部可观察到连续、细小的犁沟而无断裂痕迹, 说明这曾是摩擦表面。舌状形貌具有特殊的层状结构, 其边缘较光滑, 这反映出 Ti-6Al-4V 合金在摩擦过程中发生了表面材料被挤压和堆砌的现象<sup>[9]</sup>。

由于 Ti-6Al-4V 合金的剪切抗力较低<sup>[7]</sup>, 在接触点处的材料由于对磨体的机械和粘着作用发生塑性变形。根据材料磨损的剪切断裂模型<sup>[10]</sup>, 接触点材料被挤压发生隆起, 进而向前形成舌状或楔形飞边。这种舌状或楔形飞边在下一次的接触过程中会被重新压在前方或两侧的表

面上。由于磨损实验是在真空中进行的, 被挤压的材料与 Ti 合金表面之间无环境气氛影响, 故界面结合良好而不发生断裂。后继形成的舌状或楔形飞边会被碾压和堆砌在先形成的飞边上。接触点处材料的挤压变形经过对磨体多次接触作用后, 可生长成较大的变形堆砌层。随着磨损过程的不断进行, 在 Ti-6Al-4V 合金表面的某些凹陷处形成图 4a 所示的具有层状结构的舌状形貌。由于 Ti-6Al-4V 合金试样端部被加工成弧形, 在与 GCr15 钢试样的摩擦界面的尾部, 所形成的变形堆砌层会伸出并离开摩擦界面形成层片状形貌, 如图 4b 所示。伸出摩擦接口的变形堆砌层形貌也说明, 在摩擦界面中的变形堆砌层是随摩擦的进行不断向摩擦界面后方运动的, 并最终形成片状磨屑。图 1 所示的 Ti-6Al-4V 合金的磨损率是去除残留的摩擦尾部片状飞边的质量后计算所得的。

### 2.4 表面层的显微组织

图 5 示出了 Ti-6Al-4V 合金磨损后的表面层显微组织的 TEM 形貌。可见组织发生了显著的细化, 晶粒尺寸约在 50—100 nm 之间, 且含有高密度的位错。组织严重细化反映出在磨损过程中材料剧烈变形的结果。由于 TEM 观察位置距试样表面约 50 nm, 因而说明剧烈的变形以及晶粒细化的深度大于 50  $\mu\text{m}$ 。这与由于剪切带或粘着引起的表面层塑性变形有所区别。后者一般发生在距表层较浅的深度范围内, 而且只引起晶粒的伸长或晶界的变形, 而不会发生较深范围内的晶粒细化现象。结合 Ti-6Al-4V 合金磨损后的表面形貌以及其亚表层的显微组织的分析, 说明 Ti-6Al-4V 合金磨损后的表面层是由上述接触点材料不断被推挤、碾压而形成的堆砌变形

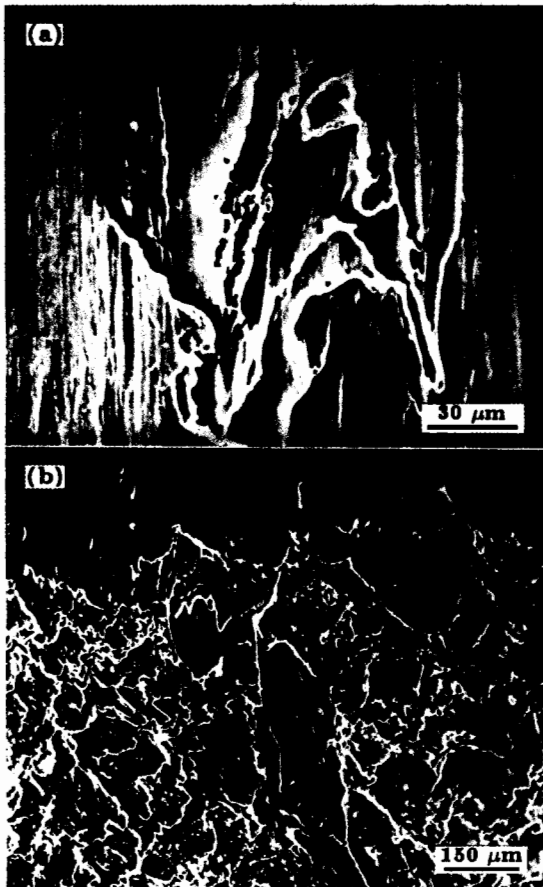


图 4 Ti-6Al-4V 合金在在 0.6 m/s 和 50 N 条件下的磨损表面和磨屑形貌

Fig.4 Morphologies of the worn surface (a) and layered debris (b) of Ti-6Al-4V alloy under 0.6 m/s and 50 N



图 5 0.6 m/s 和 50 N 磨损条件下 Ti-6Al-4V 合金表面层的 TEM 形貌

Fig.5 TEM morphology showing microstructure fined (grain size ranging from 50 to 100 nm) and dislocation with high density in the surface layer of Ti-6Al-4V alloy after wear under 0.6 m/s and 50 N

层构成的. 挤压堆砌变形过程不断从表面的较低区域扩展到较高区域, 直至扫过整个表面<sup>[9]</sup>. 在粘着力和机械力的作用下, 应力波会在 Ti-6Al-4V 合金的表面层中向内部扩展. 在应力超过屈服强度的区域, 位错将不断扩展和增殖, 造成位错密度增加. 为降低晶格能量, 高密度位错会重新排列成位错墙, 这种位错墙实际是一种小角错配晶界<sup>[10]</sup>. 随着位错密度的进一步增加, 小角晶界的错配程度增加<sup>[11]</sup>, 组织发生了细化, 细化程度可达几十纳米, 如图 5 所示.

由上述分析可知, Ti-6Al-4V 合金的磨速率在稳定阶段主要是由磨屑的形成速率控制. 在真空条件下, 摩擦界面的热效应明显. Ti-6Al-4V 合金的变形行为对温度十分敏感<sup>[7]</sup>, 随着滑动速度和载荷的增加, Ti-6Al-4V 合金摩擦表面的温度升高. 摩擦接触点处材料的变形随温度的升高易于进行, 在摩擦界面尾部形成磨屑的速率增加. 同时, Ti-6Al-4V 合金表面的抗剪切强度随温度的升高而下降, 材料转移的速率增加. 结果造成 Ti-6Al-4V 合金的磨损率随滑动速度和载荷的增加而提高.

### 3 结论

(1) 在真空条件下, Ti-6Al-4V 合金的磨损率随载荷与滑动速度的提高而增加. 在稳定磨损阶段, Ti-6Al-4V 合金的磨损量随滑动距离增大而呈线性增加.

(2) Ti-6Al-4V 合金在真空磨损过程中, 发生了向 GCr15 钢试样表面的材料转移. Ti-6Al-4V 合金表面

发生了严重的塑性变形并形成变形堆砌层, 使得 Ti-6Al-4V 合金磨损表面呈现具有层状结构的舌状形貌. 这种变形堆砌层在对磨体的作用下不断向摩擦界面的后方移动形成层片状磨屑, 并具有 50—100 nm 尺寸的细小显微组织结构和 50  $\mu\text{m}$  以上的厚度. 材料转移和磨屑的产生造成 Ti-6Al-4V 合金的磨损.

### 参考文献

- [1] Kragelskii I V, Lyubarskii I M, Guslyakov A A, Troynovskay G I, Udovenko V F. *Friction and Wear in Vacuum*. Moscow: Mashinostroenie, 1973: 10  
(Крагельский И В, Любарский И М, Гусляков А А, Трояновская Г И, Удовенко В Ф. Трение и износ в вакууме. Москва: Машиностроение, 1973: 10)
- [2] Landman U, Luedtke W D, Ringer E M. *Wear*, 1992; 153: 3
- [3] Mishina H. *Wear*, 1992; 152: 99
- [4] Bozet J-L. *Wear*, 1993; 162-164: 1025
- [5] Dong H, Shi W, Bell T. *Wear*, 1999; 225-229: 146
- [6] Dong H, Bell T. *Wear*, 1999; 225-229: 874
- [7] Budinski K G. *Wear*, 1991; 151: 203
- [8] Lebedeva I L, Presnyakova G N. *Wear*, 1991; 148: 203
- [9] Panin V, Kolubaev A, Tarasov S, Popov V. *Wear*, 2001; 249: 860
- [10] Kuhlmann-Wilsdorf D. *Wear*, 1996; 200: 8
- [11] Popov P, Kolubaev A V. *Technol Phys Lett*, 1996; 22(13): 37