

稀土 Ce 共溅射沉积(AICrNbTiVCe)N 涂层的高温摩擦学性能

畅为航^{1,2,4}, 雷贤卿¹, 蔡海潮¹, 薛玉君^{1,2,3}, 李航^{1,2}

(1. 河南科技大学 机电工程学院, 河南 洛阳 471003)

(2. 河南省机械设计及传动系统重点实验室, 河南 洛阳 471003)

(3. 洛阳 LYC 轴承有限公司 航空精密轴承国家重点实验室, 河南 洛阳 471023)

(4. 南阳理工学院, 河南 南阳 473004)

摘要: 研究了稀土 Ce 与 AlCrNbTiV 高熵合金磁控共溅射 (AlCrNbTiVCe)N 涂层 500 °C 下的摩擦学性能。采用扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD)、X 射线光电子能谱仪 (XPS) 表征涂层的表面形貌、成分、物相和价态。通过纳米压痕仪、球盘式摩擦磨损试验机和白光干涉三维形貌仪测试涂层的力学性能和摩擦学性能。结果表明采用磁控溅射技术可以制备出性能良好的 (AlCrNbTiVCe)N 涂层, Ce 的引入改善了涂层微观组织和结构, 增强了涂层的硬度, 提高了涂层的抗塑性变形能力和抗弹性变形能力, 进而使涂层具有良好的摩擦磨损性能。在室温下 (AlCrNbTiVCe)N 涂层的摩擦系数和磨损率与未含 Ce 的 (AlCrNbTiV)N 涂层相比均显著降低, 其磨损机制为轻微的磨粒磨损和粘着磨损; 在 500 °C 下 (AlCrNbTiVCe)N 涂层具有比室温下更低的摩擦系数, 其磨损机制以氧化磨损为主, 这是由于涂层表面存在 CeO₂, 起到了改善涂层摩擦性能的作用。在磁控溅射工艺中引入 Ce 元素, 可以获得摩擦学性能优良的 (AlCrNbTiVCe)N 涂层。

关键词: 磁控溅射; 稀土元素; 高熵合金涂层; 高温; 摩擦学性能

中图分类号: TG174.444

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0527-08

随着航空装备新技术的发展, 机械传动件面临着高温、干摩擦等复杂服役工况, 尤其对轴承等关键部件的性能提出了更高要求。为了保证航空装备的服役可靠性, 研发苛刻条件下高温摩擦学性能优良的机械传动件具有十分重要的意义^[1-2]。通过物理或化学方法在工件表面制备高硬度、耐高温和润滑特性的涂层是解决高温工况下零件摩擦磨损和润滑问题的有效途径。过去几十年研究中, 过渡金属氮化物涂层常用于抗磨防护涂层, 但温度较高时发生氧化, 如 TiN、CrN 涂层在 500 °C 以上容易氧化^[3]。随后学者们通过添加 La、Hf、Si 等元素, 开展对 La-Ti/WS₂、CrHfN、CrSiN 多元氮化物或纳米复合涂层的抗氧化性和减摩耐磨性等重点探索^[4-6]。然而, 添加元素种类及含量过少或过多均无法满足人们对于性能的需求, 使涂层多元化发展受限。自 2004 年 Yeh 等^[7]提出了高熵合金 (HEA) 概念以来, 将多种合金元素以等比或者近等比混合, 形成具有传统合金无法比拟的高硬度、高耐磨性、优

异耐腐蚀性和良好热稳定性的单相固溶体, 更加满足机械装备的需求。研究表明^[8], 高熵合金涂层不仅展现出与高熵合金块体材料相似的力学和物理化学性能, 甚至在一些性能上优于合金块体材料, 越来越受到国内外学者的密切关注。

近年来, 关于高熵合金涂层的研究日益深入, 涂层的制备方法、研究领域不断增广, 更多具有优异性能的氮化物涂层体系被开发出来^[9-13]。张军鹏等^[9]采用磁控溅射制备的 (AlSiTiCrNbVB)N 涂层具有面心立方结构和高硬度; Xu 等^[10]采用高功率脉冲磁控溅射制备的 (AlCrTiVZr)N 涂层硬度达 48.3 GPa; Huang 等^[11]采用磁控溅射制备的 (AlCrNbSiTiV)N 涂层具有良好的力学性能和热稳定性; Cui 等^[12]采用磁控溅射制备的 (AlCrTiZrHf)N 涂层具有好的力学性能和摩擦学性能; Lo 等^[13]研究磁控溅射 (AlCrNbSiTiMo)N 涂层的室温和高温摩擦学性能, 高温下生成具有润滑性的 MoO₃ 提升了涂层的摩擦学性能。可见, 高熵合金氮化物涂层体系

收稿日期: 2022-08-24

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3400401); 河南省科技攻关项目 (202102210073)

作者简介: 畅为航, 男, 1979 年生, 博士生, 河南科技大学机电工程学院, 河南 洛阳 471003, E-mail: nycwh2009@163.com

具有结构抗软化和原位形成润滑氧化层的优良性能,有望满足减摩抗磨应用的需求,进而拓宽其在高温环境下的应用范围。由于单一涂层体系难以实现高温下的减摩要求,可通过在涂层表面形成稀土氧化物、复合氧化物来满足高温工况的减摩要求^[14-15]。

稀土在高温下形成的氧化物具有一定的润滑作用^[16],这是由于稀土金属氧化物为六方晶体的同素异构体,有近似层状结构^[17]。通过熔覆技术制备添加 CeO₂ 的镍基涂层,可使涂层的摩擦因数明显降低^[18];激光熔覆 CeO₂-Ni60 合金在 500 °C 下的摩擦磨损性能因 CeO₂ 的作用而得到改善^[19]。在磁控溅射 NbN 薄膜中引入 Ce 元素,其室温下的摩擦因数减小且耐磨性提升^[20]。这些研究表明 CeO₂ 在摩擦过程中促进了表面氧化膜的形成,并能使涂层的氧化膜连续稳定,降低摩擦力。稀土元素 Ce 的原子半径较大(0.1824 nm),原子对外层电子的吸引力低,其具有的特殊物理化学性质,在表面工程领域的应用受到学者们的广泛关注。

高熵合金涂层的制备工艺主要有激光熔覆、热喷涂、磁控溅射等,磁控溅射因具有溅射温度低、镀层厚度可控、膜基结合力好等特点而受到学者们的广泛关注^[8-9]。在磁控溅射中引入稀土元素 Ce,与合金 AlCrNbTiV 共沉积,有望获得高温摩擦学性能优良的新型涂层。然而,采用磁控溅射制备(AlCrNbTiV Ce)N 涂层,并研究 Ce 对涂层高温摩擦性能影响的相关报道较少。为此,本实验采用 CeAl 合金和 AlCrNbTiV 合金靶材磁控共溅射制备 (AlCrNbTiV Ce)N 涂层,表征其微观结构、力学性能和摩擦学性能,分析 Ce 对涂层高温摩擦磨损性能的影响。

1 实验

采用粉末冶金工艺制备等摩尔比的 AlCrNbTiV 高熵合金块材。经机械加工成 $\Phi 50 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ 的靶材,同方法制备 CeAl 合金靶材,其成分见表 1。试验中采用 9Cr18 钢和 Si 片为基体,测试涂层的微观组织、力学性能和摩擦性能。采用中科院沈阳科仪厂生产的磁控溅射沉积系统制备涂层,该系统由真空系统、气路和电源供给等组成,靶材安装在真空室下部,工件安装于可旋转的工作台上。镀层前,采用 SiC 砂代磨 9Cr18 钢,并在丙酮、乙醇中超声清洗。沉积 15 min 的 Cr 过渡层以提高涂层的膜基结合力。沉积过程中,2 个溅射靶同时工作,工件台以 20 r/min 的速度转动,样品依次通过 2 个溅射靶制备涂层。主要工艺参数:本底真空度为 $5.0 \times 10^{-4} \text{ Pa}$,氮气和氩气流量均为 20 mL/min,沉积温度 300 °C,沉积时间为 180 min,其它沉积参数见表 2。

表 1 靶材的化学成分

Target	Al	Cr	Nb	Ti	V
AlCrNbTiV	19.1	19.6	20.3	20.8	20.2
CeAl	50	50	-	-	-

表 2 涂层样品的磁控溅射工艺参数

Sample	Coating	Deposition pressure/Pa	AlCrNbTiV target power/W	CeAl target power/W
M1	(AlCrNbTiV)N	0.3	150	0
M2	(AlCrNbTiV Ce)N	0.3	150	100

利用场发射扫描电镜(ZEISS Sigma 300)对涂层的表面及磨痕形貌进行观测,并使用 EDS 能谱仪分析化学成分;用 X 射线衍射仪(Smartlab RIGAKU, Cu 靶 K α 辐射,扫描范围 $5^\circ \sim 80^\circ$)分析涂层物相结构;利用 X 射线光电子能谱仪表征涂层表面生成物的化学价态。

采用纳米压痕仪(iNano)测试涂层的硬度、弹性模量,为避免误差,在相同工艺下 3 次试验制备 3 个单晶硅样片,Berkovich 压头在每个样片上随机选取 5 个不同位置测试,结果取平均值。测试载荷为 50 mN,最大压入深度不超过层厚的 1/10。

在高温摩擦磨损试验机(HT-1000)上测试涂层的摩擦磨损性能,选用 GCr15 ($\Phi 6 \text{ mm}$) 钢球为摩擦副,摩擦半径为 5 mm,载荷为 10 N,摩擦时间为 30 min,速度为 10.6 m/min,测试条件为室温和 500 °C 高温下,摩擦方式为干摩擦状态下的圆周循环滑动摩擦。为保证试验结果的准确性,在相同工艺下 3 次试验制备 3 个样片,进行摩擦试验。利用白光干涉三维形貌仪测试磨痕截面轮廓。通过对截面轮廓进行积分得出磨损面积,再乘以摩擦距离得到磨损体积,根据公式(1)计算出磨损率:

$$W = \frac{V}{LF} \quad (1)$$

式中:W 为磨损率, $\text{mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$; V 为磨痕磨损体积, mm^3 ; F 为施加的法向载荷, N; L 为摩擦总行程, m。通过计算 3 次摩擦试验磨损率的平均值来减少误差,并以磨损率作为本试验涂层磨损性能的衡量指标。

2 结果与分析

2.1 涂层工艺优化分析

国内外有关高熵合金涂层的研究表明^[7-8],高熵合金涂层常用组分包括 Al、Au、B、Co、Cr、Cu、Fe、

Mo、Nb、Ni、Si、Ta、Ti、V、Zr 等元素，其中 Al、Cr、Nb、Ti、V 等元素都是强氮化物形成元素，可形成固溶相合金，键结强、硬度高，易于形成性能好的高熵合金氮化物涂层^[9-13]。本研究先采用 Al、Cr、Nb、Ti 和 V 5 种元素制备 AlCrNbTiV 高熵合金靶材，通过工艺优化获得了 (AlCrNbTiV)N 涂层，结果表明涂层具有较高的硬度、较好的耐磨性和耐高温等特性。但 (AlCrNbTiV)N 涂层的摩擦因数较高，尤其在高温下减摩性能不足。相关研究表明^[16-17]，稀土 Ce 能抑制晶界粗化，细化晶粒，提高涂层的硬度，且其氧化物在高温下具有一定润滑效应。这表明在 (AlCrNbTiV)N 涂层表面形成铈基氧化物有望满足减摩要求。因此，通过稀土 Ce 与 AlCrNbTiV 高熵合金磁控共溅射制备 (AlCrNbTiV)N 涂层。溅射工艺参数主要涉及溅射功

率、氮气流量、沉积压力等^[8,9,12]，本研究设计了直流溅射功率、射频溅射功率、沉积压力和氮气流量 4 组工艺试验，并使用正交法来提高效率，比较分析涂层的硬度、摩擦因数和磨损率，得到了最佳工艺参数见表 2。

2.2 涂层微观分析

图 1 显示了 M1 和 M2 涂层的表面、截面形貌及 EDS 元素分布。可知，涂层表面形貌呈球状颗粒，截面形貌呈柱状结构。M1 涂层表面晶粒粗大（图 1a），出现晶粒团聚现象，团聚体由无定形团簇组成，类似的团聚出现在 (AlSiTiCrNbVB)N 涂层^[9]，较大的晶粒影响涂层的致密性和均匀性。M2 涂层表面晶粒细小（图 1c），涂层的均匀性和致密性得到提升，这是由于涂层中 Ce 元素弥散在晶界，产生拖拽效应，Ce 与

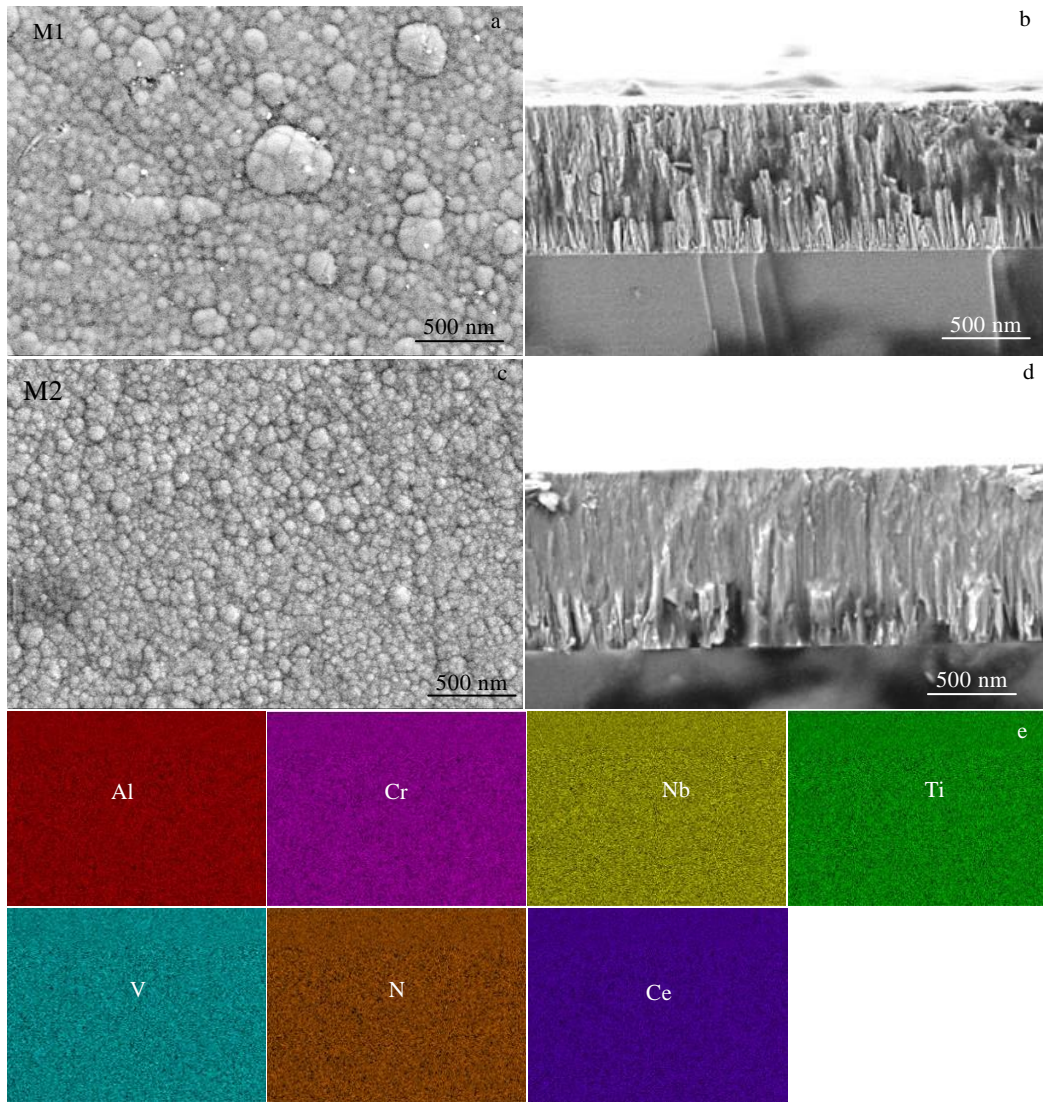


图 1 M1 和 M2 涂层的表面、截面形貌 EDS 元素面扫描

Fig.1 Surface (a, c) and cross-section (b, d) morphologies of M1 (a, b) and M2 (c, d) coatings and EDS element distribution of M2 coating (e)

O 原子亲和力强, 具有排气除渣功能, 易与真空室内残留的 O 发生反应生成 CeO₂, 抑制晶粒生长, 且细化组织^[17-18]。从图 1b、1d 可见, M1 和 M2 涂层截面呈现柱状结构, 无明显缺陷, M2 涂层柱状结构更致密。由图 1e 还知, Al、Cr、Nb、Ti、V、Ce 和 N 各元素在 M2 涂层中均匀分布, 未出现成分偏析现象, M1 涂层元素分布也有类似的现象, 因此, 涂层结构是均匀的。

表 3 列出了 M1 和 M2 涂层的元素组成。M1 涂层金属元素含量在 8.62%~14.1% 之间, Ti、V 元素比接近 1:1, 而 Al、Cr、Nb 金属含量较高, 且比值接近 1:1:1, 这是由于 Al、Cr 溅射产额 0.63、0.868 较高, 而 Nb、Ti、V 溅射产额 0.363、0.322、0.416 较为接近^[21], Nb 含量较高的原因可能是与靶材实际元素组成、靶材溅射实际位置有关, 也可能受制于粉末冶金工艺条件, 随着不断溅射, 靶材在厚度方向上各元素配比发生变化, 含量上存在一定的差异。M2 涂层金属元素含量在 4.25%~19.47% 之间, Ti、Nb、V 元素比接近 1:1:1, 而 Al、Cr 金属含量上升, 且比值大于 1:1, Ce 元素含量为 4.25%, 分析原因是 Nb、Ti、V 溅射产额接近, 而 Al、Cr 溅射产额较高, 且在高熵合金靶和 CeAl 合金靶中均含有 Al 元素, 导致了 Al 含量较高, 而 CeAl 靶的溅射功率较低, 故导致了 Ce 含量低。

图 2 为 M1 和 M2 涂层的 XRD 图谱。研究表明, 在无主元素的条件下, 溅射高熵合金涂层易形成简单的面心或体心立方结构^[22]。由图 2 可见, M1、M2 涂层具有单一的 fcc 固溶体结构, 这是由于 AlN、CrN、NbN、TiN

和 VN 都是 fcc 结构^[15]。涂层中还存在较弱的金属氧化物谱峰, 尚需通过 XPS 分析进一步确定。2 个涂层均在 47°附近出现了(200)晶面的衍射峰, 与 M1 涂层的 XRD 图谱对比, M2 涂层(200)晶面的衍射峰增强; M1 涂层在 30°附近出现了似馒头的宽鼓包衍射峰, 呈现出非晶结构, 表明结晶度低, M2 涂层在 37°附近出现了窄的(111)晶面衍射峰, 而且在 47°、63°附近展现了 Ce(101)和(103)晶面的衍射峰, 这表明随着 Ce 元素的引入, 粒子轰击增强, 结晶度提高, 沿(200)晶面择优生长较为明显。分析原因是, 这与(200)晶面的最低表面能有关, 由于 Ce 原子半径与其他元素的差异, 增加晶格畸变能, 表面吸附原子迁移率的增加导致涂层沿(200)表面能最低的晶面生长, 从而改善了组织结构^[18-19]。

2.3 力学性能

表 4 给出了 M1 和 M2 涂层的硬度(H)、弹性模量(E)、H/E(抗塑性变形指标)及 H³/E²(抗弹性变形指标)值。对比可知, M2 涂层的硬度和弹性模量值较高。研究表明, (AlCrTiZrHf)N^[10]和 (AlCrTiVZr)N^[12]涂层的 H/E 小于 0.09, H³/E² 小于 0.2。本实验制备涂层的 H/E、H³/E² 最小值分别为 0.095、0.217 GPa, 最大值分别可达 0.112、0.388 GPa, 表明涂层具有良好的抵抗塑性变形的能力和摩擦学性能^[23]。分析认为涂层力学性能改变的主要原因有: (1) 涂层中所选用的 Al、Cr、Nb、Ti、V 金属本身具有高的硬度, 在涂层中形成固溶体, 硬度和弹性模量高; (2) 由于 Ce 元素与 Al、Cr、Nb、Ti、V 元素有大的原子半径差异, 易产生晶格畸变, 细化组织结构, 细晶强化效应提升硬度^[18]。因此, 引入 Ce 改善了涂层的力学性能。

2.4 高温摩擦磨损性能

图 3 显示了室温和 500 °C 下涂层的摩擦因数和磨损率趋势。可见, 初始接触为涂层和摩擦副的“不规则”微凸体的相互作用, 产生接触应力, 摩擦因数上升; 随后逐渐形成相对平滑稳定的摩擦因数。室温下, M1 涂层的摩擦因数、磨损率为 0.51 和 4.7×10⁻⁶ mm³/N m, M2 涂层的摩擦因数、磨损率为 0.34 和 3.9×10⁻⁷ mm³/N m, M2 涂层相比 M1 涂层的摩擦因数下降 33.3%、磨损率只有 M1 涂层的 8.3%, 说明添加 Ce 提升了涂层的摩擦磨损性能。分析原因是: 一方面 Ce 改善了涂层的组织结构, 表面

表 3 M1 和 M2 涂层的元素组成

Table 3 Composition of M1 and M2 coatings (at%)

Coating	Al	Cr	Nb	Ti	V	N	Ce
M1	13.38	14.1	11.46	8.92	8.62	43.52	0
M2	19.47	12.15	8.7	7.94	7.47	40.02	4.25

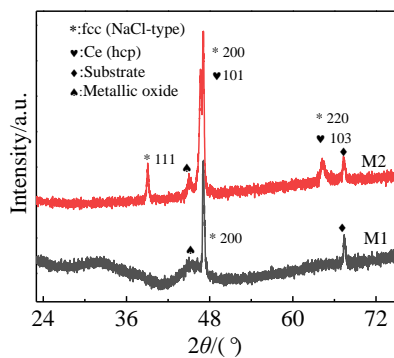


图 2 M1 和 M2 涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of M1 and M2 coatings

表 4 M1 和 M2 涂层样品的 H、E、H/E 及 H³/E² 值

Table 4 H, E, H/E and H³/E² value of M1 and M2 coating samples

Sample	H/GPa	E/GPa	H/E	(H ³ /E ²)/GPa
M1	23.9	250.9	0.095	0.217
M2	30.6	272.2	0.112	0.388

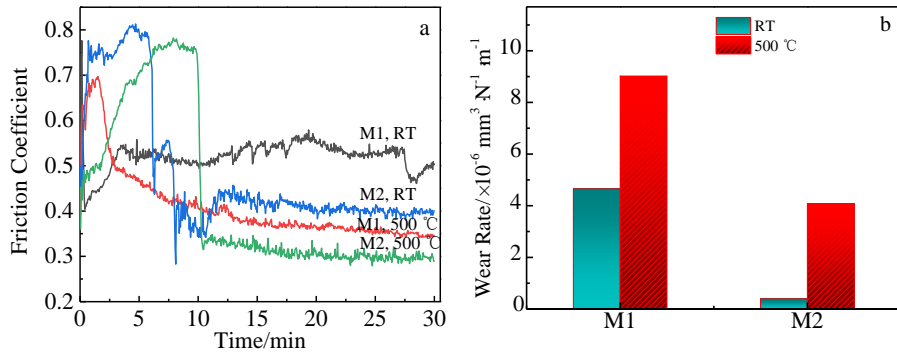


图 3 M1 和 M2 涂层的室温和 500 °C 摩擦因数曲线与磨损率

Fig.3 Variation curves of friction factor (a) and wear rate (b) of M1 and M2 coatings at RT and 500 °C

细而均匀的形貌倾向于形成规整的凹坑结构，起到了润滑作用，降低摩擦因数^[17-19]；另一方面 H/E 反映涂层抗塑性变形能力，较高值往往代表具有良好的摩擦性能， $H/E (M2) > H/E (M1)$ 。因此，含 Ce 涂层的摩擦因数及磨损率比未添加 Ce 的小。

500 °C 下，M1 涂层的摩擦因数、磨损率分别为 0.4 和 $9.0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N m}$ ，M2 涂层的摩擦因数、磨损率为 0.29 和 $4.1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N m}$ ，相比 M1 涂层高温的摩擦因数下降 27.5%、磨损率降低到 M1 涂层的 45.6%，与 M2 涂层的室温摩擦因数相比下降。这说明添加 Ce 能够改善涂层的高温摩擦性能，因磨损过程中表面可能形成具有润滑效应的氧化铈，起到减摩作用^[16]。

图 4 为高熵合金涂层磨痕形貌的 SEM 照片。由图

4a 可知，室温下 M1 磨痕表面出现了大量粘着碎片与剥落坑，磨痕宽度为 0.786 mm，这是由于涂层表面颗粒大而疏松，硬度较低，承载能力弱，表面磨损严重。M2 磨痕表面（图 4c）形成轻微犁痕及少量剥落坑，磨痕宽度为 0.598 mm，这是由于 Ce 元素细化晶粒，硬度较高，承载能力增强，减轻了磨损程度。

由图 4b 可见，M1 涂层磨痕宽度为 1.36 mm，磨痕表面的氧化层呈断续状，且存在松散的磨屑，表明涂层发生了氧化磨损。由图 4d 可见，M2 涂层磨痕宽度为 1.12 mm，磨痕表面存在大面积磨屑颗粒压实的沟纹，伴有点状凸起颗粒，推测高温下形成氧化铈，起到一定润滑作用。

为判断 500 °C 下氧化物的组成，通过 XPS 分析涂层表面氧化物种类及价态，如图 5 所示。可见，M1、M2

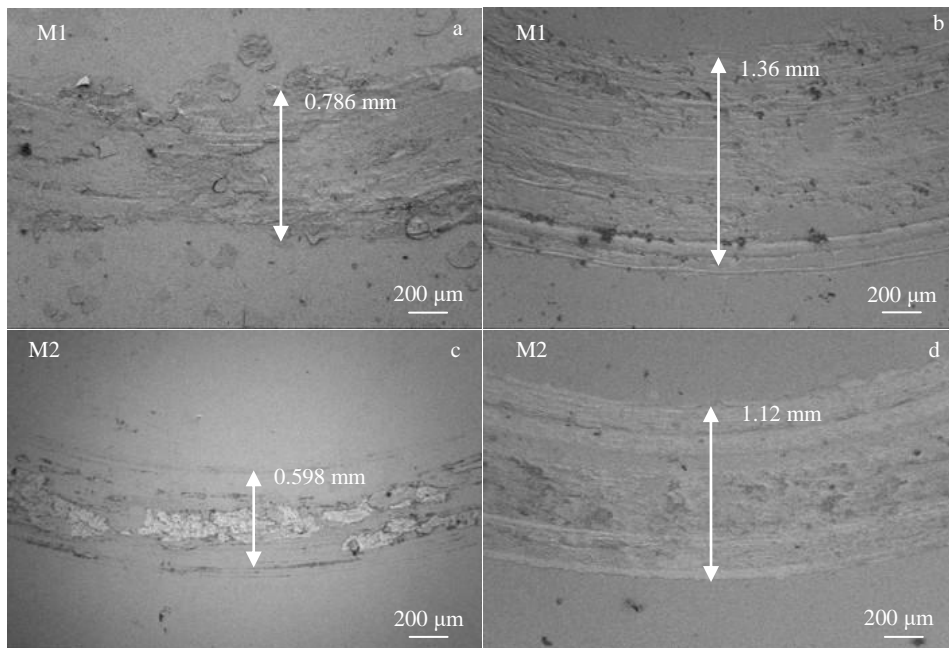


图 4 M1 和 M2 涂层室温和 500 °C 磨痕的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of the wear scar on M1 and M2 coatings: (a, c) wear at room temperature and (b, d) wear at 500 °C

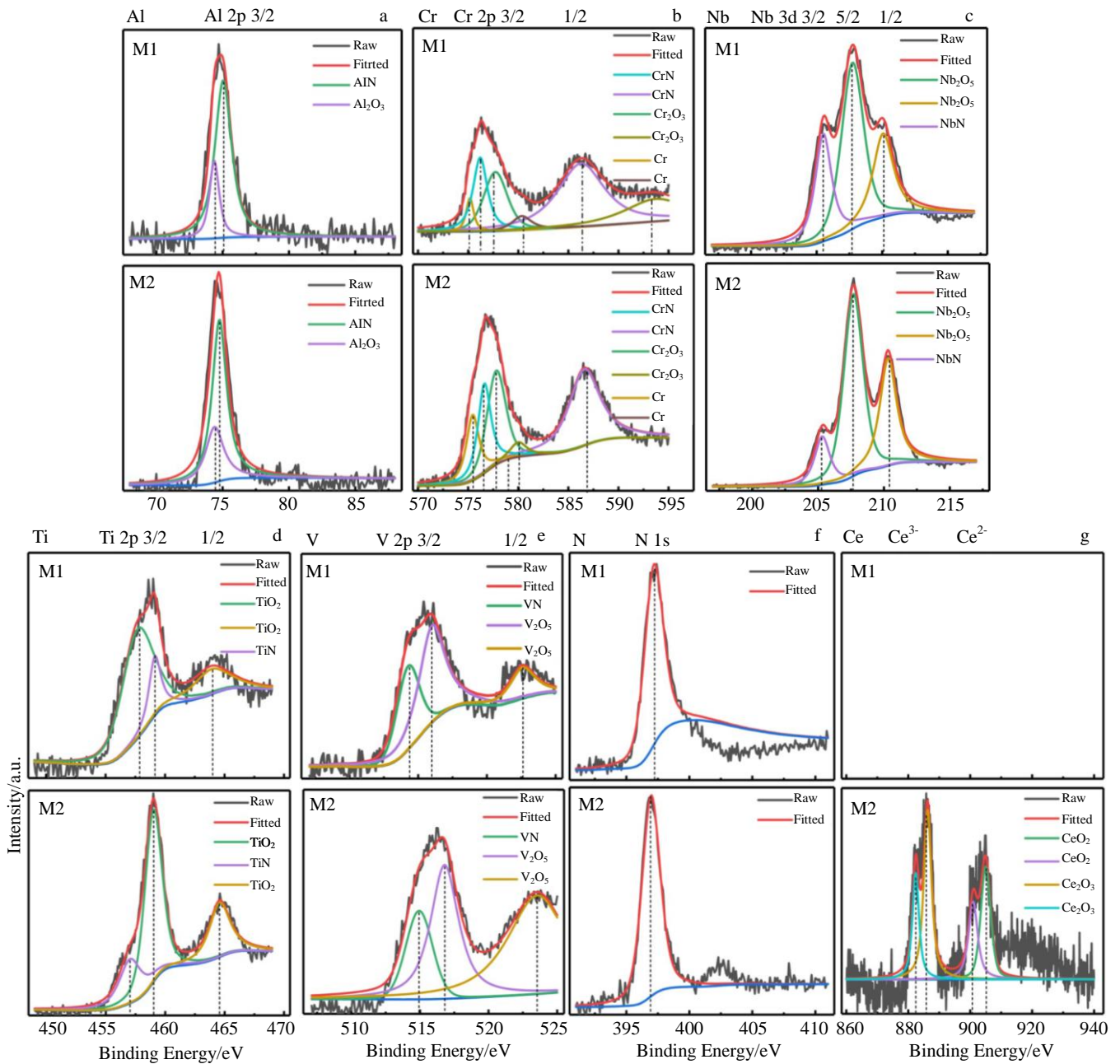


图 5 500 °C 试验后 M1 和 M2 涂层 XPS 分析图谱

Fig.5 XPS spectra of M1 and M2 coatings after wear at 500 °C

涂层均有 Al 2p、Cr 2p、Nb 3d、Ti 2p、V 2p 及 N 1s 谱峰，M2 涂层还有 Ce 3d 谱峰。图 5a 中 Al 2p 的谱峰表明 Al 元素在涂层表面以 Al₂O₃ 和 AlN 的形式存在（73.8 和 74.61, 74.7 eV^[24]），图 5b 中 Cr 2p 的谱峰表明 Cr 元素在涂层表面形成了 CrN、Cr、Cr₂O₃（586.59、576.63、579.99、574.83 和 577.81、575.45、575.8 eV^[25]），图 5c 中 Nb 3d 的谱峰表明 Nb 元素在涂层表面以 NbN 和 Nb₂O₅ 的形式存在（205.31 和 207.68、210.32, 207.8 和 210.5 eV^[20]），图 5d 中 Ti 2p 的谱峰表明 Ti 元素在涂层表面以 TiN 和 TiO₂ 的形式存在（457.04 和 459、

464.57, 467.5 eV^[26]），图 5e 中 V 元素的谱峰表明 V 元素在涂层表面以 V₂O₅ 和 VN 的形式存在（523.54、516.8 和 514.94, 514.5 和 522.31 eV^[27]），图 5f 位于 396.67 eV 归属于 N 的 N 1s 峰，396.56 eV^[28]。图 5g 中 Ce 元素的谱峰表明 Ce 元素在 M2 涂层表面以 CeO₂、Ce₂O₃ 的形式存在（900.94、905.01 和 882.41 和 886.25, 885 和 905 eV^[20]）。

分析认为在高温磨损试验期间，首先，氧化铈为层状结构^[17]，摩擦因数为 0.2^[29]，平衡了其他氧化物的摩擦因数，降低了摩擦因数；其次，M1、M2 涂层主要形

成 Magn 相的 V_2O_5 和 TiO_2 的氧化物^[14], 具有减摩作用; Al_2O_3 、 Cr_2O_3 和 Nb_2O_5 易形成致密的氧化物, 摩擦时承载较强, 导致了高温下磨损性能提升。与 M1 涂层的 XPS 谱图对比, M2 涂层中 Cr_2O_3 、 Nb_2O_5 、 V_2O_5 和 TiO_2 的谱峰较强, Al_2O_3 谱峰变化不大, 氧化铈基阻碍氧化物的运动, 减缓润滑相和耐磨相的消耗速率, 同时兼具层间滑移性能起到减摩耐磨的作用^[16-17], 因此, 引入 Ce 改善了涂层的摩擦磨损性能。

3 结 论

1) 利用磁控溅射技术能制备出性能良好的 (AlCrNbTiVCe)N 涂层, 引入 Ce 元素能改善涂层微观组织, 细化晶粒, 进而提高涂层的力学性能和摩擦磨损性能。

2) 通过稀土 Ce 共沉积制备的 (AlCrNbTiVCe)N 涂层的硬度得到明显提高, 且涂层具有良好的抗塑性变形能力和抗弹性变形能力。

3) 在室温下 (AlCrNbTiVCe)N 涂层的摩擦因数和磨损率与未含 Ce 的 (AlCrNbTiV)N 涂层相比均显著降低, 其磨损机制为轻微的磨粒磨损和粘着磨损; 在 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 下 (AlCrNbTiVCe)N 涂层具有比室温下更低的摩擦因数, 其磨损机制以氧化磨损为主, 这是由于涂层表面存在 CeO_2 , 起到了改善涂层摩擦性能的作用。

参考文献 References

[1] Luo Jianbin(雒建斌). *Research on China Market Supervision*(中国市场监管研究)[J], 2020, 10: 12

[2] Ju Pengfei(鞠鹏飞), Zhang Dawei(张达威), Ji Li(吉利) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2019, 32(4): 1

[3] Lou Baiyang(楼白杨), Wang Xiaojing(王肖璟), Zhou Yan(周艳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 949

[4] Cai Haichao(蔡海潮), Xue Yujun(薛玉君), Li Hang(李航) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2708

[5] Li Hang, Liu Zhaoli, Li Jianliang et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 397: 126 067

[6] Shah H N, Jayaganthan R, Pandey A C. *Materials & Design*[J], 2011, 32(5): 2628

[7] Chen T K, Shun T T, Yeh J W et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2004, 188-189: 193

[8] Sharma A. *Coatings (Basel)*[J], 2021, 11: 372

[9] Zhang Junpeng(张军鹏), Xu Dapeng(徐大鹏), Su Linshen(苏霖深) et al. *Journal of Xi'an Technological University*(西安工业大学学报)[J], 2021, 41(5): 507

[10] Xu Y, Li G D, Li G et al. *Applied Surface Science*[J], 2021, 564: 150 417

[11] Huang P K, Yeh J W. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2009, 42(11): 115 401

[12] Cui P P, Li W, Liu P et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 834: 155 063

[13] Lo W L, Hsu S Y, Lin Y C et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 401: 126 247

[14] Wang Rui(王蕊), Gao Dongqiang(高东强), He Nairu(何乃如) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2017, 46(9): 127

[15] Liu Yifan(刘一帆), Chang Tao(常涛), Liu Xiubo(刘秀波) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(8): 156

[16] He Zhongyi(何忠义), Liu Mianling(刘棉玲), Zhang Jiali(章家立) et al. *Journal of East China Jiaotong University*(华东交通大学学报)[J], 2001, 1(1): 62

[17] Lian Yafeng(连亚峰), Dang Hongxin(党鸿辛). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 1993, 13(2): 183

[18] Huang Bensheng(黄本生), Chen Lingzhi(陈灵芝), Wu Songsong(吴松松) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2021, 42(12): 151

[19] Wang Chenglei(王成磊), Liang Chaojie(梁朝杰), Zhou Chenghua(周承华) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(10): 69

[20] Hao J, Zhang K, Ren P et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 814: 152 339

[21] Tian Minbo(田民波), Li Zhengcao(李正操). *Thin Film Technologies and Materials*(薄膜技术与薄膜材料)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011: 229

[22] Luo Peng(罗朋), Wang Xiaobo(王晓波), Gong Chunzhi(巩春志) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2021, 34(5): 53

[23] Feng Xingguo(冯兴国), Zheng Yugang(郑玉刚), Zhang Kaifeng(张凯锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2623

[24] Rosenberger L, Baird R, McCullen E et al. *Surface and Interface Analysis*[J], 2008, 40(9): 1254

[25] Vyas A, Shen Y G, Zhou Z F et al. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68(14): 2922

[26] Jaeger D, Patscheider J. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*[J], 2012, 185(11): 523

[27] Indlekofer G, Mariot J M, Lengauer W et al. *Solid State Communications*[J], 1989, 72(5): 419

[28] Yang Z Q, Lu X Y, Tan W I et al. *Applied Surface Science*[J], 2018, 439: 1119

[29] Xu N, Ma J H, Liu Q et al. *Tribology Letters*[J], 2022, 70(1): 1

High-Temperature Tribological Properties of (AlCrNbTiVCe)N Coating Deposited by Co-sputtering Rare Earth Ce

Chang Weihang^{1,2,4}, Lei Xianqing¹, Cai Haichao¹, Xue Yujun^{1,2,3}, Li Hang^{1,2}

(1. School of Mechatronics Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China)

(2. Henan Key Laboratory for Machinery Design and Transmission System, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China)

(3. State Key Laboratory of Aviation Precision Bearing, Luoyang LYC Bearing Corporation, Luoyang 471023, China)

(4. Nanyang Institute of Technology, Nanyang 473004, China)

Abstract: Tribological properties of (AlCrNbTiVCe)N coating at 500 °C fabricated by co-sputtering of Ce and AlCrNbTiV alloy were investigated. Scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) were used to characterize the microstructure, composition and crystal structure of the coatings. The mechanical properties and tribological properties of the coatings were tested by nano indentation, tribometer and white light interfering profilometer. The results show that the (AlCrNbTiVCe)N coatings were perfectly prepared by magnetron sputtering. The addition of Ce can improve the structure, and makes grains refined. Meanwhile, the addition of Ce markedly increases the hardness of coatings, which makes the coatings have excellent resistance to plastic deformation and elastic deformation, leading to considerable enhancement of the friction and wear properties of the coating. The friction coefficient and wear rate of (AlCrNbTiVCe)N coating are significantly lower than those of free Ce (AlCrNbTiV)N coating at room temperature, and the wear mechanism is slight abrasive wear and adhesive wear. The friction coefficient of (AlCrNbTiVCe)N coating at 500 °C is lower than that at room temperature, and wear mechanism is mainly oxidation wear. It is indicated that the introduction of Ce contributes to the formation of CeO₂ on the coating surface, and thus improves the tribological properties of (AlCrNbTiVCe)N coatings.

Key words: magnetron sputtering; rare earth element; high entropy alloy coating; high temperature; tribological properties

Corresponding author: Xue Yujun, Ph. D., Professor, School of Mechatronics Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, P. R. China, E-mail: yjxue@haust.edu.cn