

Al₂O₃/CrN_x 复合膜的摩擦磨损特性

Tribological Properties of Duplex Al₂O₃/CrN_x Coatings

王 远¹, 周 飞², 张庆文¹

(1 西南林学院, 昆明 650224; 2 南京航空航天大学, 南京 210016)

WANG Yuan¹, ZHOU Fei², ZHANG Qingwen¹

(1 Southwest Forestry University, Kunming 650224, China;

2 Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

摘要: 为改善铝合金零部件的摩擦磨损特性, 采用微弧氧化和射频磁控溅射技术, 在 2A12 铝合金表面制备 Al₂O₃/CrN_x 复合膜。用 X 射线衍射仪、涡流测厚仪、纳米硬度仪、微摩擦磨损试验机、非接触表面三维形貌仪及扫描电镜对 Al₂O₃ 涂层及复合膜的相组成、膜厚、纳米硬度、摩擦磨损特性和磨痕形貌等进行了研究。实验结果表明: 32 μm 厚的多孔 Al₂O₃ 陶瓷涂层由 α-Al₂O₃ 和 γ-Al₂O₃ 相组成, 外层 1.2 μm 厚的 CrN_x 膜由单质 Cr、Cr₂N 和 CrN 相组成; Al₂O₃ 涂层及 Al₂O₃/CrN_x 复合膜的摩擦因数和磨损率都随法向载荷的增加而增大, 在相同实验参数下, 复合膜的摩擦因数和磨损率都远小于 Al₂O₃ 涂层的, 这表明在 Al₂O₃ 涂层表面沉积 CrN_x 膜能明显改善其摩擦磨损特性, 将延长对偶件的使用寿命。

关键词: 铝合金; 微弧氧化; 射频磁控溅射; Al₂O₃/CrN_x 复合膜; 摩擦磨损

中图分类号: TG174.45 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)02-0042-05

Abstract: In order to improve tribological properties of aluminum alloy, duplex Al₂O₃/CrN_x coatings were prepared on 2A12 aluminum alloy by micro-arc oxidation and reactive radio frequency magnetron sputtering technique. The phase structure, thickness, nano-hardness, tribological properties and scar's micro-morphologies of Al₂O₃ and duplex Al₂O₃/CrN_x coatings were respectively investigated by X-ray diffraction, MINITEST1100 equipment, nano-indenter, tribometers, non-contact surface profilers and scanning electron microscope. The results show: The porous alumina ceramic coating with 32 μm thickness is mainly composed of α-Al₂O₃ and γ-Al₂O₃ phases, the outer CrN_x coating with 1.2 μm thickness is mainly composed of Cr, Cr₂N and CrN phases. With an increase in normal load, the friction coefficients and specific wear rates of both coatings increase. Moreover, under the same experimental condition, the friction coefficient and specific wear rate of duplex coating are smaller than those of Al₂O₃ coating, which indicate friction and wear properties of the Al₂O₃ coating are improved and the lifetime of counterpart is prolonged with deposition of CrN_x film on the Al₂O₃ coating.

Key words: aluminum alloy; micro-arc oxidation; reactive radio frequency magnetron sputtering; duplex Al₂O₃/CrN_x coating; friction and wear

微弧氧化是近年来发展起来的用于有色金属表面改性的新技术, 是一种在特定离子的电解质水溶液中利用微弧放电在 Al, Mg, Ti 等有色金属及其合金表面原位生长陶瓷氧化膜的新技术^[1]。微弧氧化技术能在铝合金表面原位生成一层厚达 300 μm、显微硬度达 HV4300、耐高压绝缘性好、耐腐蚀性强的氧化铝陶瓷膜, 这把氧化铝的陶瓷性能与铝合金的金属性能有机结合, 赋予铝合金材料更加优异的力学性能^[2], 从而在一定程度上解决了铝合金表面硬度低、耐磨耐蚀性差、容易拉伤和难以润滑等缺陷^[3]。然而, 作为摩擦学材料, 微弧氧化铝陶瓷膜存在摩擦因数高(干摩擦时为

0.79~0.87, 水润滑时为 0.65~0.69^[4]), 易使对偶件快速磨损而失效, 故不适于用作承受较大摩擦磨损的减重部件。

CrN 薄膜与广泛应用的 DLC, TiN 薄膜相比, 具有更高的硬度、更好的高温抗氧化性、耐腐蚀性^[5]和较小的残余应力等优点, 使其更适用于抗磨粒磨损及金属间磨损与擦伤的场所^[6], 如用作刀具、微型钻头、集成电路封装模具等的保护膜^[7]。CrN 薄膜在高温重载下的高温硬度、抗氧化和低导热特性可防止工具出现腐蚀、磨损、侵蚀和冷焊等现象, 且其高达 750 ℃ 的耐高温特性使 CrN 薄膜具有广泛的应用领域^[8]。同

时, CrN 薄膜的溅射产额比较高, 膜厚可达 50μm, 有利于大批量的工业生产, 更加具有实际意义^[9]。目前, 已有多种方法如阴极电弧离子体沉积、真空电弧蒸发和磁控溅射等用于 CrN 薄膜的制备^[10]。其中, 磁控溅射具有成膜致密均匀, 不会造成液滴喷射等优点, 作为一种高速率沉积手段备受工业界重视^[11]。基于此, 本工作在铝合金微弧氧化膜上采用射频磁控溅射技术制备 Al₂O₃/CrN_x 复合膜, 研究其摩擦磨损特性, 讨论其对于铝合金减摩抗磨的应用可能。

1 实验

1.1 Al₂O₃ 膜的制备

实验样品材料为 2A12 铝合金, 其组成(质量分数/%)为: Cu3.8~4.9, Mg1.2~1.8, Mn0.3~0.9, Fe<0.5, Si<0.5, 余量为 Al。样品被加工为 φ30mm×6mm 的圆盘, 经表面超声清洗、去离子水漂洗后, 进行微弧氧

化处理。微弧氧化的电解液为去离子水配制的磷酸盐体系碱性溶液, 输入电流密度 20A/dm², 输入电压为 600V。微弧氧化过程中通过循环冷却系统维持电解液温度 30~50℃, 处理时间 30min, 所制取氧化膜为黑色。

1.2 CrN_x 薄膜的制备

微弧氧化后的样品, 用自来水冲洗干净, 烘箱低温烘干, 用氮化硅砂纸打磨去除氧化膜的疏松外层, 并抛光至表面粗糙度 R_a 约 0.02μm, 在丙酮中超声清洗 20min 后, 放进射频磁控溅射设备工作室制备 CrN_x 薄膜。制膜前, 对工作室抽真空至压强小于 3Pa。制备 CrN_x 薄膜的工艺流程为: 偏压清洗[→]等离子轰击[→]沉积 Cr 层[→]沉积 CrN_x 膜, 其工艺参数见表 1。偏压清洗除去样品表面吸附的杂质或灰尘后, 使用较大偏压轰击样品确保 Cr⁺ 注入 Al₂O₃ 膜表层, 以增强膜基结合力。接着, 沉积单 Cr 层作过渡, 避免 CrN_x 膜层与 Al₂O₃ 膜层因性能差异过大而引起较大残余内应力, 同时增强它们间的结合力。

表 1 制备 CrN_x 膜的工艺流程及工艺参数
Table 1 Process and process parameters of deposition CrN_x film

Process parameter	Press / Pa	Ar amount / sccm	N ₂ amount / sccm	Substate bias voltage/ V	Substate current / mA	Depositing time / min
Bias voltage cleaning	3	16	0	- 800	24	15
Plasma sputtering	3	16	0	- 800	70	10
Depositing Cr layer	0.28	16	0	+ 8.6	14	5
Depositing Cr _x film	0.28	14.2	4.5	- 60	40	60

1.3 膜的相构成、膜厚及纳米硬度

用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪分析薄膜相组成, 扫描角度 10~110°, 使用 Cu Kα 为 X 射线源, 管压 50kV, 管电流 40mA。用 MiniTest1100 型涡流测厚仪测量膜厚, 测量前, 在丙酮中超声清洗样品 15min, 膜厚在不同点上测三次取平均值。用 SA2 型纳米压痕仪测量膜的纳米硬度, 测头压入膜深 400nm, 测 3 次取平均值。

1.4 膜的摩擦磨损实验

用 UMT-2 型微摩擦磨损试验机研究 Al₂O₃ 膜和 Al₂O₃/CrN_x 复合膜的摩擦磨损特性, 对偶件为显微硬度 HV3100 的 φ4mmSi₃N₄ 陶瓷球, 采用球-盘的圆周运动方式, 室内温度约 25℃, 相对湿度约 30%。法向载荷分别取 5, 7.5N 和 10N, 滑行速度 0.1m/s, 滑行距离 300m。

1.5 磨痕的体积测量及形貌分析

摩擦磨损实验后的样品在丙酮中超声清洗 20min, 采用 MicroXAM™ 非接触三维形貌仪测量薄膜磨损体积, 测量扫描长度 1.28mm, 圆环磨痕大致取

3 等分处进行测量, 最后取三次测量的平均值。依据测量的磨损体积计算膜磨损率(W_s), 并作为评估其抗磨性能的指标, 计算公式如下:

$$W_s = \frac{C \cdot \bar{V}}{1.28F \cdot L}$$

式中: W_s 为磨损率, mm³ · (N · m)⁻¹; C 为磨痕周长, mm; \bar{V} 为磨损体积平均值, mm³; F 为法向载荷, N; L 为滑行距离, m。

用 QUANTA200 扫描电镜观察膜的磨痕表面形貌。

2 结果与讨论

2.1 膜的相组成、厚度及纳米硬度

2.1.1 Al₂O₃ 膜与 Al₂O₃/CrN_x 复合膜的相组成

图 1(a) 为 Al₂O₃ 膜的 XRD 谱, 分析表明: Al₂O₃ 膜由 α-Al₂O₃ 和 β-Al₂O₃ 相组成。YANG 等曾指出, 铝合金微弧氧化陶瓷膜只含 α-Al₂O₃ 和 γ-Al₂O₃ 相^[12]。微弧氧化中产生弧光发电微区的瞬间高温使 Al₂O₃ 处于

熔融状态, 而熔融 Al_2O_3 在高冷却速率时易形成 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, 在低冷却速率时易形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相^[2]。由图 1(b) 的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的 XRD 谱可知: CrN_x 膜由

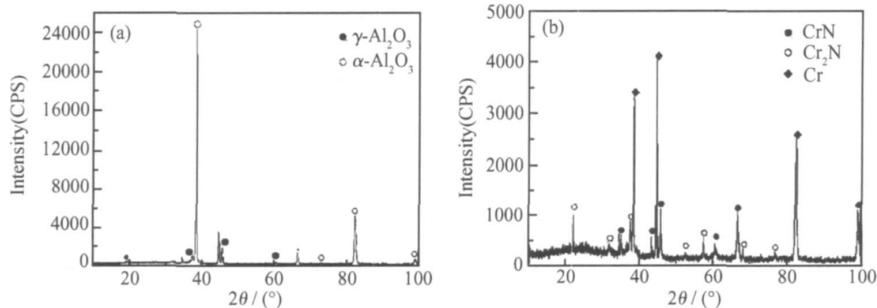


图 1 两种膜的 XRD 谱 (a) Al_2O_3 膜; (b) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜

Fig. 1 XRD spectrum of both coatings (a) Al_2O_3 coating; (b) duplex $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ film

2. 1. 2 Al_2O_3 膜与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的厚度及纳米硬度

Al_2O_3 膜总厚 $35\mu\text{m}$, 纳米硬度 8.2GPa ; 去除疏松外层后厚 $25\mu\text{m}$, 纳米硬度 12GPa , 表面粗糙度 R_a 约 $0.02\mu\text{m}$ 。这是因为 Al_2O_3 膜从外到内, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相逐渐减少, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相逐渐增多, 且 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相为晶态的超硬相^[14]。同时, Al_2O_3 膜从外到内可分为疏松多孔层, 致密层和过渡层, 疏松层中主要含 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, 致密层主要含 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相和少量的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, 过渡层主要含金属基体与微量 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相^[15]。

CrN_x 膜厚 $1.2\mu\text{m}$, 纳米硬度 34GPa , 表面粗糙度 R_a 也约 $0.02\mu\text{m}$ 。这表明沉积 CrN_x 膜后, 并不改变原 Al_2O_3 膜的表面粗糙度。

2. 2 Al_2O_3 涂层与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的摩擦磨损特性

2. 2. 1 Al_2O_3 涂层与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的摩擦行为

图 2 为 Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜在干摩擦下同 Si_3N_4 球对磨时的摩擦因数随滑行距离变化关系曲线。实验结果表明: 在初始跑合阶段, 摩擦因数均随滑行距离的增加而急剧上升, Al_2O_3 涂层的摩擦因数在跑合约 70m 后进入稳定阶段, 复合膜的摩擦因数在跑合约 40m 后进入稳定阶段, 这是因为复合膜的表面硬度较大, 摩擦因数的变化频率减小。两种膜的摩擦因数进入稳定阶段后, 都出现轻微的上升趋势, 这可能是摩擦区产生的微细磨屑的影响所致^[4]。同时, 两种膜的摩擦因数都随着法向载荷的增加而上升, 对于确定试样, 随着载荷增加, 其表面变形增大, 摩擦因数上升^[16]。当法向载荷为 $5, 7.5\text{N}$ 和 10N 时, Al_2O_3 涂层的稳态摩擦因数分别为 $0.63, 0.68$ 和 0.74 , 复合膜的稳态摩擦因数则分别为 $0.4, 0.43$ 和 0.48 , 即在 Al_2O_3 涂层表面仅制备 $1.2\mu\text{m}$ 厚的 CrN_x 膜就能大大

降低其摩擦因数, 这是复合膜的高硬度使其承载能力增强, 表面变形小使接触面积相应减小的缘故。

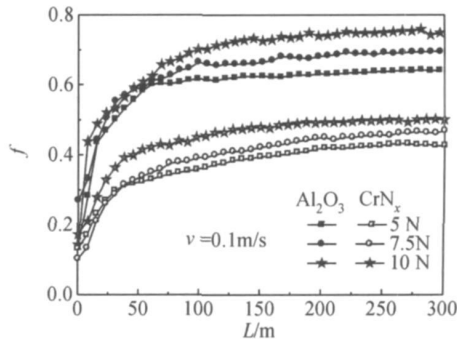


图 2 Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜

对 Si_3N_4 球的摩擦行为

Fig. 2 Friction behavior of Al_2O_3 and duplex $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ coatings against Si_3N_4 ball

2. 2. 2 Al_2O_3 涂层与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的磨损特性

图 3 为 Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的磨损率随法向载荷的变化关系曲线。实验结果表明: 两种膜的磨损率都随法向载荷的增加而增大, Al_2O_3 涂层的磨损率从 $3.36 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 增大到 $8.93 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, 增幅达 2.5 倍; 复合膜的则从 $2.01 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 增大到 $3.24 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, 增幅仅为 1.6 倍。在相同实验参数下, 复合膜的磨损率远小于 Al_2O_3 涂层的, 它们间的最小差值 $1.35 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1} (F = 5\text{N})$, 最大差值达 $5.69 \times 10^{-5} \text{mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1} (F = 10\text{N})$, 且复合膜的最大磨损率还比 Al_2O_3 涂层的最小磨损率小了近 4% 。杜军等人^[17]认为: 法向载荷增大, 球-盘接触区的变形增大, 接触面积相应增加, 故磨损趋于严

重。法向载荷增大引起摩擦力的增加,使薄膜裂纹增长率和裂纹部位的深度增大,且较大的摩擦因数使高切应变场在延伸裂纹之前出现,空穴核生的深度范围加深,从而使相同实验参数下复合膜的磨损率远小于 Al₂O₃ 涂层的,也使低载荷下的磨损率小于高载荷下的。

2.3 Al₂O₃ 涂层与 Al₂O₃/CrN_x 复合膜的磨痕形貌

图 4 为 Al₂O₃ 涂层磨痕的 SEM 像,比较可知:随着法向载荷增加,Al₂O₃ 涂层磨痕表面的氧化铝陶瓷膜多孔结构的微小针孔的孔径减小,数量减少,薄膜表面发生片状脱落的区域增大,表明 Al₂O₃ 膜的磨损趋于严重。

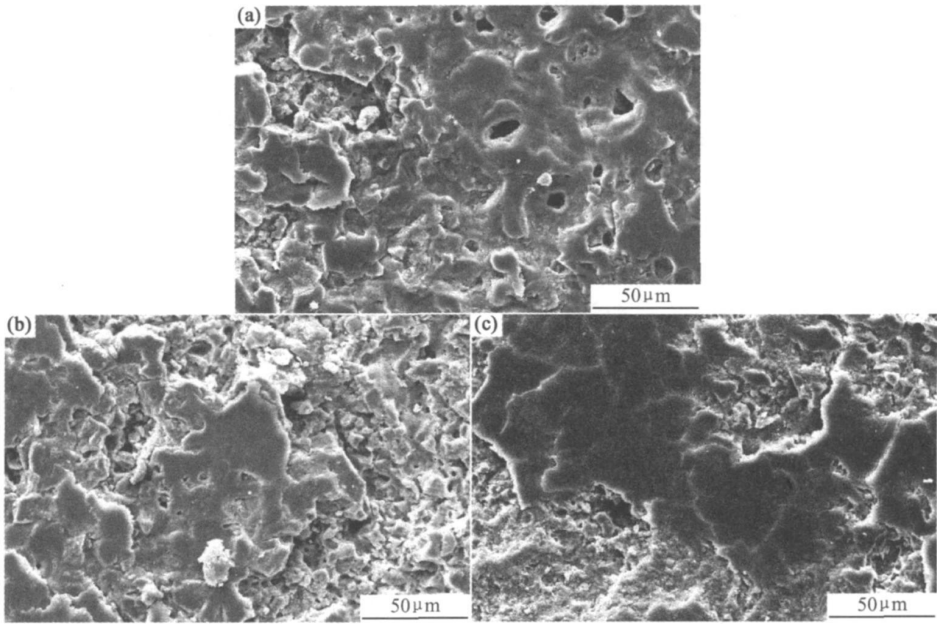


图 4 Al₂O₃ 涂层磨痕的 SEM 像 (a) F= 5N; (b) F= 7.5N; (c) F= 10N
Fig. 4 SEM image of wear scar of Al₂O₃ coatings (a) F= 5N; (b) F= 7.5N; (c) F= 10N

图 5 为 Al₂O₃/CrN_x 复合膜磨痕的 SEM 像,比较可知:随着法向载荷增加,CrN_x 膜脱落的区域增大,即复合膜的磨损趋于严重。在法向载荷为 7.5 N 和 10 N 时,CrN_x 晶粒脱落后显露出来的 Al₂O₃ 涂层的微小针孔数量减少,孔径减小,这可能是 CrN_x 膜在磨损过程中产生的微细磨屑填充微孔的结果。

2.4 讨论

在球-盘的干摩擦磨损过程中,样品摩擦区内不断产生微细磨屑。且随法向载荷增加,微细磨屑急剧增多,它们产生、脱离的频率增高,作用力增大,脱落作用力使 Al₂O₃ 涂层和 Al₂O₃/CrN_x 复合膜发生片状脱落,即两种膜都曾发生磨粒磨损和黏着磨损。按黏着磨损理论,材料抵抗剪切变形能力越强,抗磨性能

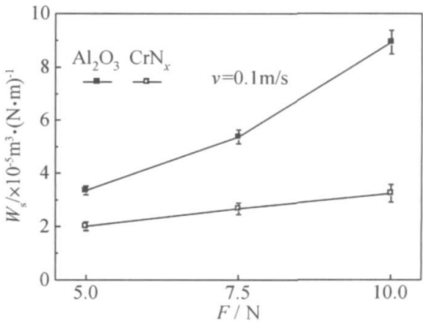


图 3 Al₂O₃ 涂层和 Al₂O₃/CrN_x 复合膜的磨损率随法向载荷的变化关系

Fig. 3 Specific wear rate of Al₂O₃ and duplex Al₂O₃/CrN_x coatings affected by normal load

就越好,且剪切强度在一定条件下正比于硬度。复合膜的纳米硬度明显高于 Al₂O₃ 涂层的,故其抗磨性能较优。

在与 Si₃N₄ 球对磨过程中,膜都始终受到来自对偶件的周期性非均匀载荷,且随着法向载荷增加,球盘的接触面积增大,摩擦热急剧增加,使摩擦表面的温度升高,引起膜表面发生变形及化学变化等^[18],致使两种膜都出现疲劳裂纹,即都曾发生疲劳磨损。

与 Si₃N₄ 球对磨过程中的摩擦热使膜层温度升高,CrN_x 膜和 Al₂O₃ 涂层因性能差异而不能协调变形,在变形应力作用下 CrN_x 膜发生大面积破裂并脱落。同时,在 CrN_x 膜的沉积过程中,膜基的残余内应力也可能是 CrN_x 膜发生脱落的一个内因。

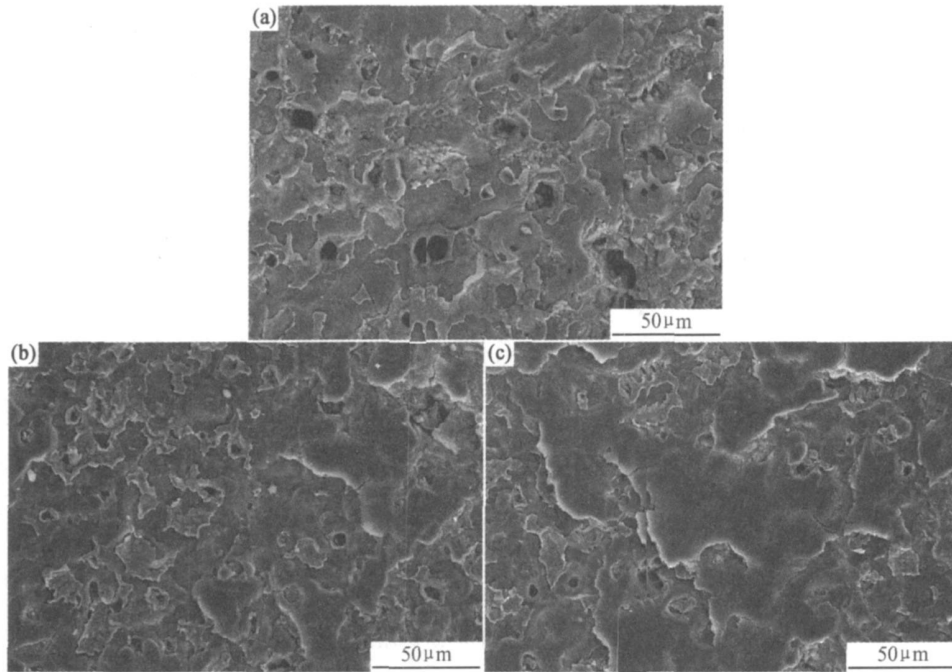


图 5 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜磨痕的 SEM 像 (a) $F = 5\text{ N}$; (b) $F = 7.5\text{ N}$; (c) $F = 10\text{ N}$

Fig. 5 SEM image of wear scar of duplex $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ films (a) $F = 5\text{ N}$; (b) $F = 7.5\text{ N}$; (c) $F = 10\text{ N}$

3 结论

(1) 在与 Si_3N_4 球对磨过程中, Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜主要发生磨粒磨损、黏着磨损和疲劳磨损。

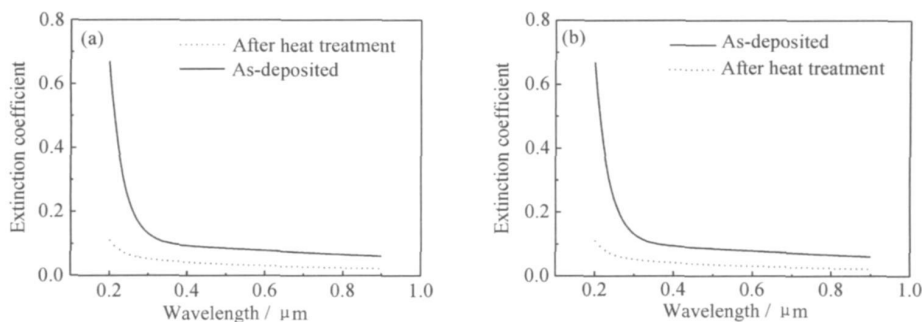
(2) Al_2O_3 涂层的摩擦因数随法向载荷的增加从 0.63 增到 0.74, 磨损率从 $1.99 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 增到 $8.93 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$; $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的则从 0.4 增到 0.48, 磨损率从 $2.01 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 增到 $3.24 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 。

(3) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CrN}_x$ 复合膜的摩擦因数和磨损率都小于相同实验参数下 Al_2O_3 涂层的, 表明在 Al_2O_3 涂层表面沉积 CrN_x 膜能明显改善其摩擦磨损特性, 延长对偶件的使用寿命。

参考文献

- [1] YEROKLIN A L, NIE X, LEYLAND A, et al. Plasma electrolysis for surface engineering [J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 122: 73–93.
- [2] TIAN Jun, LUO Zhuang zi, QI Shang kui, et al. Structure and anti wear behavior of micro arc oxidized coatings on aluminum alloy [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 154: 1–7.
- [3] SHENG X Y, CALLAHAN D L. The degradation of optical properties in a sulfuric acid anodized aluminum coating system exposed to vacuum or vacuum ultraviolet radiation [J]. Materials and Manufacturing Process, 2002, 12(2): 215–228.

- [4] 王远, 王美玲, 周飞, 等. 不同环境条件下铝合金微弧氧化陶瓷膜的摩擦磨损特性[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(8): 1266–1272.
- [5] NA VINSEK B, PANJAN P, MILOSEV I. Industrial applications of CrN (PVD) coatings deposited at high and low temperatures [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 97: 182–191.
- [6] LAXANE R B. Property of CrN film by physical vapor deposition on piston [J]. Surface Engineering, 2006, 1: 78–80.
- [7] WENG K W. Tribological property enhancement of CrN films by metal vapor vacuum arc implantation of vanadium and carbon ions [J]. Thin Solid Films, 2008, 516(6): 1012–1019.
- [8] POLCAR T, PARREIRA N M G. Friction and wear behavior of CrN coating at temperature up to 500°C [J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(16–17): 5228–5235.
- [9] GAOREN L, PRANAV D. Nano Cr interlayered CrN coatings on steels [J]. Tsinghua Science and Technology, 2005, 10(6): 690–698.
- [10] 田俊红. 磁控溅射制备 CrN_x 薄膜及其结构和性能研究[J]. 真空与低温, 2007, 13(3): 159–162.
- [11] ULRICH S, HOLLECK H. Influence of low energy ion implantation on mechanical properties of magnetron sputtered metastable (Cr, Al)N thin films [J]. Thin Solid Films, 2003, 437: 164–169.
- [12] YANG Guang-liang, LU Xian-yi, BAI Yi-zhen, et al. The influences of current density on the phase composition and micro structure properties of micro arc oxidation coating [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 345: 196–200.
- [13] 李戈扬, 张俊秋, 韩增虎, 等. 氮气压对 CrN_x 薄膜相结构与力学性能的影响 [J]. 电子显微学报, 2002, 21(5): 629–630.

图 6 Y_2O_3 薄膜在退火前后色散系数的变化曲线图

(a) 250 °C, 60s: 180s; (b) 300 °C, 120s: 180s

Fig. 6 Extinction coefficient of Y_2O_3 film before and after annealing

(a) 250 °C, 60s: 180s; (b) 300 °C, 120s: 180s

参考文献

- [1] HE Q, GUO H B, WEI J J, et al. Deposition of HfO_2 thin films on ZnS substrates [J]. Thin Solid Films, 2008, 516: 4695– 4699.
- [2] CLARK C C, LETTINGTON A H, WAKEHAM S J, et al. A new protective antireflecting coating for multispectral ZnS [A]. Proc SPIE [C]. Orlando: SPIE, 2001, 4375: 266– 274.
- [3] MOLLART T P, WORT C J H, PICKLES C S. CVD diamond optical components, multi-spectral properties and performance at elevated temperatures [A]. Proc SPIE [C]. Orlando: SPIE, 2001, 4375: 180– 198.
- [4] HIRATA G A, MCKITTRICK J, AVALOS-BORJA M, et al. Physical properties of Y_2O_3 : Eu luminescent films grown by MOCVD and laser ablation [J]. Applied Surface Science, 1997, 113– 114: 509– 514.
- [5] MITU B, VIZIREANU S, BIRJEGA R, et al. Comparative properties of ternary oxides of ZrO_2 - TiO_2 - Y_2O_3 obtained by laser ablation, magnetron sputtering and sol gel techniques [J]. Thin Solid Films, 2007, 515: 6484– 6488.
- [6] HORNG R H, WUU D S, YU J W, et al. Effects of rapid thermal process on structural and electrical characteristics of Y_2O_3 thin films by r.f.-magnetron sputtering [J]. Thin Solid Films, 1996, 289: 234– 237.
- [7] HAO J H, STUDENIKIN S A, COCIVERA M. Blue, green and red cathodoluminescence of Y_2O_3 phosphor films prepared by spray py-

rolysis [J]. Journal of Luminescence, 2001, 93: 313– 319.

- [8] CHOY K L, BAI W. Film or coating deposition on a substrate [P]. US Patent: US 6296910 B1, 2001– 07– 25.
- [9] HUSSON E, PROUST C, GILLET P, et al. Phase transitions in yttrium oxide at high pressure studied by Raman spectroscopy [J]. Materials Research Bulletin, 1999, 34: 2085– 2092.
- [10] YOSHIO M, MASAKAZU H, ISAMU Y. Growth of yttria stabilized zirconia thin films by metallo-organic ultrasonic spray pyrolysis [J]. Thin Solid Films, 1999, 340: 72– 76.
- [11] WANG S Y, LU Z H. Preparation of Y_2O_3 thin films deposited by pulse ultrasonic spray pyrolysis [J]. Materials Chemistry and Physics, 2002, 78: 542– 545.
- [12] CHO M H, KO D H, JEONG K, et al. Structural transition of crystalline Y_2O_3 film on Si(100) with substrate temperature [J]. Thin Solid Films, 1999, 349: 266– 269.
- [13] WANG X J, ZHANG L D, ZHANG J P, et al. Effects of post-deposition annealing on the structure and optical properties of Y_2O_3 thin films [J]. Materials Letters, 2008, 62: 4235– 4237.

收稿日期: 2008-12-02; 修订日期: 2009-08-24

作者简介: 王耀华 (1978—), 女, 博士, 主要从事薄膜制备研究, 联系地址: 北京 81 信箱 9 分箱 (100095), E-mail: wangyaohua@163.com

(上接第 46 页)

- [14] 辛铁柱, 赵万生, 刘晋春. 铝合金表面微弧氧化陶瓷膜的摩擦学性能及微观结构研究 [J]. 航天制造技术, 2005, (4): 5– 8.
- [15] 薛文彬, 邓治威. 铝合金微弧氧化陶瓷膜的形貌及相组成分析 [J]. 北京师范大学学报 (自然科学版), 1996, (01): 67– 70.
- [16] HANERT R, MULLER U. An overview on tailored tribological and biological behavior of diamond-like carbon [J]. Diamond and Related Materials, 2003, 12: 171– 177.
- [17] 杜军, 田林海. IBAF 制备非晶碳膜与 CrN 镀层的耐磨性能比较

及机理分析 [J]. 真空科学与技术学报, 2006, 26(3): 255– 258.

- [18] 温诗铸, 黄平. 摩擦学原理 [M]. 第 2 版. 2002. 285– 286.

基金项目: 云南省自然科学基金 (208309)

收稿日期: 2009-02-27; 修订日期: 2009-06-12

作者简介: 王远 (1978—), 男, 硕士, 讲师, 主要从事材料表面工程和机械设计制造等方面的研究, 联系地址: 昆明市盘龙区白龙寺西南林学院 135 信箱 (650224), E-mail: wyuan88@126.com