

TA15 合金表面 Ni-SiC 复合镀层的摩擦磨损性能

郭 温¹, 米国际¹, 张金龙², 王振亚³

(1. 西安航空学院 机械工程学院, 西安 710077; 2. 西安航空学院 材料工程学院, 西安 710077; 3. 中国飞机强度研究所, 西安 710065)

摘 要: 采用共沉积法在 TA15 合金表面制备了 Ni-SiC 复合镀层, 分析了 Ni-SiC 复合镀层对基体合金硬度和摩擦磨损性能的影响, 并对其摩擦磨损机制进行了讨论。结果表明: 所制备的 Ni-SiC 复合镀层组织致密且与基体结合紧密, 硬度明显高于 TA15 合金基体。摩擦磨损实验结果表明, Ni-SiC 复合镀层能为 TA15 合金提供良好的摩擦磨损抗力, 在相同的摩擦条件下, Ni-SiC 复合镀层的磨损率明显低于 TA15 合金。TA15 合金与 GCr15 球和 Al₂O₃ 球对磨的磨损机制均主要为犁削磨损、粘着磨损, 同时伴随有氧化磨损和轻微的磨粒磨损; Ni-SiC 复合镀层与 GCr15 磨球对磨的磨损机制主要为镀层组织的拔出及 GCr15 钢球在其表面上的涂抹, 与 Al₂O₃ 磨球对磨时的磨损机制主要为疲劳磨损和削层磨损。

关 键 词: TA15 合金; Ni-SiC 复合镀层; 摩擦磨损; 磨损机制

中图分类号: TQ174 **文献标识码:** A

Friction and Wear Behavior of Ni-SiC Composite Coating Prepared on TA15 Alloy

GUO Wen¹, MI Guo-Ji¹, ZHANG Jin-Long², WANG Zhen-Ya³

(1. School of Mechanical Engineering, Xi'an Aeronautical University, Xi'an 710077, China; 2. School of Materials Engineering, Xi'an Aeronautical University, Xi'an 710077, China; 3. Aircraft Strength Research Institute of China, Xi'an 710065, China)

Abstract: Ni-SiC composite coatings were prepared on TA15 alloy by composite electroplating technology. The effects of the coating on friction and wear behavior of the substrate were investigated. The results show that the obtained coating is dense and compact, and possesses higher micro-hardness than the substrate. The coatings have superior friction and wear resistance than the substrate, as the mass losses of the coatings are much lower than those of the substrate under the same sliding conditions. The main wear mechanisms of the substrate sliding against both GCr15 and Al₂O₃ balls can be concluded as plough wear, adhesive wear accompanied by minor oxidation and abrasive wear. The main wear mechanisms of the Ni-SiC composite coating sliding against GCr15 ball can be set as extractions of the coating tissues and smear of the GCr15 ball on the coating surface, while the predominate wear mechanisms of the coating sliding against Al₂O₃ ball could be fatigue wear and delamination abrasion.

Key words: TA15 alloy; Ni-SiC composite coating; friction and wear; wear mechanisms

Ti 合金具有密度低和比强度高等一系列优异性能而被广泛应用于航空航天领域^[1-2]。但 Ti 合金的硬度较低且黏性大, 抗摩擦磨损性能很差, 因而采

用 Ti 合金制备的联接件表面极易产生粘扣和划伤, 导致联接件失效^[3-5]。因此, 改善和提高 Ti 合金的表面摩擦磨损抗力, 对于 Ti 合金的实际应用具有重要

的意义^[6]。合金化方法虽然是改善 Ti 合金摩擦磨损性能的有效手段,但对 Ti 合金的其它性能如整体的力学性能存在不利影响^[7-9]。在 Ti 合金表面制备具有较高摩擦磨损抗力的涂层是解决 Ti 合金零部件摩擦磨损的另一种有效途径^[10-11]。

Ni-SiC 复合镀层具有高硬度,良好的耐蚀性、自润滑性和耐磨性等一系列优点,并且采用简单的电镀或化学镀的方法能在合金表面制备出厚度均匀可控的 Ni-SiC 复合涂层^[12-14]。因此, Ni-SiC 复合镀层受到越来越广泛的关注,目前已在自动化和飞机制造业中得到成功的应用^[15]。但是,由于 Ti 合金的活性大,新鲜表面暴露在含氧介质中会很快被氧化,并且所形成的氧化膜具有很高的化学稳定性,严重影响表面镀层的质量。因此在 Ti 合金表面不易进行电镀或者化学镀,关于 Ti 合金表面 Ni-SiC 复合镀层的制备及摩擦磨损行为的研究报道很少^[16-17]。本工作采用电镀工艺在 TA15 基体合金表面制备了 Ni-SiC 复合镀层,研究了 Ni-SiC 复合镀层对 TA15 合金摩擦磨损性能的影响。同时,通过对磨损形貌进行分析,讨论了 Ni-SiC 复合镀层对 TA15 合金摩擦磨损性能的影响机制。

1 实验方法

实验材料选用 TA15 钛合金,其名义化学成分为: Ti-6Al-2Zr-1V-1Mo (at%)。采用线切割的方法将试样加工成 10 mm×10 mm×3 mm 的片状试样,用 80#~2000# SiC 水砂纸将试样各表面逐级打磨至光滑后抛光并清洗。

电镀 Ni-SiC 复合镀层之前对抛光试样进行预处理,具体步骤为:除油→碱洗→酸洗→除光。电镀时阴极试样为制备镀层试样,阳极板采用 100 mm×50 mm×5 mm 纯镍板。所采用的镀液成分为: NiSO₄·6H₂O (500 g/L)、NiCl₂·6H₂O (50 g/L)、H₃BO₃ (40 g/L) 和糖精 (1.5 g/L),镀液的 pH 约为 3.6。电镀时采用的阴极电流密度为 1.5~2.5 A/dm²,镀液温度为 60℃,搅拌速度为 250~350 r/min,电镀时间为 30 min。

在摩擦磨损试验中,球-平面的接触方式具有接触状态良好和损伤形式容易分析等一系列优点而被广泛采用。因此,本实验采用球-盘式干摩擦方法,在 HT-1000 型摩擦磨损试验机上进行摩擦磨损试验。分别选定 ϕ 4.76 mm 的 GCr15 球和 Al₂O₃ 球作为对磨材料,磨损载荷为 300g,回转半径为 4 mm,转速为 224 r/min,摩擦磨损时间为 60 min。

采用精密电子分析天平(精度为 0.01 mg)称取磨损后的质量损失,为了减小测试误差,每组试样

进行 3 次测量,然后取平均值。采用 HV-1000 型显微硬度仪测量基体合金和 Ni-SiC 镀层的硬度,其中加载载荷为 0.49 N,保持时间为 20 s。为了保证测量的精度,每个硬度读取 5 次后取平均值。利用飞利浦 x'Pert-Pro 型 X 射线衍射仪(XRD)分析所制备镀层的相组成(Cu 靶, 40kV);采用 JSM-6360LV 型扫描电子显微镜(SEM/EDS)观察磨损表面的磨痕形貌和组织结构,并分析磨痕的化学成分。

2 结果与分析

2.1 Ni-SiC 复合镀层的形貌和相组成

图 1 为经 30 min 共沉积制备的 Ni-SiC 复合镀层表面和截面的 BSE 形貌,图 2 为镀层表面的 XRD 图谱。由镀层的表面形貌可以看出(图 1(a)),所制备的 Ni-SiC 复合镀层厚度约为 80 μ m,主要由灰白色的 Ni 和弥散分布其中的黑色 SiC 颗粒组成,整个镀层组织致密,表面平整。其中,在镀层与基体合金界面处 SiC 含量相对较少,这是由于沉积镀层的初始阶段的搅拌速率较低的缘故。初始阶段采用较低的搅拌速率能够使合金基体上首先沉积韧性较高的 Ni 层,从而改善镀层和基体合金之间的结合强度。

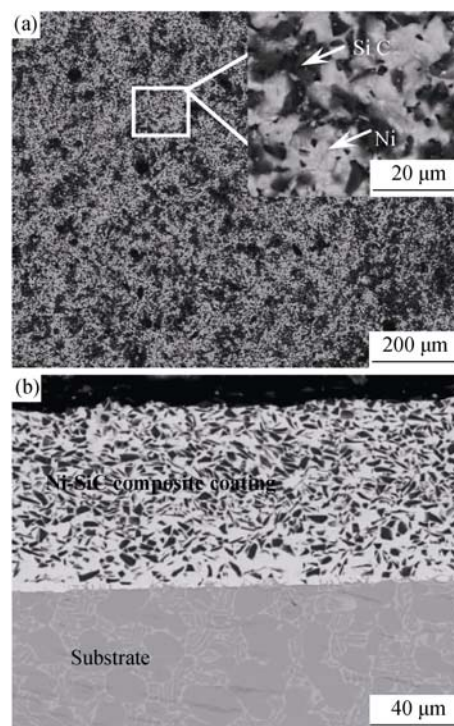


图 1 经 30 min 共沉积制备的 Ni-SiC 复合镀层的表面和截面 BSE 形貌

Fig. 1 Surface and cross-sectional BSE images of Ni-SiC composite coating after electroplating for 30 min
(a) Surface morphologies; (b) Cross-sectional morphology

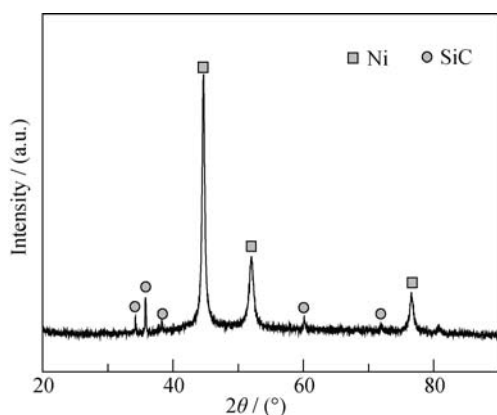


图2 Ni-SiC复合镀层的表面XRD图谱

Fig. 2 XRD pattern conducted on the surface of the Ni-SiC composite coating after electroplating for 30 min

2.2 Ni-SiC复合镀层沿截面的硬度分布

图3给出了Ni-SiC复合镀层沿截面的硬度分布,可以看出,镀层的硬度范围为650~850之间,而基体合金的硬度值分布在400~450之间。表面硬度较高使其具有更好的摩擦磨损抗力,因此Ni-SiC复合镀层的摩擦磨损抗力将优于基体合金^[18]。由图3还可以看出,镀层靠近基体合金区域的硬度较低,这与该区域内的SiC含量较低有关。镀层沿截面呈梯度分布的硬度特征能够提高镀层与基体之间的结合力,对其摩擦磨损抗力的改善也有帮助。需要说明的是,在对镀层的截面进行硬度测量后,镀层与基体合金的结合界面依然接触紧密,无可见的裂纹或微裂纹,表明镀层与基体合金具有较为良好的结合强度。

2.3 TA15合金和Ni-SiC复合镀层的摩擦磨损行为

图4(a)和(b)给出了在室温下TA15合金和Ni-SiC

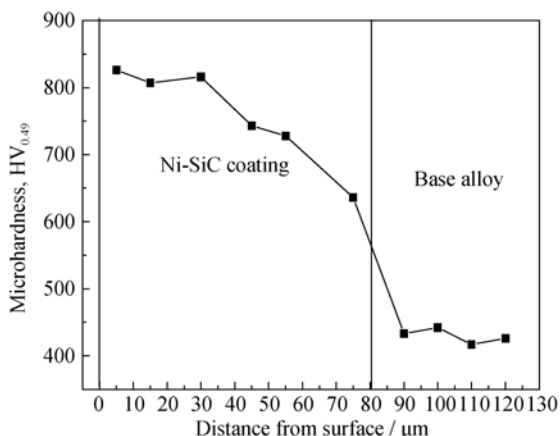


图3 Ni-SiC复合镀层沿截面的硬度分布

Fig. 3 Micro-hardness distribution profile of the Ni-SiC composite coating from its surface to substrate

复合镀层分别与GCr15和Al₂O₃球对磨的摩擦系数随滑动时间的变化曲线。由图4(a)可以看出,与GCr15球对磨时,基体合金和Ni-SiC复合镀层的摩擦系数随时间的变化并无明显区别,在摩擦进行约15 min后摩擦系数趋于稳定。并且基体合金和Ni-SiC复合镀层的摩擦系数也无明显差异,说明Ni-SiC复合镀层对基体合金没有明显的减磨作用。与Al₂O₃球对磨时,基体合金的摩擦系数迅速升高并趋于稳定(约2 min后摩擦系数即趋于稳定),而Ni-SiC复合镀层的摩擦系数在对磨约7 min后趋于稳定,表明合金表面的污染膜很快遭到破坏,而镀层表面污染膜的破坏较为缓慢。另外,与Al₂O₃球对磨时,基体合金的平均摩擦系数高于Ni-SiC复合镀层,且随时间的变化更为明显,此时Ni-SiC复合镀层对基体合金有一定减磨作用。

摩擦载荷为300 g,基体合金和Ni-SiC复合镀层试样分别与GCr15和Al₂O₃球对磨60 min的磨损失重如图5所示,图中的负值表示相应试样磨损后的重量出现了增加。从图5可以看出,无论是与GCr15还是Al₂O₃球对磨,Ni-SiC复合镀层的磨损失

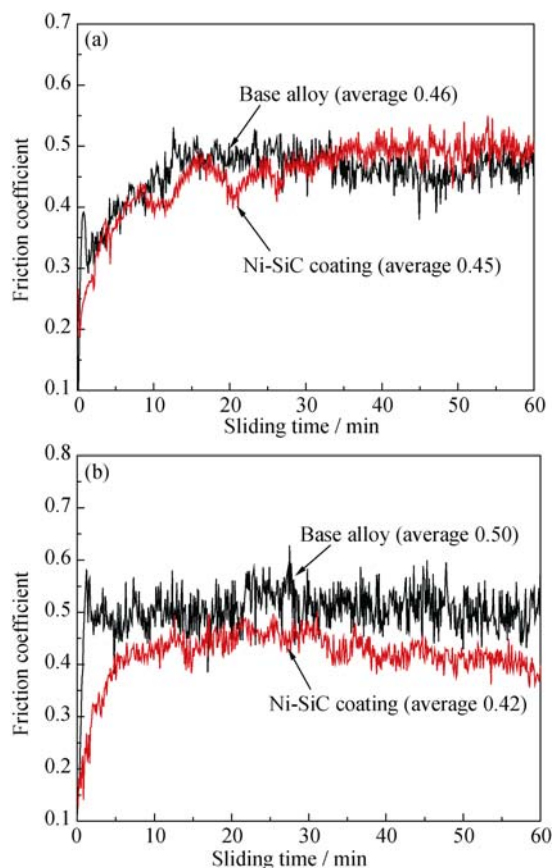


图4 基体合金和Ni-SiC复合镀层分别与GCr15(a)和Al₂O₃(b)球对磨时的摩擦系数

Fig. 4 Friction coefficients of the base alloy and the Ni-SiC composite coating sliding against (a) GCr15 ball and (b) Al₂O₃ ball

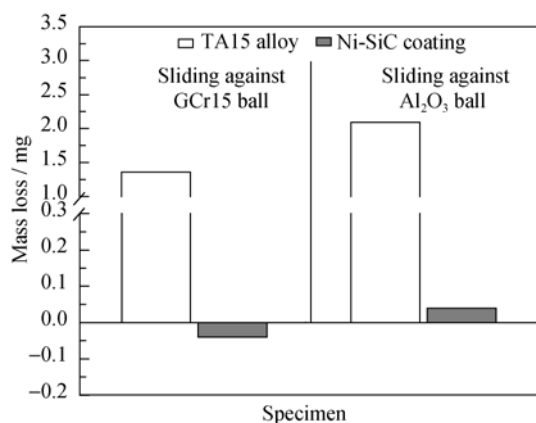


图 5 摩擦载荷为 300 g, 基体合金和 Ni-SiC 复合镀层分别与 GCr15 和 Al₂O₃ 球对磨 60 min 的磨损失重

Fig. 5 Mass losses of the base alloy and Ni-SiC composite coating after sliding against GCr15 and Al₂O₃ balls for 60 min, under the load of 300 g

重均远低于基体合金, 表明 Ni-SiC 复合镀层能够为 Ti-15Al 合金提供有效的表面摩擦磨损防护。其中, 与 GCr15 球对磨 60 min 后, 基体合金的磨损失重约为 1.36 mg, 而 Ni-SiC 复合镀层的磨损失重为负值, 磨损过程中发生了磨屑在磨损表面的黏附; 与 Al₂O₃ 球对磨 60 min 后, 基体合金的增重约为 2.09 mg, 而 Ni-SiC 复合镀层的增重仅约为 0.04 mg, 比基体合金低约 2 个数量级, 表明 Al₂O₃ 球比 GCr15 球对基体合金的磨损更为严重。上述磨损失重的结果清楚的表明, 与 GCr15 和 Al₂O₃ 磨球对磨时, Ni-SiC 复合镀层的摩擦磨损抗力均优于 TA15 合金。

图 6 给出了 TA15 合金和 Ni-SiC 复合镀层试样与 GCr15 球对磨 60 min 后, 试样和磨球磨损面的 SEM 照片。对比图 6(a)和(c)可以看出, Ni-SiC 复合镀层试样的表面磨痕较窄且表面光滑。由图 6(b)可以看出, 基体合金的磨痕呈现明显的犁沟形貌, 在磨痕表面还出现了较多的粘着凹坑和弥散分布的大量的亮白色磨屑, 表明磨损过程中发生了犁削磨损和粘着磨损。对这些亮白色磨屑进行 EDS 成分分析的结果为: 60.50-31.8Ti-4.2Al-2.6Fe-0.9V(at%), 表明发生了氧化磨损。Ni-SiC 复合镀层表面磨痕的高倍 SEM 照片表明(图 6(d)), 在镀层的磨损表面黏附有一层光滑的磨损产物层, 对其进行的 EDS 成分分析结果为: 60.90-30.1Fe-2.1Ni-6.4Si-0.5Cr(at%), 表明该黏着产物层主要来自于 GCr15 磨球。粘着产物层中 O 含量较高, 同时证明在磨损过程中磨损面发生了氧化磨损。上述结果与图 5 中的磨损失重结果相吻合: 磨损面的黏着产物导致与 GCr15 对磨的 Ni-SiC 复合镀层的磨损失重表现为负值。由图 6(d)还可以看出, 镀层磨损面上的黏附层在局部还出现

了块状剥落, 且剥落区的剩余镀层组织致密、完整, 表明 Ni-SiC 复合镀层具有优良的摩擦磨损抗力, 能够为基体合金提供良好的表面摩擦磨损防护。综合以上分析和磨损面的形貌特征以及 EDS 分析结果, 可以认为: 基体合金与 GCr15 磨球对磨时, 磨损机制为犁削磨损、粘着磨损、氧化磨损并伴随轻微的磨粒磨损; Ni-SiC 复合镀层与 GCr15 磨球对磨时, 磨损机制为镀层组织的拔出及 GCr15 钢球在其表面上的涂抹。

图 7 为采用 Al₂O₃ 球为摩擦配副对磨 60 min 后, 基体合金和 Ni-SiC 复合镀层试样磨损面的 SEM 照片, 可以看出, Ni-SiC 复合镀层试样的表面磨痕较窄。如图 7(b)所示, 基体合金的磨痕表面存在大量较深的犁沟, 表明发生了严重的犁削磨损。在犁沟的局部还存在由于组织撕裂所导致的微裂纹, 这些裂纹主要是相对滑动时由于组织的粘着撕裂造成, 因此存在黏着磨损。与 Al₂O₃ 对磨的基体合金的磨损面上弥散分布的磨屑数量较少, 说明磨损面的氧化磨损和磨粒磨损并不严重。而 Ni-SiC 复合镀层的磨损面上存在大量的裂纹, 在裂纹处能观察到片状的组织翘曲。表明镀层的磨损区域发生了疲劳破坏。上述结果表明, TA15 合金与 Al₂O₃ 球对磨时, 磨损机制和该合金与 GCr15 球对磨时的磨损机制类似, 均存在犁削磨损和粘着磨损, 但犁削磨损更为严重, 而粘着和氧化磨损较为轻微; 而 Ni-SiC 复合镀层与 Al₂O₃ 球对磨时, 磨损机制主要为疲劳磨损和削层磨损。

分析认为, 由于合金基体的硬度较低, 导致 Al₂O₃ 和 GCr15 两种磨球均能在其磨损面产生较深的吃入, 从而在相对滑动时产生犁削磨损。但由于 Al₂O₃ 的硬度更高, 导致其对基体合金的犁削作用更加明显, 因此采用 Al₂O₃ 磨球时的犁削磨损也更为严重, 造成的磨损失重也更大; Ni-SiC 复合镀层的硬度较高, 因此当该镀层与 GCr15 球对磨时, GCr15 磨球难以吃入其磨损面, 因此在摩擦过程中主要为摩擦副材料转移到镀层表面并形成光滑的金属膜。这层黏着的金属膜能够在一定程度上保护镀层的磨损面, 起到减磨的作用。但是, 该金属膜在压应力和剪应力的协同作用下局部会发生断裂和剥落(图 6(d)中箭头所示), 导致镀层表面的 SiC 颗粒由于被粘附而拔出。在随后的摩擦过程中, 裸露的渗层表面又重新被转移的 GCr15 所覆盖, 此过程重复进行, 从而导致摩擦配副之间的磨损。当 Ni-SiC 复合镀层与 Al₂O₃ 球对磨时, Al₂O₃ 球相对较高的硬度使得磨球能够在一定程度上吃入镀层表面, 在相对滑动的过程中对镀层的磨损面造

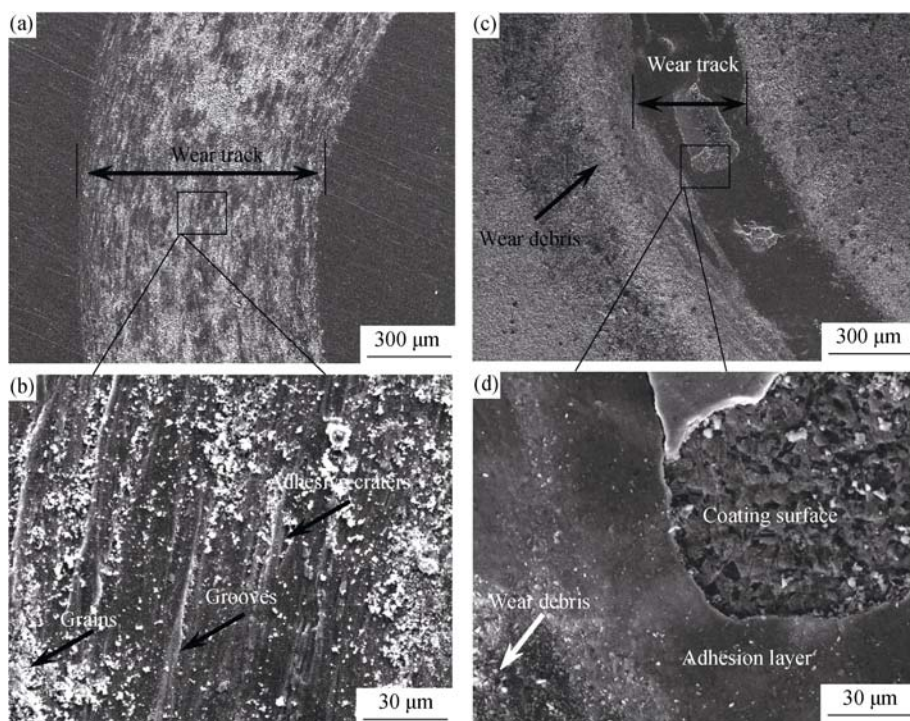


图 6 基体合金(a, b)和 Ni-SiC 复合镀层试样(c, d)在常温下与 GCr15 球对磨 60 min 后, 试样磨损面的 SEM 照片
Fig. 6 Wear morphologies of (a, b) base alloy and (c, d) the Ni-SiC composite coating after sliding against GCr15 ball for 60 min

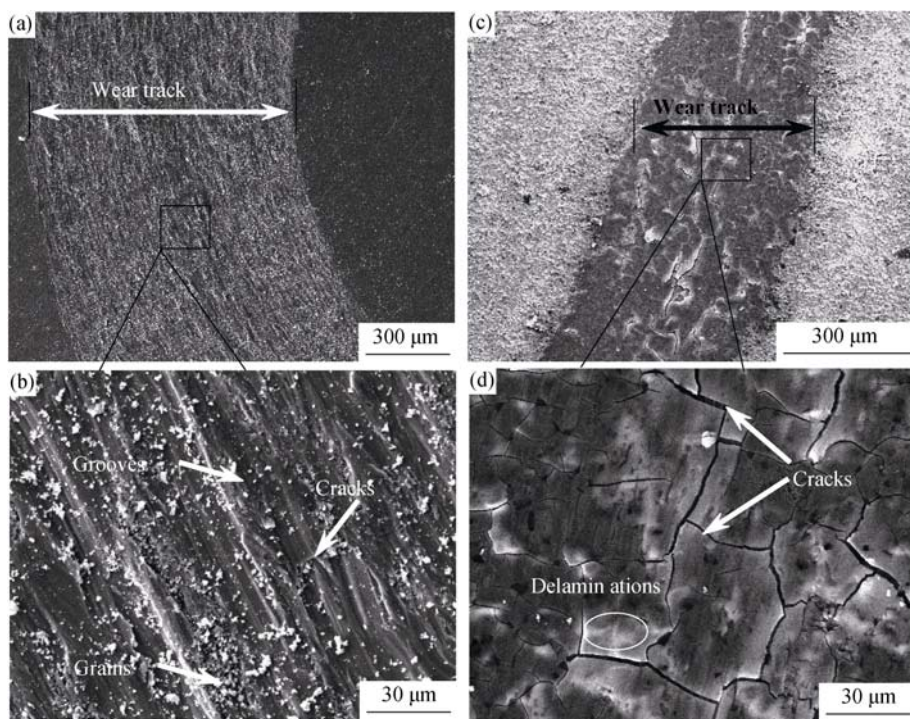


图 7 基体合金(a, b)和 Ni-SiC 复合镀层试样(c, d)与 Al_2O_3 球对磨 60 min 后, 试样磨损面的 SEM 照片
Fig. 7 Wear morphologies of (a, b) base alloy and (c, d) Ni-SiC composite coating after sliding against Al_2O_3 ball for 60 min

成切削作用, 产生削层磨损。另外, 由于 Ni-SiC 复合镀层较高的脆性, 其磨损面在循环载荷的作用下还易于产生疲劳裂纹或微裂纹, 部分裂纹会随着摩擦的进行而扩展, 当扩展的微裂纹到临界尺寸时就会发生疲劳磨损。

3 结论

1) 采用 Ni 和 SiC 共沉积的方法在 TA15 合金表面制备了 Ni-SiC 复合镀层, 所制备的镀层组织致密, 与基体结合紧密, 镀层的硬度明显高于基体合金。

2) 所制备的 Ni-SiC 复合镀层能够为 TiAl5 合金提供有效的表面摩擦磨损防护。无论是与 GCr15 还是 Al_2O_3 球对磨, Ni-SiC 复合镀层的磨损失重均远低于基体合金。

3) TA15 合金与 GCr15 球和 Al_2O_3 球对磨的磨损机制均主要为犁削磨损、粘着磨损, 同时伴随有氧化磨损和轻微的磨粒磨损; Ni-SiC 复合镀层与 GCr15 球对磨的磨损机制为镀层组织的拔出及 GCr15 钢球在其表面上的涂抹, 与 Al_2O_3 球对磨时的磨损机制主要为疲劳磨损和削层磨损。

参考文献:

- [1] TARZIMOGHADAM Z, SANDLOBES S, PPRADEEP K G, *et al.* Microstructure design and mechanical properties in a near- α Ti-4Mo alloy. *Acta Materialia*, 2015, **97**: 291–304.
- [2] IMAYEV V M, GAISIN R A, IMAYEV R M. Effect of boron additions and processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy Ti-6.5Al-3.3Mo-0.3Si. *Materials Science & Engineering A*, 2015, **641(8)**: 71–83.
- [3] XU X P, YU Y Q, HUANG H. Mechanisms of abrasive wear in the grinding of titanium (TC4) and nickel (K417) alloys. *Wear*, 2003, **255(6)**: 1421–1426.
- [4] IJIMA D, YONEYAMA T, DOI H, *et al.* Wear properties of Ti and Ti-6Al-7Nb castings for dental prostheses. *Biomaterials*, 2003, **24(8)**: 1519–1524.
- [5] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J, *et al.* Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures. *Intermetallics*, 1996, **4(6)**: 429–440.
- [6] LI Y Q, XIE F Q, WU X Q, *et al.* Microstructure and high temperature oxidation resistance of Si-Al-Y co-deposition coatings prepared on TiAl alloy by pack cementation process. *Journal of Inorganic Materials*, 2013, **28(12)**: 1369–1375.
- [7] Huang L G, Chen Y Y. A study on the microstructures and mechanical properties of Ti-B20-0.1B alloys of direct rolling in the $\alpha+\beta$ phase region. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, **646(15)**: 557–564.
- [8] TKACHENKO S, DATSKEVICH O, KULAK L, *et al.* Wear and friction properties of experimental Ti-Si-Zr alloys for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical materials*, 2014, **39**: 61–72.
- [9] JACUINDE A B, GUERRA F V, MEJIA I, *et al.* Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons. *Wear*, 2015, **332(SI)**: 1006–1101.
- [10] YONEKURA D, FUJITA J, MIKI K. Fatigue and wear properties of Ti-6Al-4V alloy with Cr/CrN multilayer coating. *Surface & Coatings Technology*, 2015, **275**: 232–238.
- [11] FU Y Q, LOH N L, BATCHELOR A W, *et al.* Improvement in fretting wear and fatigue resistance of Ti-6Al-4V by application of several surface treatments and coatings. *Surface & Coatings Technology*, 1998, **106**: 193–197.
- [12] VAEZI M R, SADRNEZHAAD S K, NIKZAD L, *et al.* Electrodeposition of Ni-SiC nano-composite coatings and evaluation of wear and corrosion resistance and electroplating characteristics. *Colloids and Surfaces A Physicochemical and Engineering Aspects*, 2008, **315(1/2/3)**: 176–182.
- [13] ZARGHAMI V, GHORBANI M. Alteration of corrosion and nanomechanical properties of pulse electrodeposited Ni/SiC nano-composite coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, **598**: 236–242.
- [14] HAJIALIFINI M, AMADEH A. Improvement of wear and corrosion resistance of AZ91 magnesium alloy by applying Ni-SiC nanocomposite coating via pulse electrodeposition. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, **23(10)**: 2914–2922.
- [15] GYAWALI G, HAMAL K, JOSHI B, *et al.* Microstructural and electrochemical analysis of Ni-SiC composite coatings prepared in presence of additives. *Materials Letters*, 2014, **126**: 228–231.
- [16] FAZEL M, GARSIVAZJAZI M R, BAHRAMZADEH, *et al.* Effect of solid lubricant particles on room and elevated temperature tribological properties of Ni-SiC composite coating. *Surface & Coatings Technology*, 2014, **254**: 252–259.
- [17] Aruna S T, ANANDAN C, WILLIAM G V K. Effect of probe sonication and sodium hexametaphosphate on the microhardness and wear behavior of electrodeposited Ni-SiC composite coating. *Applied Surface Science*, 2014, **301(SI)**: 383–390.
- [18] JONES L C, LLEWELLYN R J. Sliding abrasion resistance assessment of metallic materials for elevated temperature mineral processing conditions. *Wear*, 2009, **267(11)**: 2010–2017.