

温度对 TiAl 合金及 SiC 配副摩擦磨损性能的影响

李涌泉^{1,2}, 谢发勤¹

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 北方民族大学, 宁夏 银川 750021)

摘要: 通过对 TiAl 合金与 SiC 配副在 20, 300 和 600 °C 下的摩擦磨损性能研究, 分析了摩擦系数, 磨损率和磨损形貌随温度的变化规律, 探讨了磨损机制。结果表明: 在实验温度条件下, TiAl 合金的磨损率随温度的增大而增大。在 20 °C 下 TiAl 合金主要为犁削磨损、磨粒磨损, 随着温度的升高, 出现氧化磨损, 当温度增加到 600 °C 时, 氧化磨损严重; 而 SiC 配副在 20 °C 下的磨损率显著高于 300 及 600 °C 下的磨损率, 这是由于随温度的增加, SiC 球的破坏机制由沿晶断裂向剥层磨损转变。

关键词: TiAl 合金; SiC 配副; 磨损

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0538-05

TiAl 合金由于密度低、比强度高而被认为是一种极具应用潜力的高温结构材料, 其在高温(800 °C)下具有优异的力学性能^[1-3], 如果将其应用到航空发动机上, 能够较当前的超级合金减轻约 50% 的重量^[4]。然而, TiAl 合金室温脆性大, 耐磨性不足已经成为其投入实际应用、特别是作为摩擦磨损运动副零部件应用的主要障碍。随着对 TiAl 合金各种强韧化措施研究的不断深入, 特别是通过添加合金元素, 显微组织控制, 合金制备方式^[5-7]及热加工工艺^[8,9]等手段使 TiAl 基合金室温脆性化问题逐步得到解决, 已基本上达到实际应用对室温力学性能的要求。因此, 提高 TiAl 合金抗摩擦磨损性能显得尤为重要。

本实验旨在通过对 TiAl 合金与 SiC 摩擦配副在不同温度下的摩擦磨损性能研究, 揭示不同温度下 TiAl 合金与 SiC 陶瓷球对磨时的磨损机理, 为提高 TiAl 合金的抗摩擦磨损性能及其工程中摩擦配副选材提供依据。

1 实验

采用真空感应悬浮熔炼法制备了名义成分为 Ti-41Al-1.2Cr-2.5Nb (at%) 的 TiAl 合金锭, 为保证合金的成分均匀性, 铸锭被反复熔炼 4 次并进行均匀化热处理。采用线切割的方法从母合金中切取 25 mm × 20 mm × 3 mm 的试样, 经 80#~1000# SiC 砂纸逐级打磨 (表面粗糙度 R_a 约为 0.01 μm), 然后丙酮超声波清洗

后烘干备用。

采用球-盘式干摩擦方法在 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机上测试 TiAl 合金的摩擦磨损性能, 对磨材料为 SiC 球($\Phi 4.76$ mm), 实验温度分别为 20, 300 和 600 °C, 载荷 5.194 N, 磨损半径 4 mm, 转速 224 r/min, 实验时间 1 h。磨损前后用乙醇清洗试样, 采用 TG328A 型分析天平(感量 0.01 mg)对试样进行称重, 采用 JSM-6360LV 型扫描电子显微镜及能谱(SEM/EDS)观察磨痕形貌, 并分析磨痕的化学成分。

2 结果与分析

2.1 摩擦系数

图 1 为 TiAl 合金在 20、300 和 600 °C 下的摩擦系数曲线。由图可见, 20 °C 条件下(图 1a), 在摩擦的初始阶段, TiAl 合金的摩擦系数急剧上升, 随后即进入稳定状态, 摩擦系数维持在 0.9 左右, 振幅较宽。在 300 °C 条件下(图 1b), 在摩擦的初始阶段, TiAl 合金的摩擦系数缓慢上升, 经过 10 min 的跑合过程后, 到达最大值 0.85, 随后摩擦系数随着时间的延长略有下降, 到试验完成时摩擦系数约为 0.75。对比图 1a 和 1b 可发现, 300 °C 条件下 TiAl 合金的摩擦系数略低于 20 °C 下的摩擦系数, 这是由于随着温度的升高, 在摩擦过程中, TiAl 合金的硬度降低, 塑性增大, 降低了 SiC 球水平移动的阻力, 因此表现出摩擦系数的降低。当温度增加至 600 °C 时, TiAl 合金的摩擦系数逐步上

收稿日期: 2016-02-08

基金项目: 陕西省自然科学基金基础研究计划重点项目(2014JZ012)

作者简介: 李涌泉, 男, 1985 年生, 博士, 北方民族大学材料科学与工程学院, 宁夏 银川 750021, E-mail: 8386595@163.com

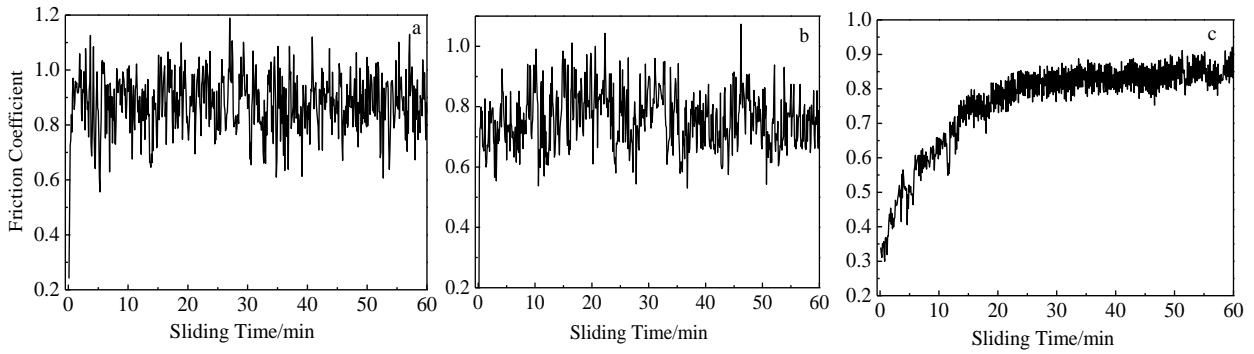


图 1 TiAl 合金与 SiC 在不同温度下对磨的摩擦系数

Fig.1 Friction coefficients of TiAl alloy with friction and wear against SiC: (a) 20 °C, (b) 300 °C, and (c) 600 °C

升, 经过 30 min 的跑合后进稳定状态, 并维持在 0.8 左右, 但摩擦系数的振幅显著降低。该条件下, TiAl 合金发生氧化, 导致表层硬度降低, 因此磨损初期接触应力小, 随着磨损的持续, “暴露”出新鲜的表面, 摩擦系数逐步上升。

2.2 磨损率

图 2 给出了 TiAl 合金在不同温度下的磨损率。由图可知, TiAl 合金的磨损率随温度的增大而增大, 20 °C 下磨损率为 $0.074 \times 10^{-3} \text{ mg N}^{-1} \text{ m}^{-1}$, 当温度增加到 600 °C 时其磨损率约为 20 °C 下磨损率的 2 倍。有研究表明, 金属表面的氧化会导致其耐磨性下降^[10], 600 °C 条件下 TiAl 合金试样表面发生了氧化(表 2, 点 6 和 7), 因此其磨损率增大。

2.3 摩擦磨损机理

2.3.1 SiC 球的磨损形貌及磨损机制

图 3 给出了 SiC 球与 TiAl 合金在不同温度条件下对磨

的磨损形貌。图 3a, 3b 和 3c 显示, 在 3 种温度条件下 SiC 球均产生球缺, 20 °C 条件下球缺面积显著大于 300 和 600 °C 条件下的球缺面积, 表明该条件下 SiC 球的磨损严重。

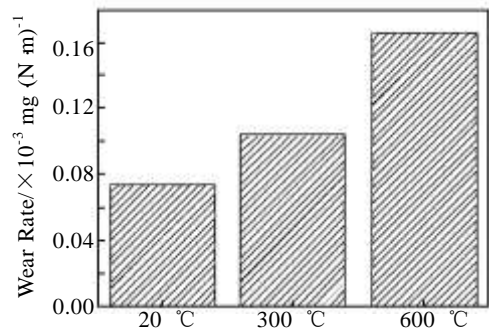


图 2 TiAl 合金与 SiC 球对磨时不同温度下的磨损率

Fig.2 Wear rate of TiAl alloy after friction and wear against SiC at different temperatures

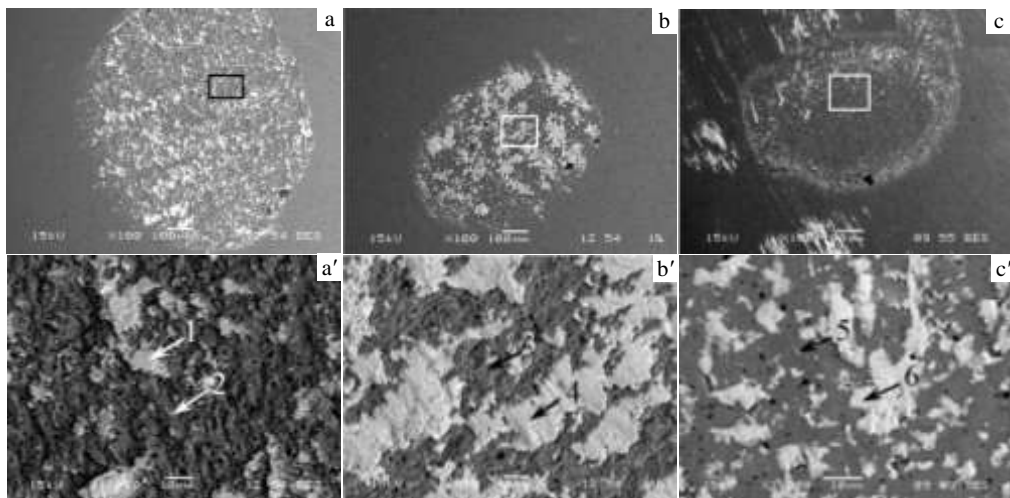


图 3 SiC 球的摩擦磨损形貌

Fig.3 Wear traces of SiC after friction and wear against TiAl alloy: (a, a') 20 °C, (b, b') 300 °C, (c, c') 600 °C; (a'), (b'), (c') are the

magnification of (a), (b), (c), respectively

表 1 图 3 中箭头 1-6 所示各相的 EDS 分析结果

Table 1 Chemical composition of the sites marked by arrows with numbers 1-6 in Fig.3, determined by EDS analysis results (at%)

Sites No.	O	C	Ti	Al	Nb	Cr	Si
1	3.09	-	55.38	41.04	1.42	0.72	1.05
2	-	51.05	0.41	0.09	-	-	48.45
3	0.49	48.78	-	0.05	-	-	50.68
4	9.11	1.85	47.84	35.14	2.39	0.93	2.74
5	-	47.4	-	-	-	-	52.6
6	50.56	-	26.33	18.14	1.46	0.74	1.77

图 3a', 3b'和 3c'为 SiC 球磨痕的高倍形貌, 图片显示, 在 3 种温度条件下 SiC 球磨痕的粗糙度随温度的增加而降低, 不同温度下磨损面均有粘附物, 且 300 °C 条件下磨损面的粘附物最多。在 20 °C 条件下, SiC 球磨损面呈沿晶断裂特征, EDS 成分分析表明, 白色相(箭头 1)为粘附在磨损面上的 TiAl 合金, 黑色相(箭头 2)为 SiC。在 300 °C 条件下, SiC 球磨损面上黑色的 SiC 基体(箭头 3)与白色的 TiAl 合金粘附物(箭头 4)分布面积相当, 同时该条件下 TiAl 合金粘附物发生了轻微的氧化。在 600 °C 条件下, SiC 球磨损面白色的 TiAl 合金粘附物数量减少, 氧化明显(箭头 6); 黑色的 SiC 基体(箭头 5)非常平滑, 表明该条件下 SiC 球本身发生了剥层磨损。

2.3.2 TiAl 合金的磨损形貌及磨损机制

图 4 为不同温度条件下 TiAl 合金与 SiC 对磨后的低倍磨痕形貌。图片显示, 随着温度的升高, 磨痕的宽度降低, 但图 2 显示, TiAl 合金的磨损率随温度的升高而增大, 由此推断出磨痕深度随温度的升高在增大。同时由于 SiC 球的硬度在试验条件下没有显著变化, 而 TiAl 合金随温度的升高其硬度下降, 因此 SiC 的切削能力增强, 磨痕深度增加。

图 5 为 TiAl 合金不同温度下摩擦磨损高倍形貌。图 5a 显示, 磨痕上分布着与滑动方向一致的犁沟, 且

磨痕中间区域犁沟较深, 两侧犁沟宽而浅, 宏观下磨痕上有少量粘附物; 对图 5a 方框区域放大显示(图 5a'), 摩擦面上分布有小的颗粒, EDS 成分分析表明(表 2), 黑色颗粒(箭头 1)的化学成分为 1.48O-21.52C-29.32-Ti-21.44Al-0.53Nb-25.71Si (at%), 表明其为 SiC 颗粒(Ti, Al 等元素的出现是由于 SiC 颗粒太小, EDS 成分分析时 SiC 颗粒周边基体参与所致), 黑灰色(箭头 3)的粘附物为轻微氧化的 TiAl 磨屑, 在该条件下摩擦过程中 TiAl 合金(箭头 2)并未发生氧化。

图 5 b 显示, 300 °C 条件下 TiAl 合金磨痕宽度较 20 °C 磨痕宽度变小, 但犁沟深度增加, 粘附物增多; 对图 5 b)方框区域放大显示(图 5b'), 摩擦面上分布有小的颗粒, EDS 成分分析表明(表 2), 磨粒(箭头 4)的化学成分为 23.14O-45.73Ti-29.11Al-1.44Nb-0.58Cr (at%), 表明其为 TiAl 的氧化物, 在该条件下 TiAl 合金(箭头 5)亦发生了轻微的氧化。

图 5c 显示, 在 600 °C 下 TiAl 合金磨痕的犁沟较小较浅, 对图 5c 方框区域放大显示(图 5c'), 磨痕表面呈现了黑白相间的两相组织, 在黑色相组织中出现磨坑或裂纹, 而白色相组织中未出现磨坑或裂纹, EDS 成分分析表明, 黑色相(箭头 6)和白色相(箭头 7)中的氧元素含量分别为 42.19 at% 和 27.29 at%, 表明磨痕表面发生了氧化, 并且黑色相的氧化相对较为严重。通过微观形貌和 EDS 分析可知, 裂纹或磨坑均出现在氧化相对较为严重的区域, 这也表明了氧化加重了其磨损程度。

2.4 讨论

在滑动摩擦过程中, 载荷通过接触点向法向和切向传递, 在摩擦接触表面的微凸体上产生剪切应力和正应力, 由于 TiAl 合金比 SiC 的硬度低, 因此 SiC 颗粒上的微凸体能够压入 TiAl 合金, 对 TiAl 合金产生犁削作用,

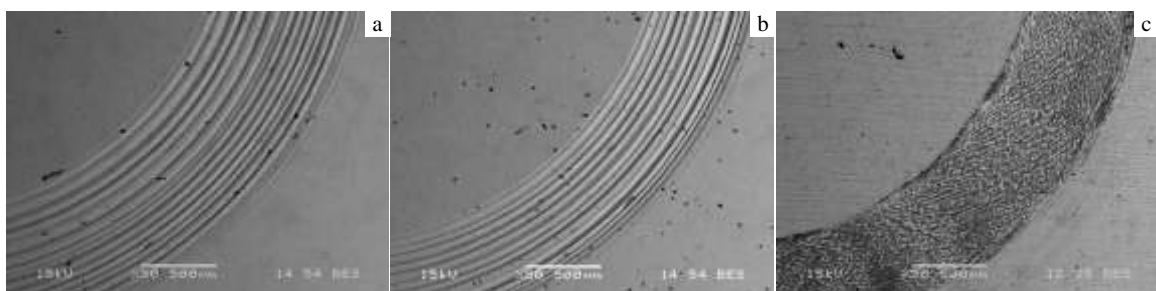


图 4 TiAl 合金的摩擦磨损形貌

Fig.4 Macrostructure of wear traces of TiAl alloy after friction and wear against SiC: (a) 20 °C, (b) 300 °C, and (c) 600 °C

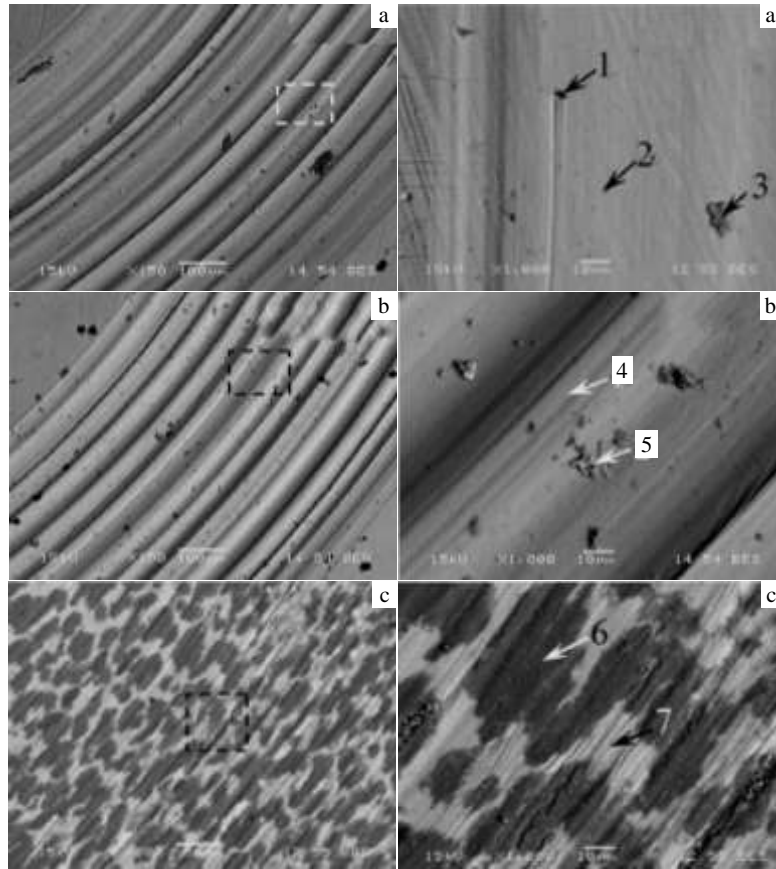


图 5 TiAl 合金不同温度下摩擦磨损高倍形貌

Fig.5 Microstructure of wear traces of TiAl alloy in higher magnification after friction and wear against SiC at different temperatures: (a, a') 20 °C, (b, b') 300 °C, and (c, c') 600 °C

表 2 图 5 中箭头 1-7 所示各相的 EDS 分析结果

Table 2 Chemical composition of the sites marked by arrows with numbers 1-7 in Fig.5, determined by EDS analysis results (at%)

Sites No.	O	C	Ti	Al	Nb	Cr	Si
1	1.48	21.52	29.32	21.44	0.53	-	25.71
2	-	-	54.5	41.70	2.59	1.21	-
3	8.29	-	48.37	39.81	2.4	1.13	-
4	3.26	-	52.46	40.88	2.30	1.10	-
5	23.14	-	45.73	29.11	1.44	0.58	-
6	42.19	-	33.64	21.53	1.69	0.95	-
7	27.26	-	40.77	29.00	1.84	1.13	-

从而在摩擦表面形成犁沟，形成犁削磨损^[11]，被犁削下来的 TiAl 材料参与到 TiAl 合金与 SiC 球之间的滑动，

逐渐被碾压、磨碎而成为磨屑，在此过程中磨屑产生轻微氧化；随着摩擦的进行，被压入 TiAl 合金的 SiC 球上的微凸体在持续切削抗力的作用下发生松动，并从 SiC 球上拔出，此过程的循环进行造成切应力的显著变化，引起摩擦系数的大幅振荡，脱落的 SiC 颗粒在压应力的作用下压入摩擦面，切向力则使压入摩擦面的 SiC 颗粒沿切向力方向推进，对材料表面产生擦伤和显微切削，导致了磨粒磨损^[12]。需要说明的是，SiC 颗粒的拔出机制与图 3a'所显示的 SiC 球缺的形貌相一致，同时 SiC 球的这种失效形式导致其磨损量较大(球缺较大)，相应 TiAl 合金的磨痕较宽。

300 °C 条件下 TiAl 合金的磨损机制与 20 °C 下的磨损机制相似，所不同的是，随着温度的升高，TiAl 合金的硬度下降，SiC 球的犁削能力增强，磨屑增多，随着

摩擦的进行, 磨屑粘附到 SiC 球摩擦面, 并填充到 SiC 颗粒拨出后的凹坑中, 导致 SiC 球压入基体的能力下降, 引起摩擦阻力下降, 所以图 1b 中显示出摩擦系数有先增大后缓慢下降的过程。该条件下 TiAl 合金的磨损机制为犁削磨损、磨粒磨损和轻微的氧化磨损。

600 °C 条件下 TiAl 合金表面发生了氧化, 氧化膜在外力作用下其完整性无法维持, 破裂为颗粒碎屑, 碎屑也作为磨粒参与到摩擦过程中, 加之氧化膜的再生和破坏交替进行, 使得 TiAl 合金表面的氧化呈动态变化, 这些因素进一步加剧了犁沟产生和磨损程度^[13]。由此可以推断 TiAl 合金 600 °C 条件下主要以犁削磨损和氧化磨损为主, 同时伴有磨粒磨损。此外, 在该条件下, TiAl 合金的硬度显著降低, 其摩擦抗力已不能将压入 TiAl 合金的 SiC 颗粒拔出, 因此该条件下 SiC 球的磨损面光滑, 摩擦过程中摩擦力是缓慢变化的, 这也与 TiAl 合金的摩擦系数振幅显著下降的规律相吻合。

3 结 论

1) 在相同的载荷和磨损条件下, TiAl 合金摩擦系数的振幅随温度的增大而降低, 磨损率随温度的增大而增大。

2) 20 °C 下 TiAl 合金主要为犁削磨损、磨粒磨损, 随着温度的升高, 出现氧化磨损, 当温度增加到 600 °C 时, 氧化磨损严重。

3) SiC 配副在 20 °C 下的磨损量显著低于 300 及 600 °C 下的磨损量, 随温度的增大, SiC 球的破坏机制由沿晶断裂向剥层磨损转变。

参考文献 References

- [1] Wu X H. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1114
- [2] Xiang Z D, Rose S, Datta P K. *Surface and Coating Technology*[J], 2002, 161: 286
- [3] Liu Zhiguang(刘志光), Chai Lihua(柴丽华), Chen Yuyong(陈玉勇). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(5): 569
- [4] Bartolotta P, Barret J. *JOM*[J], 1997, 49(5): 48
- [5] Zhang Yonggang(张永刚), Shi Yafang(饰雅芳), Chen Guoliang(陈国良). *The Ordered Structural Intermetallics*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: Academic Press, 2001
- [6] Johnson D R, Inui H. *Intermetallics*[J], 1998, 6: 647
- [7] Suryanarayana C, Froes F H. *Adv Mater*[J], 1993, 5(2): 96
- [8] Pu Zhongjie(蒲忠杰), Shi Jiandong(石建东), Zou Chunxu(邹纯叙) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1993, 29(8): A363
- [9] Liu Changming(刘昌明), Li Huaqi(李华基), He Naijun(何乃军) et al. *Material Engineering*(材料工程)[J], 1998, 11: 20
- [10] Cui Xianghong(崔向红), Wang Shuqi(王树奇), Jiang Qichuan(姜启川) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(10): 1116
- [11] Yao Xiaofei(姚小飞), Xie Faqin(谢发勤). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2012, 41(9): 1539
- [12] Lin N M, Xie F Q, Yang J H et al. *Applied Surface Science*[J], 2012, 258: 4960
- [13] Li Yonqan(李涌泉), Xie Faqin(谢发勤). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程), 2013, 42(11): 2257

Effects of Temperature on Friction and Wear Behaviors of TiAl Alloy and SiC Counterpart

Li Yongquan^{1,2}, Xie Faqin¹

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Beifang University of Nationalities, Yinchuan 750021, China)

Abstract: The friction and wear properties of TiAl alloy were measured using a ball-on-disc type tribometer under sliding against SiC counterpart in dry condition at different temperatures (20 °C, 300 °C and 600 °C). The relationship between temperature and wear rate, friction coefficient, and topography of wear morphology as well as wear mechanism of TiAl alloy was discussed. The results show that the wear loss of TiAl alloy increases with the rise of temperature, the wear mechanisms of TiAl alloy are grinding abrasion and grain-abrasion at 20 °C, and the oxidation abrasion increases with an increase in temperature, especially at 600 °C. However, the wear loss of SiC counterpart is obviously higher at 20 °C than that at 300 °C and 600 °C, because of the translation of wear mechanisms of SiC counterpart from intergranular fracture to delamination abrasion with the increase of temperature.

Key words: TiAl alloy; SiC counterpart; wear

Corresponding author: Li Yongquan, Ph. D., School of Materials Science & Engineering, Beifang University of Nationalities, Yinchuan

