

刮擦线速度对 TC4 叶片与 Ni - G 封严 涂层磨损行为的影响

薛伟海,高祿洋,段德莉,刘 阳,李 曙*

(中国科学院 金属研究所,辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 利用高速刮擦试验机模拟了压气机叶片与封严涂层的刮擦行为,研究了 TC4(钛合金)叶片材料与 Ni - G(镍 - 石墨)封严涂层体系在线速度 30 ~ 150 m/s 范围内的磨损行为. 通过对叶片样品端面及涂层样品磨痕的 SEM - EDS、XPS 分析和涂层样品磨痕表面的显微硬度测试,探讨了对摩擦体系的磨损机制. 结果表明:随着线速度的增大,叶片样品的磨损率呈现先升后降的趋势;在低线速度下涂层样品致密化使叶片样品磨损轻微,中等线速度下叶片样品与涂层样品磨痕中高硬度转移层的刮擦造成叶片样品磨损加剧,高线速度下叶片样品端面较厚氧化膜减轻叶片材料向涂层的转移导致叶片样品磨损下降.

关键词: 高速刮擦;磨损机制;封严涂层;线速度

中图分类号: TH117.1

文献标志码:A

文章编号:1004 - 0595(2013)06 - 0614 - 08

The Effect of Linear Speed on the Wear Behavior of TC4 Blade and Ni - G Seal Coating

XUE Wei - hai, GAO Si - yang, DUAN De - li, LIU Yang, LI Shu *

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The rubbing behavior between compressor's blade tip and seal coating was simulated through a high speed rubbing test rig. The wear behavior of TC4 (titanium alloy) blade and Ni - G (nickel - graphite) seal coating under linear speed varying from 30 m/s to 150 m/s was studied. The wear mechanism of the rubbing system was studied based on the results from scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy and X - ray photoelectron spectrometer of the wear scar of the blade tip and the seal coating plus the vickers microhardness test of the coating's wear scar surface. The results reveal that with the increase of the linear speed, the wear rate of the blade firstly increased, then decreased. At low linear speed, thanks to the severe densification of the coating, the wear of the blade was mild. The rubbing between the blade and the coating wear scar's transfer layer of which the microhardness was high resulted in significant wear of the blade at medium speed. At high speed, the thick oxide layer on the blade tip prevented the transferring to the coating from the blade and the wear of the blade was mitigated.

Key words: high speed rubbing, wear mechanism, seal coating, linear speed

封严涂层作为气路密封配副应用于航空发动机中,以减小叶片与机匣的间隙,提高发动机效率,降低油耗,增加飞机的运行安全性^[1-3]. 该摩擦体系的

首要指标是高速刮擦下叶片磨损应尽量小.

人们针对高速刮擦下叶片与封严涂层的磨损行为开展了大量研究. Borel 通过观察服役后的封严涂

Received 27 March 2013, revised 18 August 2013, accepted 29 September 2013, available online 28 November 2013.

* Corresponding author. E - mail: shuli@imr.ac.cn, Tel: +86 - 13609876832.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (50675215).

国家自然科学基金(50675215)资助.

层及叶片,分析实际工况中封严涂层的磨损,然后在高速高温试验机上开展模拟试验,确定了几种封严涂层的磨损机制图^[4]. Bill 研究了三类封严涂层在不同试验条件下的磨损行为,发现涂抹加速叶片的磨损,而低入侵率促进涂抹^[5]. Dadouche 关注了不同温度下封严涂层的刮擦行为,得出高温下叶片磨损减轻而涂层磨痕更粗糙的结论^[6]. Taylor 发现相同入侵深度下,单次刮削量最小时叶片磨损最小^[7]. 以上研究推动了人们对高速刮擦下叶片与封严涂层磨损行为的探究,所获得的工况参数影响规律,具有重要的应用价值. 由于高速刮擦下摩擦磨损问题的复杂性,目前的认识还远未成熟. 例如,有研究认为高线速度和高入侵率组合下涂层向叶片的转移最少,且叶片不发生磨损^[8];而 Stringer 则发现单次进给量最小时涂层向叶片转移最严重,且叶片磨损和涂层向叶片转移同时发生^[9]. 研究高速刮擦下叶片的磨损行为以及封严涂层磨损对叶片的影响具有重要的工程价值,对于特殊工况下的材料摩擦学发展具有一定的理论意义.

本文中采用高速刮擦试验,研究了不同线速度下 TC4(钛合金)叶片与 Ni-G(镍-石墨)封严涂层的刮擦行为,得到了对摩体系在不同线速度下的磨损行为规律,探讨了叶片及涂层的磨损机制,重点关注叶片的磨损率变化.

1 实验部分

1.1 材料

本试验中所用的模拟叶片样品为应用于飞机发动机压气机叶片的钛合金材料,合金牌号为 TC4. 试验前叶片样品用电火花线切割技术加工成所需的形状,正方体样品的端面尺寸为 4 mm × 4 mm,表面用砂纸打磨至 R_a 约为 0.5 μm ,经超声波清洗后吹干备用.

封严涂层样品为 Ni-G 涂层,牌号为 Metco307,利用高速火焰喷涂工艺制备在平板状不锈钢基材上. 涂层样品厚度约 2 mm,石墨重量百分比为 25% 左右,孔隙率约为 30%. 涂层样品中金属相镍主要提供涂层所需的强度,固体润滑相石墨起减摩作用,高孔隙可降低涂层剪切强度,涂层样品截面形貌如图 1 所示. 涂层样品表面先用磨床磨平,再用砂纸打磨至 R_a 约为 6 μm ,放入干燥器中备用.

1.2 方法

高速刮擦试验在本研究组自主研制的高速刮擦式摩擦磨损试验机上进行^[10]. 试验机控制参数:转

动样品转速 300 ~ 15 000 r/min,平动样品进给速度(入侵速率)0.002 ~ 5 mm/s,样品间相对刮擦的线速度 3 ~ 160 m/s,法向力和切向力测量范围 10 ~ 1 000 N.

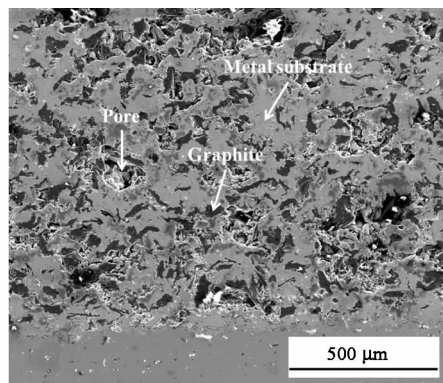


Fig. 1 The cross-section morphology of Ni-G coating

图 1 Ni-G 涂层样品的截面形貌

试验时,叶片样品(转动样品)和涂层样品(平动样品)分别安装到高速转盘和进给系统的夹具上,设定入侵率、入侵深度和线速度,开机后待线速度达到设定值后进行叶片样品端面入侵涂层样品的刮擦. 试验条件如下:入侵率(涂层向叶片样品运动的径向进给速率)0.02 mm/s,入侵深度 0.4 mm,线速度分别为 30、60、90、120 和 150 m/s. 每个试验条件至少重复 3 次,样品失重数据取平均值. 试验前后用精度 0.1 mg 的电子天平称量叶片样品和涂层样品的重量,还用精度 1 μm 的螺旋测微计测量叶片样品高度. 用 FEI INSPECT F50 型扫描电镜观察叶片样品端面和涂层样品的磨痕形貌,并用配备的 EDAX 型能谱仪分析磨痕表面元素成分. 用 LM247 型显微硬度计测量涂层样品磨痕的显微硬度,载荷 0.1 N,保压时间 15 s. 用 ESCALAB250 多功能表面分析系统测试叶片样品磨损表面的元素价态信息. 采用文献[11-12]中介绍的方法计算致密化因子,其中磨痕体积用 2206B 型表面轮廓仪测定;涂层表面观密度采用称量法计算,通过线切割得到确定尺寸的涂层.

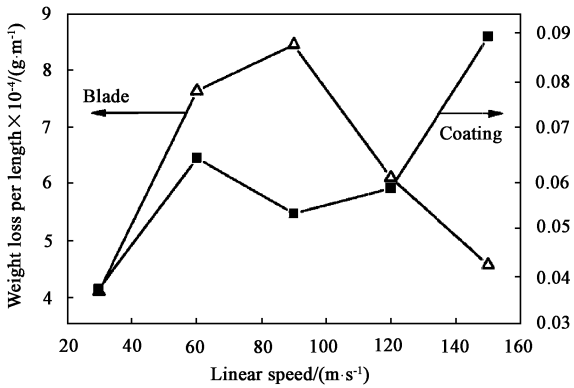
2 结果与分析

2.1 叶片样品与涂层样品的高速刮擦试验结果

高速刮擦试验设定入侵率和入侵深度不变,因此不同线速度下叶片样品的磨程不同,150 m/s 时的磨程为 30 m/s 时的 5 倍左右. 定义叶片样品磨损失重与磨程的比值为磨损率来表示叶片样品的磨

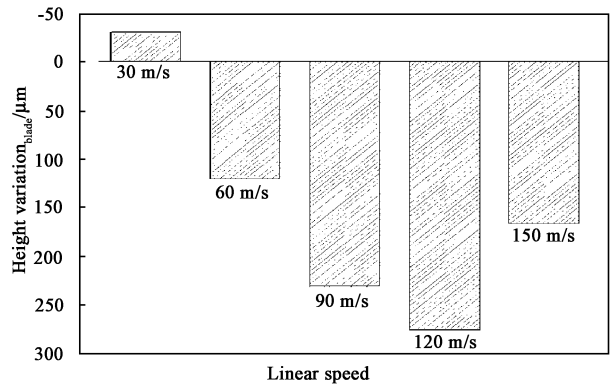
损,同时参照叶片样品高度的变化;涂层样品的磨损则用涂层样品失重表示.图2为不同线速度下叶片样品与涂层样品的刮擦试验结果.

图2(a)表明,叶片样品的磨损率呈现先升后降的趋势,30~90 m/s之间逐渐增大,90 m/s时达到



(a) Wear rate of the blade and weight loss of the coating

最大值后磨损率迅速下降,反映出不同线速度阶段叶片样品磨损机制的变化.图2(b)显示,经30 m/s刮擦后叶片样品似乎“长高了”,可能在叶片样品轻微磨损的同时还有涂层材料向叶片样品的转移发生,类似现象也有其他人发现^[9].



(b) Height change of the blade

Fig. 2 The experiment results of the blade and coating at different linear speed

图2 不同线速度下叶片样品与涂层样品的刮擦试验结果

涂层样品的磨损行为呈现出与叶片样品磨损相对应的不同阶段,30 m/s时失重很小,60~120 m/s之间失重变化不大,150 m/s时的失重明显升高.

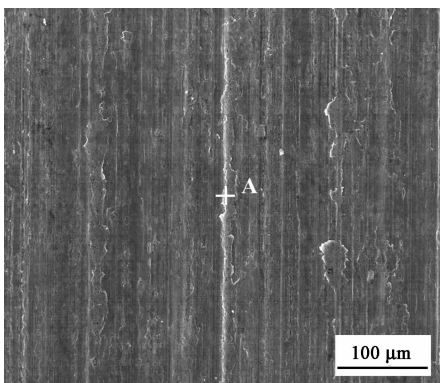
在本文的试验范围内,TC4叶片样品与Ni-G封严涂层样品体系的磨损行为可以分为3个阶段:30 m/s时叶片样品磨损与涂层样品失重都很小;60和90 m/s时,叶片样品磨损加剧,90 m/s时最严重,而涂层样品失重变化不大;120和150 m/s时,叶片样品磨损迅速减轻,涂层样品失重却急剧上升.在后文讨论中也将就这3个阶段分别进行讨论,以阐明其中的磨损机制.

2.2 磨痕形貌分析

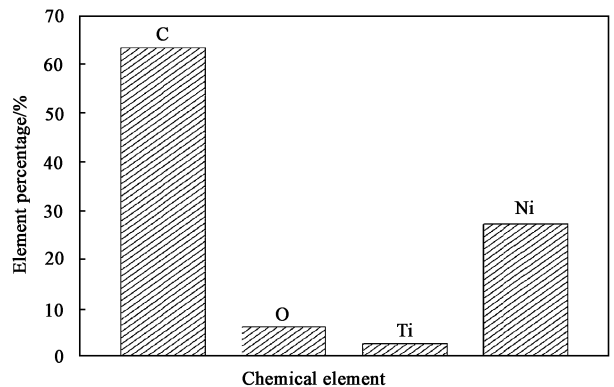
2.2.1 在30 m/s时的磨痕形貌

经30 m/s线速度试验后,叶片样品端面的磨痕形貌如图3(a)所示,可以看到犁沟与带状突起并存,其带状突起区域(A位置)主要含C和Ni元素,见图3(b)能谱测试结果,表明存在涂层材料向叶片样品的转移.

图4为经30 m/s试验后涂层样品磨痕的表面和截面形貌.从表面形貌中可见到金属相被剪切;从截面形貌可见孔隙相减少,表明发生了较强的致密化.



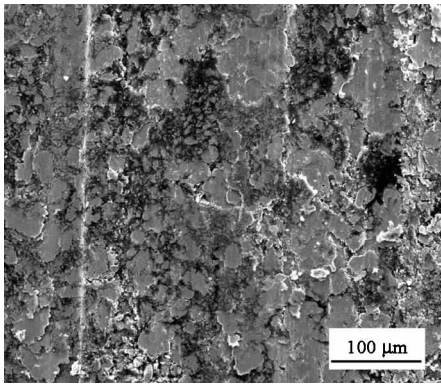
(a) SEM image



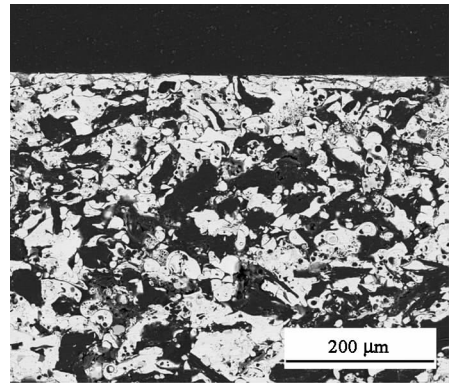
(b) EDX result of position A

Fig. 3 SEM micrograph and EDX result of the blade tip's wear scar after 30 m/s testing

图3 经30 m/s线速度试验后叶片样品端面的磨痕形貌及A位置的能谱测试结果



(a) Surface micrograph



(b) Section micrograph

Fig. 4 SEM micrographs of the coating wear scar's surface and section after 30 m/s testing

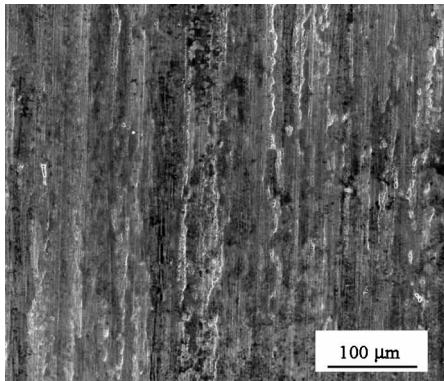
图 4 经 30 m/s 线速度试验后涂层样品磨痕的表面及截面形貌

2.2.2 在 60 ~ 150 m/s 时的磨痕形貌

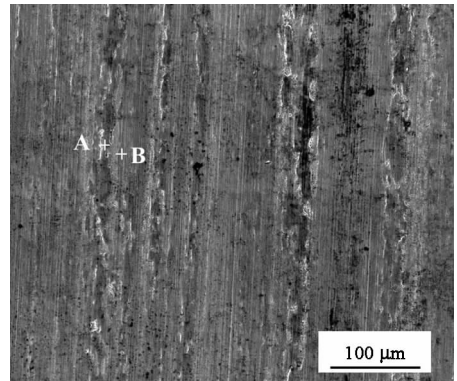
图 5 所示为经 60 ~ 150 m/s 线速度试验后叶片样品端面的形貌. 可观察到叶片样品磨痕表面存在犁削和塑性流动区域, 在较高线速度时犁削所占比例下降, 塑性流动增多. 表 1 为图 5(b) 中不同特征区域的能谱测试结果, 塑性流动区域(A 位置)的 O 含量高于犁削区域(B 位置), 显示在高摩擦热作用

下塑性流动处有更多氧化膜生成.

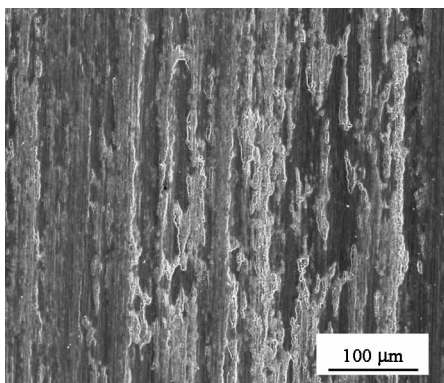
图 6 所示为经 60、90 和 150 m/s 线速度试验后涂层样品磨痕的形貌照片. 可见到涂层样品中金属相仍被微切削去除, 同时涂层样品磨痕中分布着大量由涂抹形成的块状区域, 60 ~ 90 m/s 间涂抹区域增多, 150 m/s 有所减少. 能谱测试结果显示这些区域[图 6(b) 中 A 位置]Ti 的含量很高, 见图 6(d),



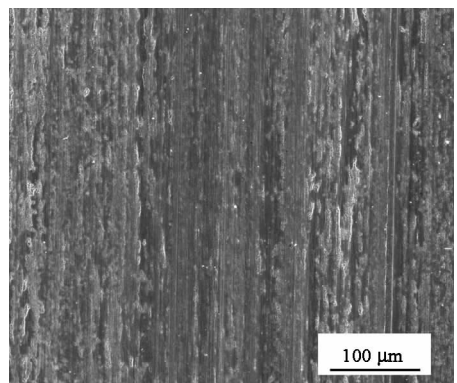
(a) 60 m/s



(b) 90 m/s



(c) 120 m/s



(d) 150 m/s

Fig. 5 SEM micrographs of the blade tip's wear scar after different linear speed testing

图 5 经不同线速度试验后叶片样品端面的磨痕形貌照片

表1 图5(b)中A、B位置处主要元素的原子百分比

Table 1 The atomic percent of the primary elements of A and B at fig 5(b)

Position	O	Ti	Ni	Al
A	64.6	32.1	1.6	1.5
B	47.6	48.9	1.3	1.1

显然是叶片材料转移到涂层样品表面。

3 磨损机制讨论

高速刮擦试验结果及磨痕形貌分析表明,不同线速度下对摩擦副磨损行为呈现3个阶段,下面分别讨论每个阶段的磨损机制。

在本文试验条件下,30 m/s 线速度下刮擦时单次刮削量(单次刮擦中叶片样品侵入涂层样品的深度)比较大,因此法向力 F_n 较大,致使高孔隙率的涂层样品更易于发生致密化。以致密化因子 S_d ^[11] 表征刮擦后涂层样品的致密化程度, S_d 的表达式如下:

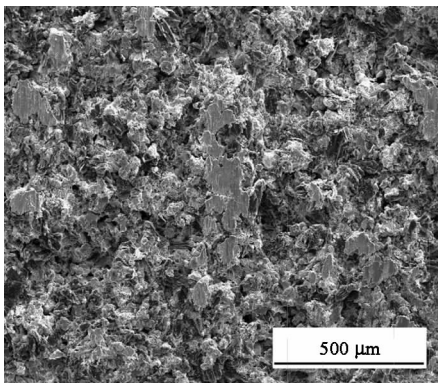
$$S_d = \frac{W_g - W_s}{W_g} \quad (1)$$

式中: W_g 与所产生磨痕体积相等的封严涂层样品的

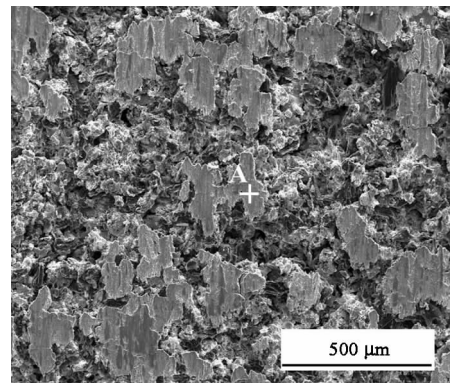
质量, g; W_s 刮擦过程中封严涂层样品的实际质量损失, g。 S_d 越大,表明刮擦试验中涂层样品的致密化越严重。不同线速度试验的法向力测试和涂层样品致密化因子计算结果如图7所示。可以清楚地看到,30 m/s 试验的法向力和涂层样品的致密化程度均远大于其他线速度试验。由于涂层样品发生致密化,故测得的涂层样品失重较小;致密化造成的涂层样品表面法向形变较大缓解了对叶片样品的刮擦,因此对叶片样品的犁削较轻;同时,叶片样品端面出现的涂层材料转移对测得的叶片样品低磨损率有一定贡献,甚至观察到叶片样品“长高”现象[见图2(b)]。

在本文试验范围的低线速度下,叶片样品的磨损机制为犁削与涂层向叶片黏着转移并存,涂层样品的磨损机制为微切削,同时发生较强的致密化。

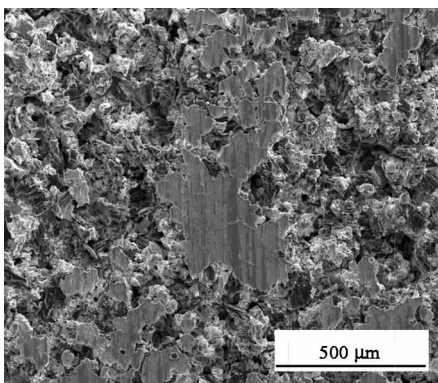
60~90 m/s 线速度下刮擦时,在摩擦热的作用下,叶片样品端面发生软化致犁削加剧,小部分位置处发生了塑性流动及其轻微氧化。钛合金叶片样品与涂层样品中的金属相在摩擦热的作用下焊接,叶片材料向涂层样品发生黏着转移,转移造成同类材料接触,进一步加剧叶片材料向涂层样品的转移。如



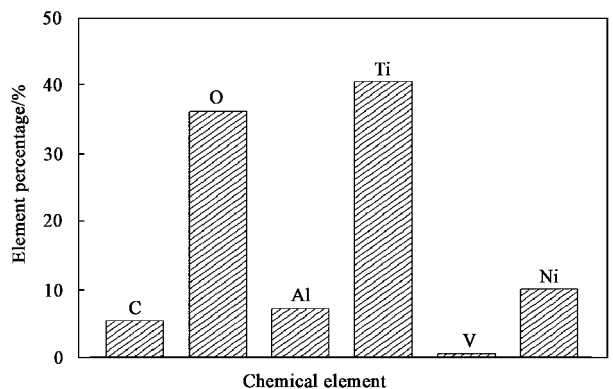
(a) 60 m/s



(b) 90 m/s



(c) 150 m/s



(d) EDX result of position A

Fig. 6 SEM micrograph and EDX result of the coating wear scar after 60, 90 and 150 m/s testing

图6 经60、90和150 m/s线速度试验后涂层样品磨痕的形貌照片及A位置的能谱测试结果

图 8 所示, 90 m/s 刮擦后转移层的厚度达到了 20 μm 左右. 如表 2 所示, 转移层的显微硬度值远大于涂层样品中金属相的硬度, 对叶片样品的损伤更为严重, 叶片样品磨损率随刮擦速度上升.

在本文试验范围的中等线速度下, 叶片样品的磨损机制以犁削为主, 同时出现塑性流动处氧化, 涂层样品的磨损机制为切削和叶片材料向涂层转移并存.

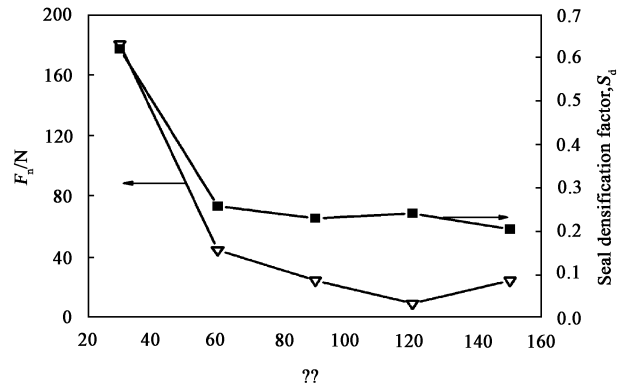


Fig. 7 The coating's densification factor and the normal force at different linear speed testing

图 7 不同线速度试验的法向力和涂层样品致密化因子

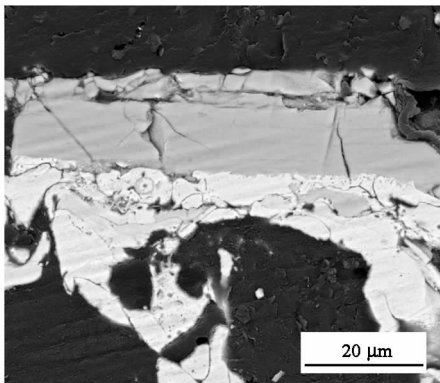


Fig. 8 The BSE image of the transfer layer's section after 90 m/s testing

图 8 经 90 m/s 线速度试验后涂层样品磨损表面转移层的截面背散射照片

表 2 不同线速度试验后涂层样品磨损表面金属相和转移层的显微硬度

Table 2 The Microhardness of the metal phase and transfer layer on the coating wear scar after different linear speed testing

Test condition of samples	Position	Microhardness, HV10
Untested Coating	metal phase	381.7
30 m/s tested	metal phase	387.6
90 m/s tested	transfer layer	1039.6
150 m/s tested	transfer layer	517.4

叶片材料 TC4 钛合金的屈服强度受温度影响较大, 在室温时为 985 MPa, 200 °C 时降到 650 MPa, 到 500 °C 时仅为 450 MPa^[13]. 高速刮擦下随线速度的增大, 摩擦热越来越严重. Emery 在线速度 100 m/s, 入侵率 0.025 4 mm/s 时测得的叶尖最高温度达到了 1 000 °C^[14], 本文的试验速度最高 150 m/s, 入侵率 0.02 mm/s, 刮擦时叶片样品端面的温度可能会更高.

本文试验中摩擦热对 TC4 钛合金主要造成两方面的影响: 一方面, 在一定速度范围内钛合金叶片样品端面发生软化, 抵抗犁削的能力下降, 叶片样品磨损加剧, 如上述 60 和 90 m/s 刮擦时的结果; 另一方面, 在更高线速度下, 高温促进钛合金叶片样品端面氧化生成氧化膜, 氧化膜必然对磨损行为产生重要影响.

120 ~ 150 m/s 线速度下刮擦后, 叶片样品端面的磨损机制仍为犁削与塑性流动处的氧化. 但摩擦热的进一步增大不仅使叶片样品端面软化更为严重, 而且氧化也更为严重. 为了比较不同线速度试验后氧化膜的厚度, 进行了叶片样品端面的 XPS 能谱分析.

如图 9 所示, 经不同线速度试验后的叶片样品, 未经氩离子轰击的端面均只能测到 TiO₂ 峰, 说明刮擦后表面均存在氧化膜. 经 30 和 90 m/s 线速度试验后的叶片样品端面, 氩离子轰击 60 s 就出现了低价态 Ti 氧化物峰, 表明膜层较薄氧化轻微. 150 m/s 线速度试验后的叶片样品端面经氩离子轰击 60 s, TiO₂ 峰的位置与形状几乎不变, 表明此时的膜层较厚氧化严重.

结合图 5 可知: 经 120 ~ 150 m/s 线速度刮擦试验后氧化膜厚度和覆盖区域均更大, 叶片样品磨损率下降显然可以主要归因于氧化膜的作用.

在常规的摩擦磨损试验中, TC4 钛合金的氧化膜在常温下易破碎, 多数情况下被认为不具有抵抗磨损的作用^[15-16]; 但也有试验结果表明, TC4 钛合金的氧化膜在 400 ~ 500 °C 环境中时由于其硬度较高, 能起到明显的保护基体作用^[17]. 本文试验线速度达到 120 ~ 150 m/s 时, 单次刮削量仅 0.2 μm 左右, 法向力只有 10 ~ 20 N (见图 7), 单次刮削量小和载荷低致使氧化膜能够保持完好, 起到减轻磨损的作用.

高速刮擦下叶片样品端面的氧化膜层还能减少同种材料直接接触, 从而减轻叶片材料向涂层样品的黏着转移. 如图 10 所示, 150 m/s 线速度试验后

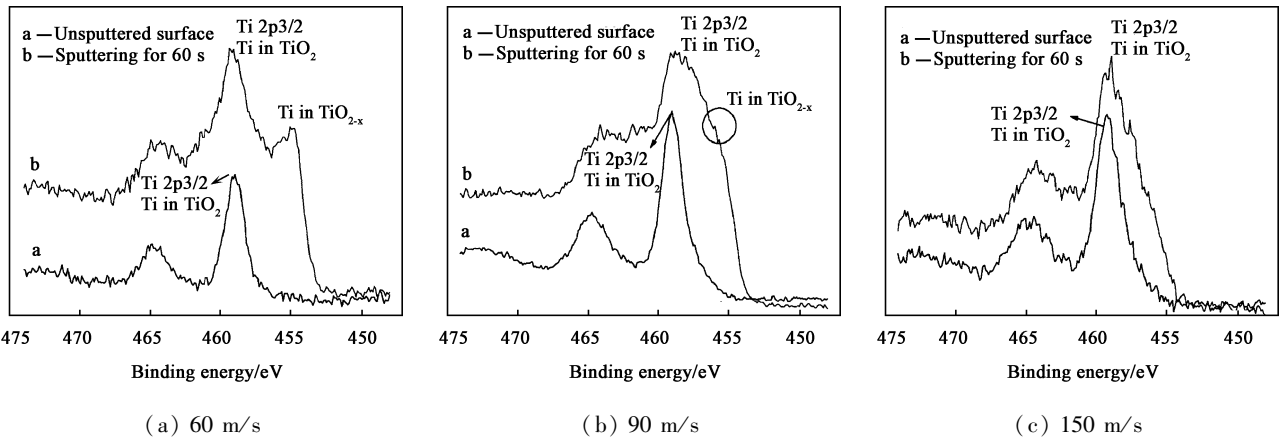


Fig.9 The XPS results of the blade tip's wear scar after different linear speed testing

图9 不同线速度试验后叶片样品端面磨痕的XPS结果

涂层样品上叶片材料转移层的厚度仅为 $3\ \mu\text{m}$ 左右,远小于 $90\ \text{m/s}$ 时的 $20\ \mu\text{m}$ (见图8),同时其覆盖区域也减小(见图6)。

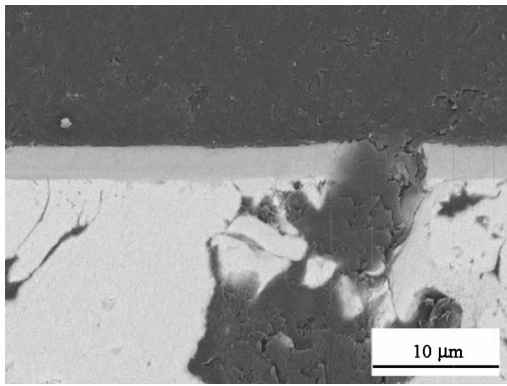


Fig.10 The BSE images of the transfer layer's section after $150\ \text{m/s}$ testing

图10 经 $150\ \text{m/s}$ 线速度试验后涂层样品磨痕表面转移层的截面背散射照片

在本文试验范围的高线速度下,叶片样品的磨损机制以塑性流动区域氧化为主,同时存在犁削,涂层样品的磨损机制为切削占据主导地位伴随少量叶片材料向涂层转移。

4 结论

a. 低线速度下,叶片样品的磨损机制为犁削和涂层材料向叶片的黏着转移并存,涂层样品的磨损机制为切削同时伴随严重的致密化.叶片样品磨损轻微。

b. 中等线速度下,叶片样品同时出现犁削和塑性流动处氧化,犁削占据磨损机制的主要地位;涂

层样品的磨损机制是切削和叶片材料向涂层转移共存.较高摩擦热造成叶片样品软化,同时叶片与高硬度转移层刮擦,使 $90\ \text{m/s}$ 时叶片样品磨损率最大。

c. 高线速度下,叶片样品同时出现犁削和塑性流动区域氧化,而氧化占据磨损机制的主要地位;涂层样品的磨损机制则是以切削为主伴随少量叶片材料向涂层转移.高摩擦热使叶片样品端面氧化生成厚层氧化膜,减轻了涂层对叶片的损伤及叶片材料向涂层的转移,叶片样品磨损率下降。

参考文献:

- [1] Chupp R E, R C Hendricks, S B Lattime, *et al.* Sealing in Turbomachine, 2006.
- [2] Ludwig L P, R C Bill. Gas path sealing in turbine engines[J]. Asle Transactions, 1980, 23(1): 1-22.
- [3] Liu S W, Li S, Liu Y. Seal coating and evaluation of its abrasability[J]. China Surface Engineering, 2009, 22(1): 12-18 (in Chinese) [刘凤伟, 李曙, 刘阳. 封严涂层材料及其可刮削性的评价[J]. 中国表面工程, 2009, 22(01): 12-18].
- [4] Borel M O, A R Nicoll, H W Schläpfer, *et al.* The wear mechanisms occurring in abradable seals of gas turbines[J]. Surface and Coatings Technology, 1989, 39-40, Part 1(0): 117-126.
- [5] Bill R C, L T Shiembob. Friction and wear of sintered fibermetal abradable seal materials[J]. Journal of Lubrication Technology - Transactions of the Asme, 1977, 99(4): 421-427.
- [6] Dadouche A, M J Conlon, W Dmochowski, *et al.* Experimental evaluation of abradable seal performance at high temperature [M]. Proceedings of the Asme Turbo Expo 2008, Vol 5, Pt A, 2008: 143-150.
- [7] Taylor T A, B W Thompson, W Aton. High speed rub wear mechanism in IN-718 vs NiCrAl-Bentonite[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 202(4-7): 698-703.

- [8] Bounazef M, S Guessasma, B Ait Saadi. The wear, deterioration and transformation phenomena of abradable coating BN - SiAl - bounding organic element, caused by the friction between the blades and the turbine casing [J]. *Materials Letters*, 2004, 58 (27 - 28): 3 375 - 3 380.
- [9] Stringer J, M B Marshall. High speed wear testing of an abradable coating [J]. *Wear*, 2012, 294 - 295: 257 - 263.
- [10] Gao S Y, Liu Y, Duan D L, *et al.* A rubbing type of friction and wear tester simulating working condition of seal coating [J]. *China Surface Engineering*, 2012, 25 (4): 100 - 106 (in Chinese) [高祺洋, 刘阳, 段德莉, 等. 模拟封严涂层工况的刮擦式摩擦磨损试验机 [J]. *中国表面工程*, 2012, 25 (4): 100 - 106].
- [11] Wolak J, A F Emery, S Etemad, *et al.* Preliminary results on the abrasability of porous, sintered seal material [J]. *Journal of Lubrication Technology - Transactions of the Asme*, 1983, 105 (4): 576 - 584.
- [12] Gao S Y, Liu S W, Li S, *et al.* Evaluation of wear resistance of abradable coatings by a single - pass pendulum scratch method. *Tribology*, 2010, 30 (4): 385 - 391 (in Chinese) [高祺洋, 刘凤伟, 李曙, 等. 单摆冲击划痕法对封严涂层耐磨性的评价 [J]. *摩擦学学报*, 2010, 30 (04): 385 - 391].
- [13] Collings E. *The physical metallurgy of titanium alloys* [J]. American Society for Metals, 1984.
- [14] Emery A F, J Wolak, S Etemad, *et al.* An experimental investigation of temperatures due to rubbing at the blade - seal interface in an aircraft compressor [J]. *Wear*, 1983, 91 (2): 117 - 130.
- [15] Straffelini G, A Molinari. Dry sliding wear of Ti - 6Al - 4V alloy as influenced by the counterface and sliding conditions [J]. *Wear*, 1999, 236 (1 - 2): 328 - 338.
- [16] Ming Q, Z Yong - zhen, Y Jian - heng, *et al.* Microstructure and tribological characteristics of Ti - 6Al - 4V alloy against GCr15 under high speed and dry sliding [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 434 (1 - 2): 71 - 75.
- [17] Mao Y S, L Wang, K M Chen, *et al.* Tribo - layer and its role in dry sliding wear of Ti - 6Al - 4V alloy [J]. *Wear*, 2013, 297 (1 - 2): 1 032 - 1 039.