

摩擦学学报

TRIBOLOGY



氮化钒(VN)涂层在不同载荷下的摩擦磨损行为

许蓓蓓, 王振玉, 郭鹏, 帅锦涛, 叶羽敏, 汪爱英, 柯培玲

Friction Behavior of VN Coating under Different Loads

XU Beibei, WANG Zhenyu, GUO Peng, SHUAI Jintao, YE Yumin, WANG Aiyong, KE Peiling

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2020012>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

载荷对 Ni_3Al 基自润滑复合涂层摩擦学行为的影响

Effect of Loads on Tribological Behaviors of Ni_3Al Matrix Self-Lubricating Composite Coating

摩擦学学报. 2019, 39(4): 418 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018198>

不同速度及载荷作用下焦粉润滑特性的试验研究

Experimental Study on Lubrication Characteristics of Coke Powder under Different Speeds and Loads

摩擦学学报. 2018, 38(5): 577 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.05.011>

横向交变载荷下 $TiCN/MoS_2$ 涂层螺栓的防松性能研究

Anti-Loosening Performance of the $TiCN/MoS_2$ Coated Bolts under Transverse Alternating Load

摩擦学学报. 2020, 40(5): 1 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2019266>

载荷对 MoS_2/C 复合薄膜摩擦学行为的影响

Effect of Load on Tribological Behavior of MoS_2/C Composite Films

摩擦学学报. 2018, 38(1): 51 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.01.007>

不同载荷和温度下碳烟对柴油机油摩擦学性能的影响

Effect of Load and Temperature on Tribological Properties of Soot Contaminated Diesel Engine Oil

摩擦学学报. 2017, 37(4): 479 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.04.009>



关注微信公众号, 获得更多资讯信息

DOI: 10.16078/j.tribology.2020012

氮化钒(VN)涂层在不同载荷下的摩擦磨损行为

许蓓蓓^{1,2}, 王振玉², 郭鹏², 帅锦涛², 叶羽敏¹, 汪爱英², 柯培玲^{2*}

(1. 宁波大学材料科学与化学工程学院, 浙江宁波 315211;

2. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所 a. 中国科学院海洋新材料与应用技术重点实验室

b. 浙江省海洋材料与防护技术重点实验室, 浙江宁波 315201)

摘要: 采用真空阴极电弧离子镀方法制备氮化钒(VN)涂层, 并研究了VN涂层的结构、力学性能以及不同载荷对摩擦磨损行为的影响。结果表明: VN涂层结构致密并呈柱状方式生长, 其晶体类型为NaCl-型面心立方结构。涂层具有强的膜基结合力以及良好的摩擦学性能。随着载荷增加, VN涂层的摩擦系数降低, 而磨损率增加。基于赫兹弹性接触模型以及摩擦产物的成分分析结果, 发现载荷越大, 界面接触应力越大, 界面摩擦化学反应越剧烈, 这有利于降低剪切应力并促进V元素氧化生成V₂O₅润滑相, 导致摩擦系数降低。此外, 因韧性不足、抗塑性变形能力弱等原因, 随载荷增加, 涂层磨损率增大。

关键词: VN涂层; 载荷; 赫兹接触应力; V₂O₅润滑相

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2020)05-0656-08

Friction Behavior of VN Coating under Different Loads

XU Beibei^{1,2}, WANG Zhenyu², GUO Peng², SHUAI Jintao², YE Yumin¹, WANG Aiyong², KE Peiling^{2*}

(1. Faculty of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo University, Zhejiang Ningbo 315211, China

2. Zhejiang Key Laboratory of Marine Materials of Protective Technologies, a. Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies, b. Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Zhejiang Ningbo 315201, China)

Abstract: The vanadium nitride (VN) coating was prepared by cathodic arc evaporation system, and the structure, mechanical properties as well as the effect of load on friction behaviors of VN coating was characterized. As a result, the VN coating grew in a dense columnar structure and exhibited NaCl-type face centered cubic structure. Coupled with excellent adhesion strength, the coating also presented good tribological properties. With an increasing load, the friction coefficient of VN coating decreased, while the wear rate increased. According to the Hertzian elastic contact model and the analyzed results of wear debris, it was found that the heavier the load, the greater the interface contact pressure, and the tribo-chemical reaction caused by the heavy load was more intensity. This was benefit of reducing the shear stress and inducing more V element to oxidize as well as generating V₂O₅ lubricating phase, which led to the decreased friction coefficient. Moreover, due to insufficient toughness and poor resistance to plastic deformation, the wear rate of the coating increased with increasing load.

Key words: VN coating; load; Hertzian contact stress; V₂O₅ lubricating phase

Received 13 January 2020, revised 12 March 2020, accepted 1 April 2020, available online 28 September 2020.

*Corresponding author. E-mail: kepl@nimte.ac.cn, Tel: +86-574-86694790.

The project was supported by the National Science and Technology Major Project (2017-VII-0013-0110), the National Natural Science Foundation of China (51875555, 51901238), and Ningbo Municipal Natural Science Foundation (202003N4025).

国家科技重大专项(2017-VII-0013-0110), 国家自然科学基金项目(51875555, 51901238)和宁波市自然科学基金(202003N4025)资助。

在超高速、高强度和大载荷等苛刻工况下,工业零部件材料的摩擦磨损现象日益严重,迫切需要发展先进的工业零部件材料及其表面防护技术^[1-4]。氮化钒(VN)涂层中V元素易氧化生成熔点较低、易于剪切的Magnéli相 V_2O_5 ^[5-7]。因此V基涂层的摩擦润滑性能的研究尤其受到广泛关注^[8-9]。

VN晶体属于面心立方结构,相比TiN, V-N键结合较弱,易于断裂,该特性使VN晶体硬度低于TiN,但具有比TiN更低的摩擦系数^[8, 10-12]。目前的研究主要集中在通过成分和结构调控手段降低VN涂层体系的摩擦系数和磨损率,例如:(1)掺杂元素,如Ag、Mo、Cu、Si和C等,以提高涂层的硬度进而增加耐磨性^[5, 13-14]。Kong等^[15]和Cai等^[16]指出适量的元素掺杂对提高涂层的力学性能和摩擦学性能有显著作用;(2)进行多层结构设计,如VN/Ag^[17]、VN/ V_2O_5 ^[18]、TiAlN/VN^[19]、TiN/VN^[20]、AlCrN/VN^[21]等,有效控制润滑相的释放速率,从而提高涂层的润滑性能、力学性能以及使用寿命;(3)进行表面结构化设计或预先热处理,使涂层表面生成一层 V_2O_5 和 VO_2 润滑氧化层,以达到降低摩擦系数和磨损率的目的^[22]。

另一方面,载荷也是影响VN涂层摩擦学性能的重要因素。黏着摩擦理论和赫兹弹性接触理论表明固体润滑涂层的摩擦系数随接触应力的增大而降低^[23-25]。而当接触应力足够大时,基底发生塑性变形,此时赫兹弹性接触理论不再适用。受基底塑性变形的影响,摩擦系数随载荷的增加而增大^[26]。此外,涂层在不同载荷条件下产生的摩擦热不同,导致氧化程度有所差异,对摩擦性能有一定影响^[27]。Cai等^[28]指出高载荷可能导致 MoS_2 转移层的结构有序化,从而使涂层具有较低的剪切强度和摩擦系数。即摩擦过程中不同载荷易引起涂层结构的变化,从而影响摩擦性能。

目前对VN涂层摩擦学行为的研究中,有关载荷影响的报道较少,载荷对其摩擦学性能的作用机制不明。因此,本文作者采用阴极真空电弧离子镀技术制备了VN涂层,通过改变载荷研究了VN涂层的摩擦学行为,并对其机理进行了解释,为设计高承载耐磨VN基涂层提供技术参考。

1 材料与方法

1.1 涂层制备

采用阴极电弧离子镀沉积设备,选用质量分数为99.9%的V靶,在 N_2 氛围下进行VN涂层制备。基底选用尺寸为 $15\text{ mm}\times 15\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 的硬质合金(YG8)和P(100)

型单晶Si片。

沉积涂层之前,基底依次在丙酮和酒精中超声清洗10 min并吹干,将基底固定在工件架上,置于电弧靶正前方自转。腔体加热至 $450\text{ }^\circ\text{C}$,待真空抽至 $3.3\times 10^{-3}\text{ Pa}$ 以下,通入 $40\text{ sccm}(\text{cm}^3/\text{min})$ 的氩气,开启线性阳极层离子源,离子源电流设置为 0.2 A ,功率 220 W ,通过Ar离子辉光放电对基底表面刻蚀60 min,以去除表面杂物。为提高VN涂层与基底的结合力,在 $200\text{ sccm}(\text{cm}^3/\text{min})$ 的氩气氛围下制备V过渡层,过渡层厚度为 220 nm 。随后沉积VN涂层,通入的 N_2 流量为 $550\text{ sccm}(\text{cm}^3/\text{min})$,偏压为 -80 V ,靶电流为 70 A ,沉积时间为 150 min ,厚度为 $4.5\text{ }\mu\text{m}$ 。

1.2 涂层摩擦性能表征

采用Center for Tribology UMT-3型多功能摩擦测试仪在室温和大气环境下对VN涂层进行摩擦学测试。摩擦对偶球选用 $\phi 3\text{ mm}$ 的 Al_2O_3 ,摩擦形式设置为往复运动(见图1),频率为 2 Hz ,磨痕长度为 5 mm ,载荷分别为 10 、 15 和 20 N 。采用Alpha-Step IQ表面轮廓仪对磨痕轮廓进行表征,磨损率(K)由公式(1)进行计算:

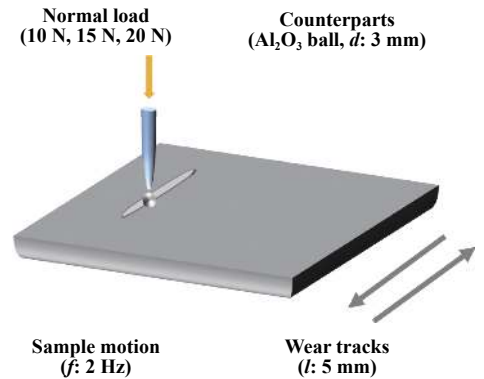


Fig. 1 Schematic diagram of reciprocating ball-on-disk dry sliding test

图1 往复式干摩擦示意图

$$K = \frac{V}{FL} \quad (1)$$

其中: V 为磨损体积(mm^3), F 为施加的载荷(N), L 为摩擦距离(m)。

1.3 组织结构表征及力学性能检测

采用场发射扫描电子显微镜(SEM, FEI QUANTA 250 FEG和Hitachi S4800)观察涂层表面、断面和磨痕形貌,并利用扫描电子显微镜所附的能谱仪(EDS)进行元素成分分析。采用Zeiss激光共聚焦显微镜对表面粗糙度(S_a)进行测量。利用BRUKER D8 Advance X射

线衍射仪(XRD)分析涂层的相结构,测试选用Cu靶,扫描范围为 $35^{\circ}\sim 85^{\circ}$.用聚焦离子束(FIB, Auriga, Germany)制备透射电子显微镜(TEM)样品,通过Talos高倍透射电子显微镜观察涂层精细结构.为进一步了解摩擦产物的物相结构,使用激光源波长为532 nm的激光共聚焦拉曼光谱仪(In Via-reflex, Renishaw)对磨痕和磨球的磨斑进行分析.

采用CSM划痕测试仪对涂层与基底的结合力进行评价,压头的材质为锥形的金刚石,尖端半径为0.2 mm,锥角为 120° ,测试时划痕长度为3 mm,载荷加载速率为100 N/min.利用MTS NANO G200型纳米压痕仪测试VN涂层的硬度(H)并根据Oliver-Pharr公式^[29]计算弹性模量数值(E).选用连续刚度法的压入模式,压入深度为 $1.0\ \mu\text{m}$.在不同位置选取6个点进行重复测试,以降低测量误差.纳米压痕测试之前,需要对粗糙的薄膜表面进行抛光处理,使其表面粗糙度低于50 nm.采用MVS-1000D1维氏压痕在5 N载荷条件下对涂层的韧性进行评价,利用SEM观察压痕形貌,在3个不同位置进行压痕测试并计算断裂韧性.断裂韧

性 K_{IC} 由公式(2)进行计算:

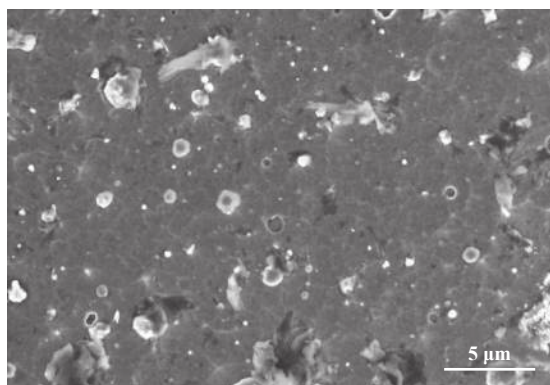
$$K_{IC} = b \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{c^{3/2}} \right) \quad (2)$$

其中: b 为常数,其数值取决于压头的几何尺寸,本文中采用的是标准的四面体锥形压头, b 取值0.016; E 和 H 分别为涂层的弹性模量和硬度; P 为压痕载荷; c 为压痕中心到裂纹尖端的长度, a 为压痕对角线长度的一半,当 $c \geq 2a$ 时,公式(2)适用.

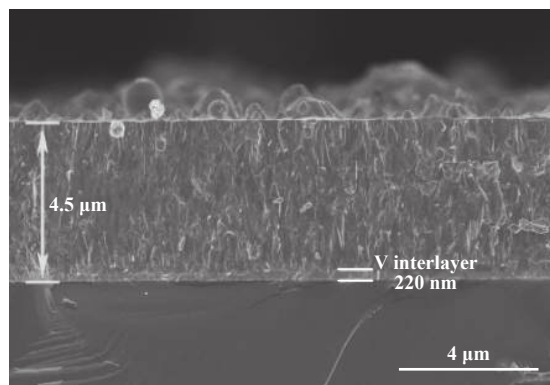
2 结果与分析

2.1 涂层结构和力学性能

图2为VN涂层表面和截面SEM微观形貌图.由图2可见,涂层表面分布着不同尺寸的大颗粒和凹坑,大颗粒是由镀膜过程中靶材表面熔融的金属大液滴飞溅到涂层表面所致,凹坑则为大颗粒剥落所致.截面形貌显示VN涂层呈柱状结构生长,结构致密,无明显微观裂纹和孔洞存在.图3所示为涂层表面粗糙度,大颗粒的存在使涂层表面相对粗糙,表面粗糙度(S_a)高达 $0.238 \pm 0.23\ \mu\text{m}$.



(a) Surface morphology



(b) Cross-sectional morphology

Fig. 2 SEM micrographs of the surface morphology and cross-sectional morphology

图2 VN涂层表面和截面形貌的SEM照片

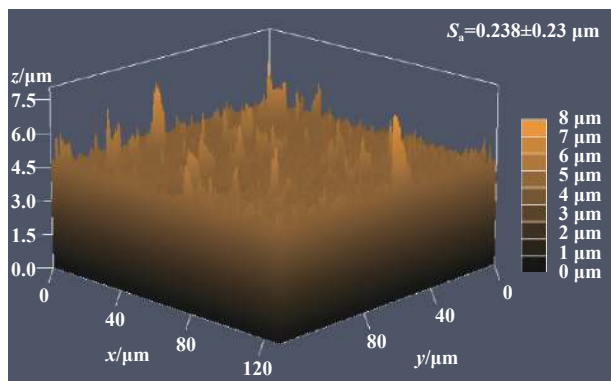


Fig. 3 The surface roughness of the coating

图3 涂层表面粗糙度

表1中列出了VN涂层的元素组成和硬度以及弹性模量,V的原子分数为62.97%,N的原子分数为33.40%,V/N原子比为1.88,高于理想的化学计量比,其原因主要为高温沉积条件下轻质N元素易被等离子体轰击而损失.另外,涂层中存在的少量C元素,则是沉积过程中导致的涂层污染或者吸附在涂层表面形成的杂质所致.纳米压痕测得的涂层硬度和弹性模量分别为 $19.00 \pm 1.26\ \text{GPa}$ 和 $546.69 \pm 20.10\ \text{GPa}$, H^3/E^2 和 H/E 分别为 $0.024 \pm 0.0059\ \text{GPa}$ 和 0.035 ± 0.0033 ,表明涂层的弹性变形和抗塑性变形能力较弱.图4为VN涂层的XRD衍射图谱.结果表明,VN涂层呈NaCl型面心立方

表 1 VN涂层的元素组成及力学性能
Table 1 The composition and mechanical properties of VN coating

Sample	Atomic fraction/%			V/N ratio	Hardness/GPa	Elastic modulus/GPa	H/E	H ³ /E ² /GPa
	V	N	C					
VN	62.97	33.40	3.63	1.88	19.00±1.26	546.69±20.10	0.035±0.003 3	0.024±0.005 9

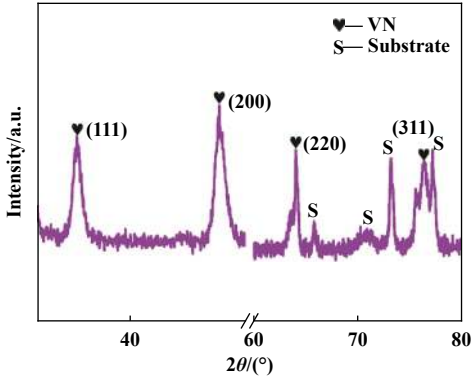


Fig. 4 XRD pattern of VN coating
图 4 VN涂层的XRD图谱

结构(fcc), 其衍射峰分别为(111)、(200)、(220)、(311). TEM图显示涂层由两层组成, 即V过渡层内层和VN外层(见图5), 与SEM结果一致. 由SAED图观察到(200)和(111)衍射环, 与XRD结果一致.

图6(a)所示为VN涂层的维氏压痕形貌照片. 压痕内部涂层完整, 无环形裂纹出现, 而外部出现明显的径向裂纹, 表明涂层韧性相对较差. 断裂韧性K_{IC}代表从变形到断裂的过程中抵抗裂纹扩展的能力, 是材料的重要力学性能之一, 经计算, VN涂层的断裂韧性值为2.87±0.64 MPa·m^{1/2}. Wang等^[30]在研究V-Al-C-N涂层的力学性能时, 指出维氏压痕形貌外部径向裂纹较少, 并且H/E值接近0.1时涂层具有良好的韧性, 对比可知VN涂层韧性不理想. 采用划痕仪对涂层进行测试, 用光学显微镜观察划痕形貌, 将涂层出现剥落并

且基底连续暴露时对应的载荷定义为膜基结合力(临界载荷)^[31]. 图6(b)显示划痕测试过程中声发射信号在80 N左右急剧增加并出现明显波动, 但对比划痕形貌发现该载荷下涂层并未出现剥落. Sveen等^[31]指出在划痕测试时涂层中的大颗粒影响声发射信号, 故临界载荷的数值需结合划痕形貌与声发射信号判断. 观察划痕形貌可知, VN涂层在载荷为114.8 N时, 涂层内部开始出现大面积剥落并且基底局部开始暴露, 即VN涂层与基底的结合力为114.8 N. 另外, 涂层在200 N载荷的压入下未完全崩落, 表明涂层与基底结合良好.

2.2 不同载荷下涂层的摩擦性能

图7为室温下VN涂层在10、15和20 N载荷下的摩擦曲线、平均摩擦系数和磨损率. 不同载荷下的摩擦曲线趋势相似, 前600 s为跑合阶段, 其中0~300 s内摩擦系数逐渐增加, 最高达0.42, 这是由较大的表面粗糙度以及缺少润滑氧化相所致; 300~600 s内, 随摩擦时间延长, 摩擦系数明显降低. 经600 s磨合期后, 摩擦曲线呈下降趋势并逐渐稳定. 载荷为10和15 N时, 稳态期的摩擦系数相差不大, 15 N的摩擦系数略低于10 N; 增加载荷到20 N, 稳态期的摩擦系数陡然降低, 并保持在0.30左右. 由平均摩擦系数可知, 不同载荷下, 由于VN涂层结构致密、硬度高以及与基底结合良好等特点, 摩擦系数均低于0.4, 随着载荷增加, 摩擦系数降低, 20 N时摩擦系数与10 N时相比降低了15%. 观察磨损率可知, 由于涂层韧性、弹性变形能力及抗塑性变形能力较差等原因, 磨损率较高. 另外, 随着载荷

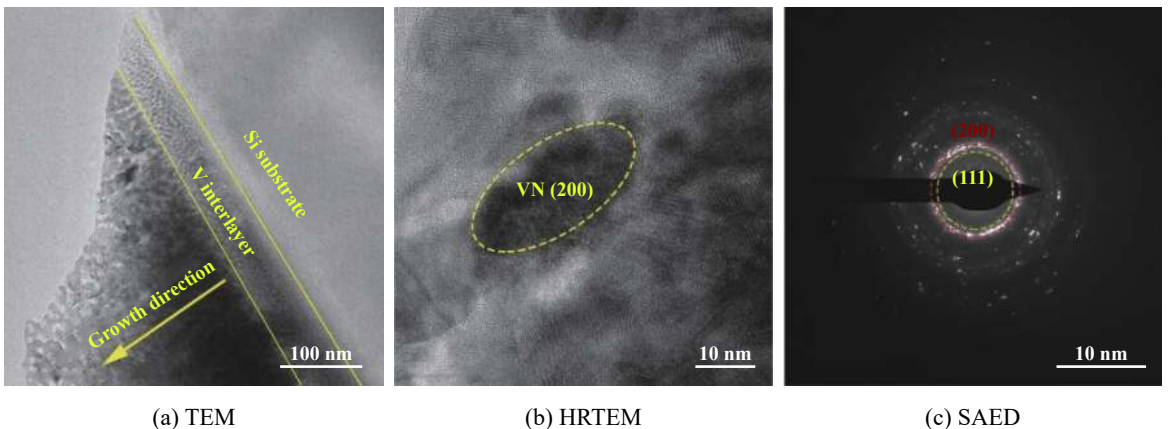
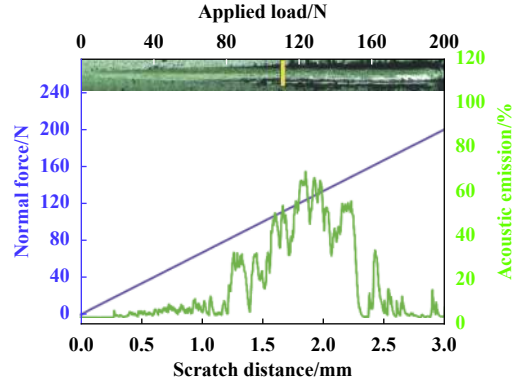
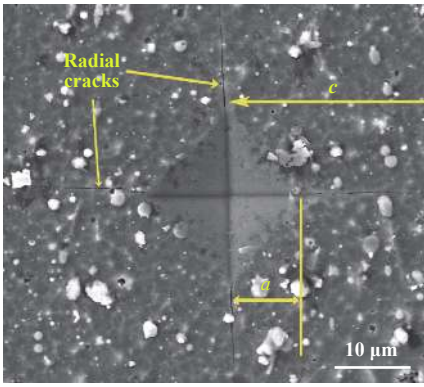


Fig. 5 TEM micrographs of VN coating
图 5 VN涂层的TEM照片

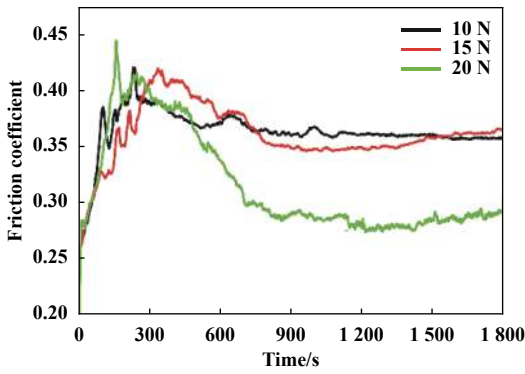


(a) Surface morphology of Vickers indentation

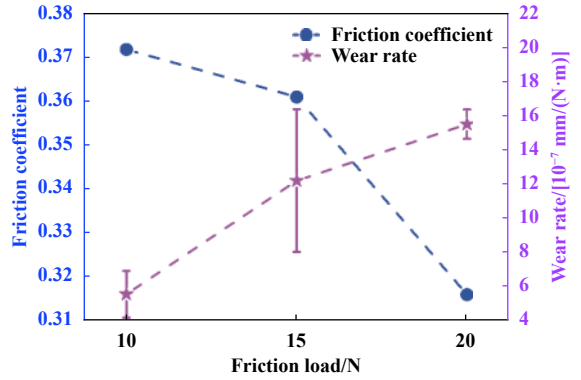
(b) Acoustic emission signal and scratch morphology

Fig. 6 The surface morphology of Vickers indentation of VN coating and acoustic emission signal as well as the scratch morphology obtained in the scratch tests

图6 VN涂层维氏压痕形貌图以及声发射信号和划痕形貌图



(a) Friction curve



(b) Average friction coefficient and wear rate

Fig. 7 The friction curve, average friction coefficient and wear rate of VN coating

图7 VN涂层在不同载荷下的摩擦曲线、平均摩擦系数和磨损率

增加, 涂层磨损率逐渐增加, 20 N时磨损率最高, 达到 $1.55 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$.

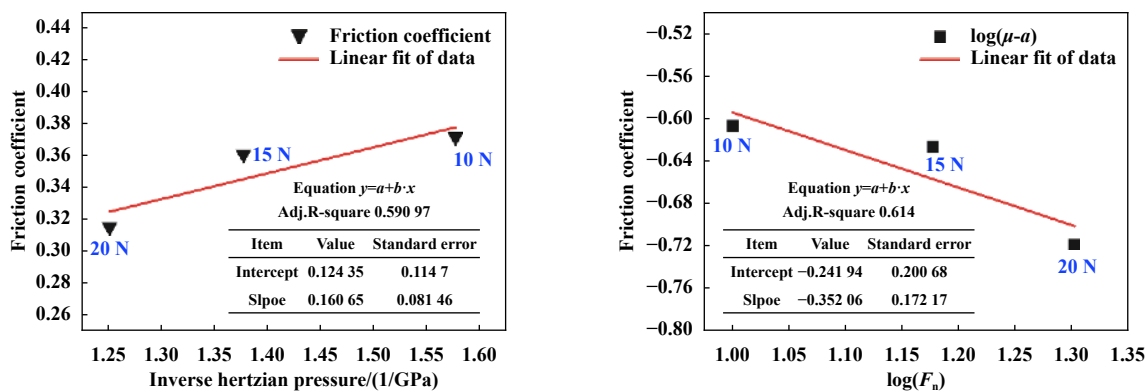
为进一步讨论载荷对VN涂层摩擦学性能的影响, 重点研究接触应力对摩擦性能的作用. 若对磨球与涂层之间的接触作用符合赫兹弹性接触模型, 则摩擦系数可由公式(3)计算:

$$\mu = S_0 \cdot \pi \left(\frac{3R}{4E^*} \right)^{2/3} F_n^{-1/3} + a \quad (3)$$

其中: μ 为摩擦系数, S_0 为零载荷下的界面剪切应力, R 为对磨球半径, E^* 为接触材料的复合弹性模量, F_n 为施加的载荷, a 为表示抗剪切强度与应力关系的常数^[32]. 通过公式(3)可确定 S_0 和 a 的数值, 另外, 由公式(3)可知摩擦系数与载荷呈反比关系. 如图8(a)所示, 将平均摩擦系数与赫兹接触应力倒数之间建立关系并进行线性拟合, 发现拟合曲线与实际平均摩擦系数较吻合, 并得到相应的 S_0 和 a 值分别为0.160 65和0.124 35. 此外, 图8(b)为 $\log(F_n)$ 和 $\log(\mu - a)$ 的线性拟合图, 由

线性拟合得到的 $(\mu - a) \propto F_n^{-0.35206}$ 的关系与公式(3)吻合较好, 进一步表明10~20 N载荷下的接触是弹性的, 该载荷范围内赫兹接触模型适用. 所以接触载荷越大, 接触应力越大, 从而摩擦系数越低.

对于VN涂层, 除了考虑载荷引起的接触应力对摩擦的影响, 还应考虑不同载荷下引起的物理和化学变化对摩擦的作用. 如图9所示, 采用扫描电子显微镜和拉曼光谱对VN涂层在不同载荷下的磨痕形貌及磨屑进行分析. 不同载荷下, 磨痕边缘均分布着白色磨屑, 其中20 N载荷下磨屑最多, 10 N下磨屑最少. 分别对磨痕内部和磨屑处进行拉曼测试, 在磨痕内部未探测到拉曼信号, 表明磨痕内部无氧化相存在. 而磨屑处的拉曼图谱显示不同载荷下均有大量 V_2O_5 润滑相生成, 表明发生了摩擦化学反应. 此外, 不同载荷下的磨痕均较平整, 但随着载荷增加, 磨痕宽度逐渐增加, 表明对磨球与涂层的实际接触面积增大; 同时, 由于涂层抗塑性变形能力较差, 以及韧性不理想等原因,

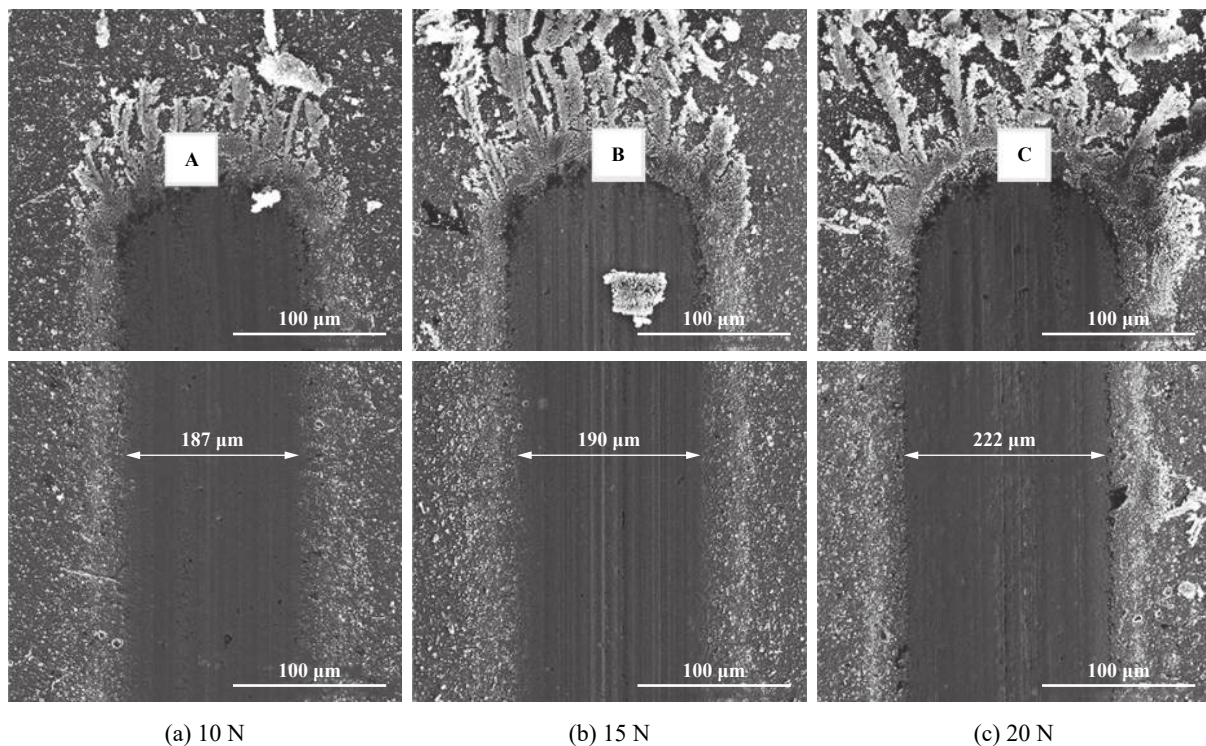


(a) Average friction coefficient vs the inverse Hertzian pressure

(b) Linear fit of $\log(\mu - a)$ against $\log(F_n)$

Fig. 8 The average friction coefficient changes with the inverse Hertzian pressure and its fitting curve, and linear fit of $\log(\mu - a)$ against $\log(F_n)$

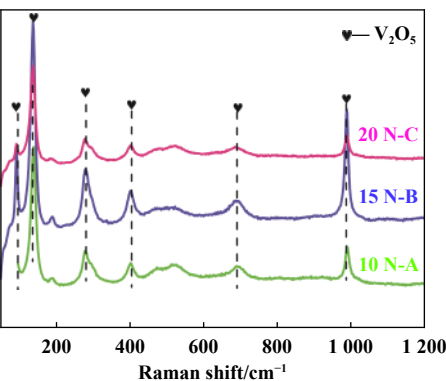
图 8 VN涂层不同载荷下的平均摩擦系数随赫兹接触应力倒数的变化和拟合曲线, 以及 $\log(F_n)$ 和 $\log(\mu - a)$ 的线性拟合曲线



(a) 10 N

(b) 15 N

(c) 20 N



(d) Raman spectra of different wear debris

Fig. 9 Surface morphology of VN coatings under different loads (a, b, c) and Raman spectra of wear debris (d)

图 9 VN涂层不同载荷下的磨痕形貌(a, b, c)以及磨屑处的拉曼图(d)

涂层的塑性变形量随载荷的增加而增加, 磨损率随之增大。

图10所示为不同载荷下对磨球的磨斑形貌及对应的成分分布图、元素成分表和拉曼图谱。由面成分分布图可知, 不同载荷下磨斑内部均出现明显的转移膜。如图10(a)所示, 当载荷为10和15 N时, V元素在磨斑内部均匀分布。当载荷为20 N时, V元素集中分布在磨斑边缘, 内部有少量聚集。利用EDS对磨斑处的元素含量进行测试, 结果如图10(b)所示, 发现随着载荷增大, 磨斑中的V元素含量增加。进一步对磨斑进行拉曼测试, 结果如图10(c)所示, 发现10 N载荷下, 拉曼图谱中主要为 Al_2O_3 特征峰, 未发现V的氧化物的特征峰。增加载荷到15和20 N时, 在140、280、404和990 cm^{-1}

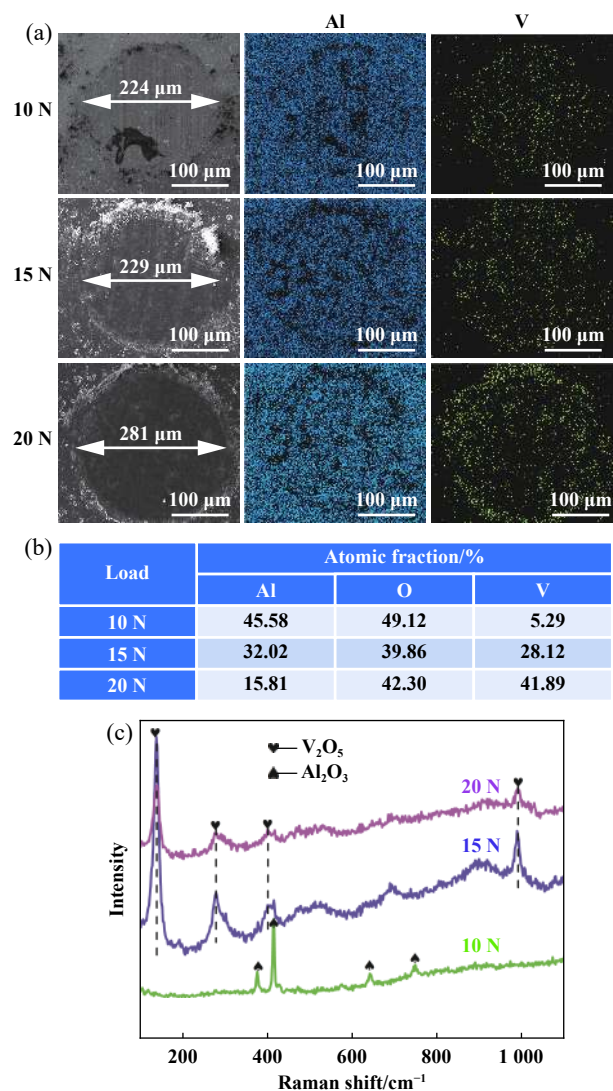


Fig. 10 The morphologies, elements mapping results (a), composition (b) and Raman spectra (c) of the wear scars under different loads

图10 VN涂层在不同载荷下的磨斑形貌和面分布图(a)、磨斑成分表(b)以及磨斑的拉曼图(c)

处均出现 V_2O_5 特征峰。结合元素成分表以及拉曼结果进行分析, 表明VN涂层在不同载荷下的摩擦过程中生成了不同含量的 V_2O_5 润滑相并转移至 Al_2O_3 对磨球, 载荷越大, 转移到对磨球上的转移膜越多。对比不同载荷下的磨斑形貌可知, 随着载荷增加, 磨斑周围的磨屑增多。载荷越大, 磨屑被压的越密实。此外, 随载荷增加, 磨斑面积也增加, 与磨痕宽度的变化趋势相一致。表明增大载荷, 磨球和涂层之间的接触面积增大。大载荷易引起更高的摩擦闪温, 有利于促使V元素氧化, 进而有助于润滑。

综上, 不同载荷条件下磨痕周围的磨屑处以及对应的磨斑内部均出现不同含量的 V_2O_5 润滑氧化相, 有利于减摩润滑。载荷较大时, 界面接触应力增大, 在弹性接触下, 大载荷易引起更高的摩擦闪温, 有利于促使V元素氧化, 进而降低摩擦系数。同时, 增大载荷, 涂层与对磨球接触面积增大, 造成磨损率增大。

3 结论

a. 采用阴极真空电弧离子镀制备方法沉积了VN涂层, 涂层结构相对致密, 呈柱状方式生长, 晶体类型为NaCl型面心立方结构; 涂层具有较高的硬度(19.00 ± 1.26 GPa)和结合力(114.8 N), 但是涂层较脆, 韧性需进一步改善。

b. 往复摩擦试验中, VN涂层摩擦系数随载荷的增加而降低, 磨损率随载荷的增加而增加, 20 N时涂层呈现最低的摩擦系数(0.316)和最高的磨损率[$1.55 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$]。

c. 宏观赫兹接触以及摩擦化学反应诱导的V元素的氧化是导致载荷越高摩擦系数越低的主要因素。

参考文献

- [1] Amirif M, Khonsari M M. On the thermodynamics of friction and wear—a review[J]. Entropy, 2010, 12(5): 1021–1049. doi: 10.3390/e12051021.
- [2] Holmberg K, Andersson P, Erdemir A. Global energy consumption due to friction in passenger cars[J]. Tribology International, 2012, 47: 221–234. doi: 10.1016/j.triboint.2011.11.022.
- [3] Holmberg K, Erdemir A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions[J]. Friction, 2017, 5(3): 263–284. doi: 10.1007/s40544-017-0183-5.
- [4] Chu S, Majumdar A. Opportunities and challenges for a sustainable energy future[J]. Nature, 2012, 488(7411): 294–303. doi: 10.1038/nature11475.
- [5] Glaser A, Surnev S, Ramsey M G, et al. The growth of epitaxial VN(111) nanolayer surfaces[J]. Surface Science, 2007, 601(21): 4817–4823. doi: 10.1016/j.susc.2007.07.032.
- [6] Caicedo J C, Zambrano G, Aperador W, et al. Mechanical and electrochemical characterization of vanadium nitride (VN) thin

- films[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 258(1): 312–320. doi: [10.1016/j.apsusc.2011.08.057](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.08.057).
- [7] Franz R, Mitterer C. Vanadium containing self-adaptive low-friction hard coatings for high-temperature applications: A review[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 228: 1–13. doi: [10.1016/j.surfcoat.2013.04.034](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.04.034).
- [8] Fateh N, Fontalvo G A, Gassner G, et al. Influence of high-temperature oxide formation on the tribological behaviour of TiN and VN coatings[J]. *Wear*, 2007, 262(9-10): 1152–1158. doi: [10.1016/j.wear.2006.11.006](https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.11.006).
- [9] Ge F F, Zhu P, Meng F P, et al. Achieving very low wear rates in binary transition-metal nitrides: The case of magnetron sputtered dense and highly oriented VN coatings[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2014, 248: 81–90. doi: [10.1016/j.surfcoat.2014.03.035](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.03.035).
- [10] Qiu Yuexiu, Li Bo, Zhao Dongliang. Effect of CrAlN/VN layer thickness ratio on coating's performance[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2014, 26(3): 40–45 (in Chinese) [仇越秀, 李波, 赵栋梁. CrAlN/VN多层膜调制比对涂层性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2014, 26(3): 40–45]. doi: [10.13228/j.boyuan.issn1001-0963.2014.03.004](https://doi.org/10.13228/j.boyuan.issn1001-0963.2014.03.004).
- [11] Latella B A, Ganb B K, Davies K E, et al. Titanium nitride-vanadium nitride alloy coatings mechanical properties[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, 200(11): 3605–3611. doi: [10.1016/j.surfcoat.2004.09.008](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.09.008).
- [12] Tian Canxin, He Shimin, He Shibin, et al. Preparation and properties of VN based antiwear hard coatings[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(4): 152–159 (in Chinese) [田灿鑫, 何诗敏, 何世斌, 等. VN基硬质耐磨涂层的制备及其性能[J]. *表面技术*, 2019, 48(4): 152–159]. doi: [10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.04.022](https://doi.org/10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.04.022).
- [13] Mu Y T, Liu M, Wang Y X, et al. PVD multilayer VN–VN/Ag composite coating with adaptive lubricious behavior from 25 to 700 °C[J]. *RSC Advances*, 2016, 6(58): 53043–53053. doi: [10.1039/c6ra02370c](https://doi.org/10.1039/c6ra02370c).
- [14] Qiu Y X, Zhang S, Li B, et al. Improvement of tribological performance of CrN coating via multilayering with VN[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 231: 357–363. doi: [10.1016/j.surfcoat.2012.03.010](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.03.010).
- [15] Kong C C, Guo P, Sun L L, et al. Tribological mechanism of diamond-like carbon films induced by Ti/Al co-doping[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2018, 342: 167–177. doi: [10.1016/j.surfcoat.2018.02.098](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.02.098).
- [16] Cai S, Guo P, Liu J Z, et al. Friction and wear mechanism of MoS₂/C composite coatings under atmospheric environment[J]. *Tribology Letter*, 2017, 65(3): 79. doi: [10.1007/s11249-017-0862-4](https://doi.org/10.1007/s11249-017-0862-4).
- [17] Aouadi S M, Singh D P, Stone D S, et al. Adaptive VN/Ag nanocomposite coatings with lubricious behavior from 25 to 1000 °C [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5326–5331. doi: [10.1016/j.actamat.2010.06.006](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.06.006).
- [18] Fateh N, Fontalvo G A, Mitterer C. Tribological properties of reactive magnetron sputtered V₂O₅ and VN–V₂O₅ coatings[J]. *Tribology Letter*, 2008, 30(1): 21–26. doi: [10.1007/s11249-008-9307-4](https://doi.org/10.1007/s11249-008-9307-4).
- [19] Luo Q, Robinson G, Pittman M, et al. Performance of nano-structured multilayer PVD coating TiAlN–VN in dry high speed milling of aerospace aluminium 7010-T7651[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 200(1-4): 123–127.
- [20] Uslu M E, Onel A C, Ekinci G, et al. Investigation of (Ti, V)N and TiN/VN coatings on AZ91D Mg alloys[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2015, 284: 252–257. doi: [10.1016/j.surfcoat.2015.08.066](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.08.066).
- [21] Wan Qiang, Luo Chang, Wei Min, et al. Mechanical properties and thermal stability of AlCrN/VN multilayer coatings[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(4): 130–136 (in Chinese) [万强, 罗畅, 魏民, 等. AlCrN/VN多层涂层力学性能及其热稳定性[J]. *表面技术*, 2019, 48(4): 130–136].
- [22] Cai Z B, Pu J B, Lu X, et al. Improved tribological property of VN film with the design of pre-oxidized layer[J]. *Ceramics International*, 2018, 45(5): 6051–6057. doi: [10.1016/j.ceramint.2018.12.076](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.12.076).
- [23] Scharf T W, Prasad S V. Solid lubricants: a review[J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48: 511–531. doi: [10.1007/s10853-012-7038-2](https://doi.org/10.1007/s10853-012-7038-2).
- [24] Wu Y X, Li H X, Ji L, et al. Vacuum tribological properties of a-C–H film in relation to internal[J]. *Tribology International*, 2014, 71: 82–87. doi: [10.1016/j.triboint.2013.11.004](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.11.004).
- [25] Singer I L, Bolster R N, Wegand J, et al. Hertzian stress contribution to low friction behavior of thin MoS₂ coatings[J]. *Applied Physics Letter*, 1990, 57(10): 995–997. doi: [10.1063/1.104276](https://doi.org/10.1063/1.104276).
- [26] Jungk J M, Michael J R, Prasad S V, et al. The role of substrate plasticity on the tribological behavior of diamond-like nanocomposite coatings[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(9): 1956–1966. doi: [10.1016/j.actamat.2007.12.048](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.12.048).
- [27] Qiu Ming, Zhang Yongzhen, Yang Jianheng, et al. Effect of friction heat on friction and wear properties of Ti6Al4V alloy[J]. *Tribology*, 2006, 26(3): 203–207 (in Chinese) [邱明, 张永振, 杨建恒, 等. 摩擦热对Ti6Al4V合金摩擦磨损性能的影响[J]. *摩擦学学报*, 2006, 26(3): 203–207]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2006.03.003](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2006.03.003).
- [28] Cai Sheng, Guo Peng, Zuo Xiao, et al. Effect of load on tribological behavior of MoS₂/C composite films[J]. *Tribology*, 2018, 38(1): 51–58 (in Chinese) [蔡胜, 郭鹏, 左潇, 等. 载荷对MoS₂/C复合薄膜摩擦学行为的影响[J]. *摩擦学学报*, 2018, 38(1): 51–58]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.01.007](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.01.007).
- [29] Oliver W C, Pharr G M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments[J]. *Journal of Materials Research*, 1992, 7(06): 1564–1583. doi: [10.1557/jmr.1992.1564](https://doi.org/10.1557/jmr.1992.1564).
- [30] Wang Z Y, Li X W, Wang X, et al. Hard yet tough V–Al–C–N nanocomposite coatings: microstructure, mechanical and tribological properties[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 304: 553–559. doi: [10.1016/j.surfcoat.2016.07.061](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.07.061).
- [31] Svein S, Andersson J M, Saoubi R M, et al. Scratch adhesion characteristics of PVD TiAlN deposited on high speed steel, cemented carbide and PCBN substrates[J]. *Wear*, 2013, 308: 133–141. doi: [10.1016/j.wear.2013.08.025](https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.08.025).
- [32] Mohrbacher H, Celis J P. Friction mechanisms in hydrogenated amorphous carbon coatings[J]. *Diamond and Related Materials*, 1995, 4(11): 1267–1270. doi: [10.1016/0925-9635\(95\)00306-1](https://doi.org/10.1016/0925-9635(95)00306-1).