

# AlCrN/VN 多层涂层力学性能及其热稳定性

万强<sup>1</sup>, 罗畅<sup>2</sup>, 魏民<sup>1</sup>, 李晓峰<sup>1</sup>, 肖洋轶<sup>1</sup>, 王鹏<sup>1</sup>, 张俊<sup>3</sup>, 杨兵<sup>3</sup>

(1.华中农业大学 工学院, 武汉 430070; 2.大唐锅炉压力容器检验中心有限公司, 合肥 230031; 3.武汉大学 动力与机械学院, 武汉 430072)

**摘要:** **目的** 制备高硬度自润滑 AlCrN/VN 纳米多层复合涂层, 提升刀具耐磨性, 增加刀具寿命。**方法** 采用多弧离子镀技术在单晶硅(100)、不锈钢以及硬质合金基底上沉积不同调制周期的 AlCrN/VN 纳米多层涂层, 系统研究涂层力学性能、滑动摩擦性能及高温稳定性。涂层制备采用 Al<sub>70</sub>Cr<sub>30</sub> 合金和单质 V 靶材, EDS 结果显示涂层 Al/Cr 比例接近靶材成分, V 元素原子比约为 30%。利用扫描电镜 (SEM)、原子力显微镜 (AFM) 以及 X 射线衍射技术 (XRD) 表征涂层显微结构, 采用显微硬度仪以及滑动摩擦试验研究涂层硬度以及摩擦性能随调制周期的变化。最后对调制周期为 24 nm 的涂层进行氧化实验, 并测试其硬度与摩擦系数。**结果** 沉积涂层厚度以及相组成几乎不受调制周期的影响。沉积涂层硬度与调制周期紧密关联, 摩擦系数随着调制周期的减小而逐渐降低。当调制周期为 24 nm 时, 涂层获得最大硬度, 为 3970HV<sub>0.05</sub>, 此时涂层表面最为光滑 ( $R_a=33.6$  nm)。对调制周期为 24 nm 的多层涂层进行不同温度下空气氧化并测定其硬度与摩擦系数, 结果表明硬度随着氧化温度升高到 400、500、700 °C 而下降至 1474、1248、370HV<sub>0.05</sub>, 摩擦系数随之大幅度升高。**结论** VN 涂层的加入使得 AlCrN 涂层硬度降低, 摩擦系数降低, 且其硬度以及摩擦系数受到调制周期的显著影响, 涂层经 400 °C 氧化后, 硬度值大幅度降低, 热稳定性不好。

**关键词:** AlCrN/VN; 多弧离子镀; 调制周期; 显微结构; 力学性能; 热稳定性

**中图分类号:** TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)04-0130-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.04.019

## Mechanical Properties and Thermal Stability of AlCrN/VN Multilayer Coatings

WAN Qiang<sup>1</sup>, LUO Chang<sup>2</sup>, WEI Min<sup>1</sup>, LI Xiao-feng<sup>1</sup>, XIAO Yang-yi<sup>1</sup>,  
WANG Peng<sup>1</sup>, ZHANG Jun<sup>3</sup>, YANG Bing<sup>3</sup>

(1.School of Engineering, Huazhong Agricultural University, Wuhan 430070, China; 2.Dating Boiler and Pressure Vessel Inspection Center Co., Ltd, Hefei 230031, China; 3.School of Power & Mechanical Engineering, Wuhan University, Wuhan 430072, China)

**ABSTRACT:** The preparation of AlCrN/VN nano-multilayered coating with high hardness and self-lubricating properties aims to prolong the service life by improving the wear properties of cutting tools. AlCrN/VN nano multi-layer coatings with different bilayer thickness (deposited with different rpm) were deposited onto Si(100), stainless steel and cemented carbide substrates by cathodic arc ion-plating with Al<sub>70</sub>Cr<sub>30</sub> and V targets to study the mechanical properties, sliding friction and high thermal stabil-

收稿日期: 2019-02-16; 修订日期: 2019-03-23

Received: 2019-02-16; Revised: 2019-03-23

基金项目: 国家自然科学基金 (U1832127); 中央高校基本业务经费 (2662016QD045); 湖北省自然科学基金 (2018CFB227)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (U1832127), the Fundamental Research Funds for Central Universities (2662016QD045) and Hubei Provincial Natural Science Foundation (2018CFB227)

作者简介: 万强 (1989—), 男, 博士, 主要研究方向为表面工程。邮箱: wanqiang0915@163.com

Biography: WAN Qiang (1989—), Male, Doctor, Research focus: surface engineering. E-mail: wanqiang0915@163.com

ity. The Al:Cr atomic ratios of AlCrN coatings measured by EDS were closed to the ratio of  $\text{Al}_{70}\text{Cr}_{30}$  target composition and V was about 30 at%. The microstructure of coatings was characterized by SEM, AFM, and XRD. The variation of hardness and friction properties along with the bilayer period was studied by micro-hardness test and sliding test. The oxidation test was carried out in samples with a bilayer thickness of 24 nm to investigate the hardness and friction coefficient. The compositions, thickness and phase structure were hardly affected by the bilayer thickness. The hardness was depended on the bilayer thickness and the friction coefficient decreased with increasing bilayer thickness. The maximum hardness 3970HV<sub>0.05</sub> was obtained when bilayer thickness was 24 nm. Meanwhile, the coating also showed the smoothest surface with roughness of 33.6 nm. After oxidation, the hardness of coating with a bilayer thickness of 24 nm decreased from 1474 to 1248, 370HV<sub>0.05</sub> as the temperature increased from 400 to 500, 700 °C and friction coefficient increased greatly. The addition of VN coating can reduce the hardness and friction coefficient of AlCrN coating which are affected obviously by the bilayer period. After oxidation at 400 °C, the hardness of coating decreases dramatically, indicating the poor thermal stability.

**KEY WORDS:** AlCrN/VN; cathodic arc ion plating; bilayer period; microstructure; mechanical properties; thermal stability

近年来,制造业的快速发展对材料机械加工的要求不断提高,促使机械加工向着高速干切削方向发展<sup>[1]</sup>。干切削对刀具涂层材料提出了更加苛刻的要求:第一,需要涂层与刀具基体之间具有良好的结合力;第二,涂层需要具有高硬度、低摩擦特点,保证耐磨性能,以保证长时加工质量与工作寿命<sup>[2]</sup>。对于这些要求,传统氮化物涂层,如 TiN、CrN 等,已经不能满足性能要求,依此发展的三元复合氮化物涂层,如 TiAlN、AlCrN、TiSiN 等,因其超硬特性而被认定为优质的干切削备选材料,但其较高的摩擦系数所导致的较高磨损率限制了其在干切削中的使用<sup>[3]</sup>。因此,降低 AlCrN 复合涂层的摩擦系数是亟待解决的问题。因其润滑特性和较低的摩擦系数,自润滑涂层在近年被广泛研究。研究结果表明,传统自润滑涂层,如类金刚石涂层(DLC)、MoS<sub>2</sub>等,在高温环境下易于发生氧化而失效<sup>[4-5]</sup>。因此,采用多层复合技术,将超硬涂层与自润滑涂层相结合,通过层界面强化、硬化效果,保证涂层高硬度,利用自润滑涂层润滑特性,获得低摩擦特性,可为高速切削刀具提供保护涂层。

高 Al 含量的 AlCrN 涂层因其高硬度(30~36 GPa)以及优异的抗氧化性能,在刀具涂层领域被广泛研究<sup>[6]</sup>。现有研究表明,Al 元素的添加能够细化涂层晶粒,同时引起氮化物晶格畸变,形成强化效应,且在高温下能形成致密的 Al、Cr 氧化物,具有保护内部涂层的作用<sup>[6]</sup>。报道中的不锈钢切削实验证明其具有优良的切削性能,特别是高 Al 涂层;高 Al 的  $\text{Cr}_{0.28}\text{Al}_{0.72}\text{N}$  涂层在相同切削时间内磨损量为 TiAlN 的 2/3<sup>[7]</sup>。但是 AlCrN 涂层的摩擦系数高于 CrN 涂层,使得其在低载荷下磨损较快,因此采用 VN 涂层进行复合,是降低摩擦系数的一大途径。研究显示,45 钢表面渗入 VN 后,表面摩擦系数由 0.29 下降到 0.18,耐磨性能提升<sup>[8]</sup>;TiAlN 涂层在加入 VN 之后,摩擦系数由 0.9 降低至 0.4<sup>[9]</sup>。相似结论在 CrN/VN、AlN/VN 体系中也被发现,可见, VN 的加入能够降低单层涂

层整体的摩擦系数<sup>[9-14]</sup>。

本文设计 AlCrN/VN 涂层,希望在保持高硬度的条件下,降低 AlCrN 涂层的摩擦系数,同时改善 VN 涂层的高温稳定性不足<sup>[13,14]</sup>。将 VN 加入到单层 AlCrN 涂层中,通过改变基底转速,制备不同调制周期的 AlCrN/VN 涂层。通过显微组织观察手段研究调制周期对于涂层成分、相组成、沉积速率的影响。利用显微硬度测试与滑动摩擦实验,获得硬度和摩擦系数的变化,最后对性能最优的涂层进行氧化实验,获得涂层在不同温度下的硬度和摩擦性能的变化。

## 1 试验

### 1.1 涂层制备

采用自制多弧离子镀设备在 Si(100)、抛光不锈钢以及硬质合金刀片上沉积 AlCrN/VN 涂层。 $\text{Al}_{70}\text{Cr}_{30}$  合金靶材和单质 V 靶分别在真空室两侧相对布置,基底悬挂于真空室中心转架上,工件与靶面距离为 250 mm,通过调节转架转速(1、2、3、4、5 r/min)来控制多层涂层的调制周期。基底先在丙酮以及酒精溶液中超声清洗,后用去离子水清洗及干燥。将真空室抽真空到  $2 \times 10^{-3}$  Pa,并加热到 250 °C,以消除内壁上附着的水蒸气。涂层沉积前,先用 V 靶对基底进行轰击清洗,轰击电压为 -1000 V,电源占空比为 80%,轰击 10 min,然后在 150 V 偏压下沉积 10 min VN 涂层作为过渡层,最后进行 AlCrN/VN 涂层沉积工艺,具体参数见表 1。

### 1.2 涂层结构表征与性能测试

采用 XRD (Bruker-axs D8 advanced) 表征涂层内部的相组成,结合 EDS (EDAX genesis 7000) 分析涂层的显微结构,利用 SEM (Sirion FEG) 以及 AFM 表征涂层表面/截面形貌、涂层厚度以及表面粗糙度。调制周期通过涂层厚度与转动圈数计算得到。采用显微硬度计(50 g 载荷)测定涂层硬度,每次测

表 1 AlCrN/VN 涂层沉积工艺参数  
Tab.1 Deposition parameters of AlCrN/VN coatings

Parameters value	Value
Target material(Al <sub>70</sub> Cr <sub>30</sub> , V)	99.99%
Bias voltage/V	-150
Reactive gas	N <sub>2</sub>
Working pressure/Pa	3
Target current/A	70
Substrate temperature/°C	250
Deposition time/min	30
Substrate rotation speed/(r·min <sup>-1</sup> )	1, 2, 3, 4, 5

定随机选择区域,最后硬度值为 10 次随机测定值的平均数。涂层摩擦性能测试在球盘测试仪 (MS-T3000) 上进行,采用直径 3 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 球头,转速为 50 r/min,载荷 5 N,摩擦时间 30 min,实验在室温下进行。

### 1.3 涂层热稳定性实验

将调制周期为 24 nm 的 AlCrN/VN 多层涂层,在 400、550、700 °C 空气中进行 2 h 氧化。氧化后用 XRD 表征涂层的相变化,利用硬度计以及球盘摩擦实验对不同温度下氧化涂层硬度与摩擦系数进行测量,测量参数与原始沉积涂层测量时保持一致。

## 2 结果及分析

### 2.1 显微组织与化学成分

表 2 所示为 EDS 所测定的沉积涂层成分,成分数值为随机点多次检测的平均数据。由表可知,所有涂层的化学成分类似,主要为 Cr 8.0%、Al 16.2%、V 30.5%以及 N 45.1% (此值为 5 种涂层各个元素化学成分的中值),可知涂层的成分主要为 Al、Cr、V、N,且转速对于涂层化学成分几乎没有影响。图 1 为不同调制周期涂层 (不锈钢基底) 的 X 射线衍射图谱。由图可知,不同调制周期涂层均具有 6 个特征峰,其中两个特征峰为基底特征峰 (用 S 标出),其余 4 个特征峰为涂层信号,对应的衍射角 (37.3°、43.5°、

63.7°、76.1°) 为涂层相衍射峰,其中 37.3°以及 43.5°处衍射峰为 AlN、CrN 以及 VN 重合衍射峰,对应的晶面分别为(111)、(200),其他两个衍射峰对应(220)与(311)晶面。在转速为 1、2、3 r/min 时,涂层择优取向为(200),当转速继续增大时,涂层择优取向转向(111)晶面,其原因在于面心立方晶体(111)晶面具有更小的内应力。随着转速的增加,衍射峰逐渐宽化,这是由涂层内部晶粒尺寸细化导致的<sup>[15]</sup>。

表 2 不同转速沉积 AlCrN/VN 涂层的化学成分  
Tab.2 Elements composition of AlCrN/VN coatings deposited at different rotation speeds

Elements	1 r/min	2 r/min	3 r/min	4 r/min	5 r/min
N	49.5	45.2	52.6	45.1	44.6
V	29.5	30.5	26.3	31.1	30.9
Al	17.0	16.6	14.4	15.8	16.2
Cr	8.0	7.7	6.7	8.0	8.3

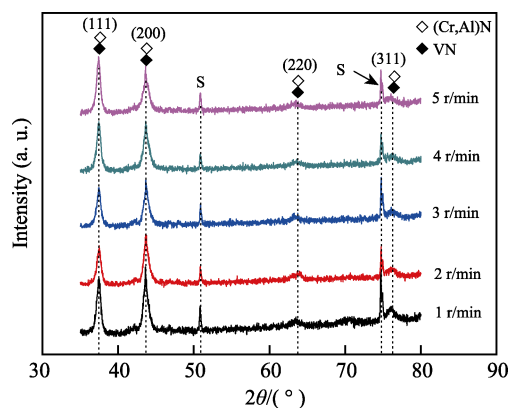


图 1 不同转速 AlCrN/VN 涂层的 X 射线衍射图谱  
Fig.1 XRD patterns of AlCrN/VN coatings deposited at different rotation speeds

### 2.2 涂层表面与截面形貌

采用多弧离子镀技术沉积硬质涂层时,表面金属熔融颗粒以及颗粒脱落所留下的凹坑为该技术不可避免的缺陷<sup>[16-17]</sup>。采用 SEM 对涂层表面观察 (图 2),可以看出,涂层表面分布有大量的颗粒以及凹坑,其

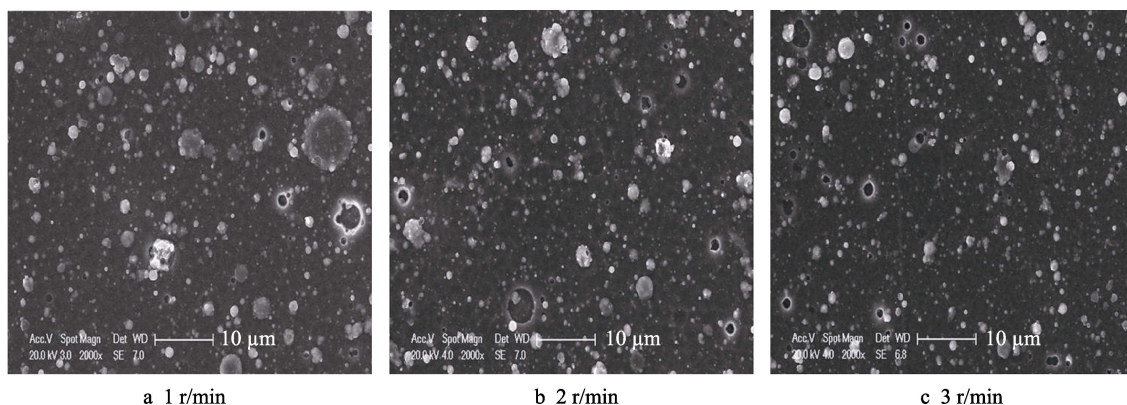


图 2 不同转速下沉积涂层的表面形貌

Fig.2 Surface morphologies of the coatings deposited at different rotation speeds

产生的主要原因是金属靶材熔融形成熔池,熔池中的金属液滴飞溅至表面形成颗粒,而颗粒剥落后即形成凹坑。由图可知,涂层表面颗粒密度不同,随着工件转速的增大(调制周期减小),涂层颗粒密度逐渐减小。为进一步确认涂层表面的状况,采用 AFM 对 Si 基底上的涂层表面进行粗糙度测量,测量面积为  $5\times 5\text{ }\mu\text{m}^2$ ,结果如图 3。图中可以看到的大量凸起的部分为表面颗粒。5 r/min 涂层的表面较为光滑。粗糙度

$Ra$  结果列在表 3 中,可以看出,调制周期对涂层的粗糙度影响不大,5 r/min 涂层表面粗糙度最小,为 33.6 nm。图 4 为沉积涂层截面形貌,图 4b 中可以发现 VN 过渡层,涂层截面致密,没有柱状晶存在。从截面测量涂层厚度,大致在  $3.6\sim 4.0\text{ }\mu\text{m}$  左右(具体数值见表 3),可见转速对于涂层厚度影响不大<sup>[18]</sup>。计算得到不同转速(1~5 r/min)涂层对应的调制周期分别为 120、66、40、33、24 nm。

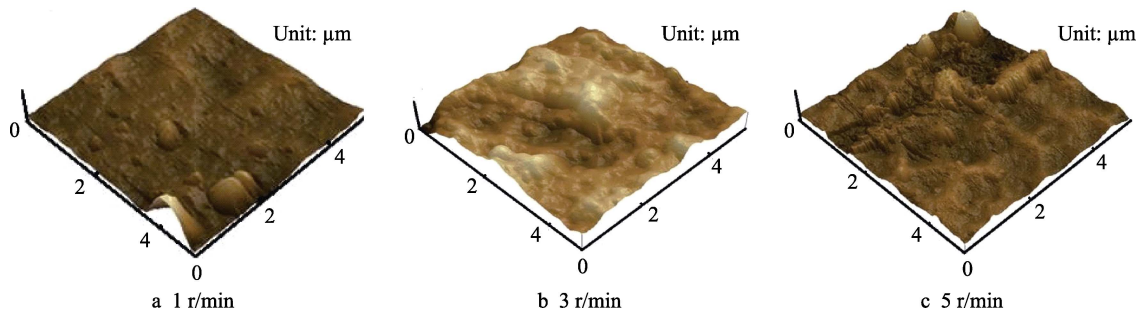


图 3 不同转速下沉积 AlCrN/VN 涂层的 AFM 三维形貌  
Fig.3 AFM images of AlCrN/VN coatings deposited at different rotation speeds

SRS/ (r·min <sup>-1</sup> )	Roughness/ nm	Thickness/ μm	Bilayer period (A)/nm
1	41.6	3.6	120
2	58.5	4.0	66
3	119.5	3.6	40
4	69.0	4.0	33
5	33.6	3.6	24

2.3 涂层硬度与摩擦性能

不同调制周期涂层的显微硬度如图 5,同时测定单层 AlCrN 和 VN 硬度作为对比。从图 5 可见,多层复合涂层硬度值均高于单层 VN 涂层,但低于单层 AlCrN 涂层。复合多层涂层理论硬度由各层所占厚度比例与各层硬度值乘积的代数和决定,可见 VN 涂层的低硬度会导致复合涂层硬度低于单层 AlCrN 涂层。另外,涂层硬度随着调制周期的减小而增大<sup>[19]</sup>,调制周期为 24 nm 的涂层具有最大的硬度值,为 3970HV<sub>0.05</sub>。依据文献报道,多层涂层硬度受到多方面因素影响,主要包含涂层本身的晶粒尺寸、涂层之间剪切模量差异以及涂层间共格应力<sup>[20]</sup>。本文中 AlCrN/VN 多层涂层显微硬度随调制周期减小而增大的主要原因有以下三点:

- 1) AlCrN 和 VN 涂层之间杨氏模量差。根据 Koehler 强化原则<sup>[21]</sup>,多层涂层体系中,层与层之间杨氏模量差异能够实现涂层强化。文献报道 AlCrN 涂层的杨氏模量为 400 GPa,而 VN 涂层的为 342 GPa<sup>[22-23]</sup>。当涂层调制周期减小后,涂层与涂层之间杨氏模量差值增大,因此强化效果加强,所以涂层硬度随之升高。
- 2) AlCrN 和 VN 涂层之间存在共格应力。Cahn's 共格应变模型提出,多层涂层的层间共格应变能显著影响涂层硬度<sup>[24]</sup>。AlCrN 和 VN 涂层晶格常数分别为 0.4113<sup>[22]</sup>和 0.4139<sup>[25]</sup>,虽个体差异不大,但是随着涂层调制周期的减小,总体晶格错配效应明显增强,再加上 AlCrN 和 VN 涂层热膨胀系数差异( $7.5\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ 和  $9.7\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ ),在层界面引起涂层内部应力<sup>[26-27]</sup>,因此 AlCrN 涂层硬化,并随调制周期减小,硬化效果加强。

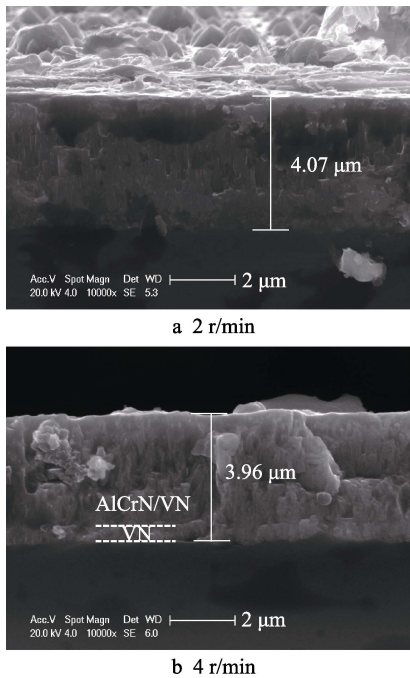


图 4 不同转速下沉积涂层的截面形貌  
Fig.4 Cross-sectional images of the coatings deposited at different rotation speeds



3) 晶粒细化。依据 XRD 特征峰变化, 随着调制周期的减小, 特征峰宽化, 表明涂层晶粒尺寸减小。依据 Hall-Patch 效应, 涂层晶粒尺寸减小, 涂层硬度将会升高<sup>[28]</sup>。

在以上三大效应的共同作用下, 多层复合结构可有效提升涂层硬度, 并且随着涂层调制周期的减小, 三大效应增强, 涂层硬度随之提升。

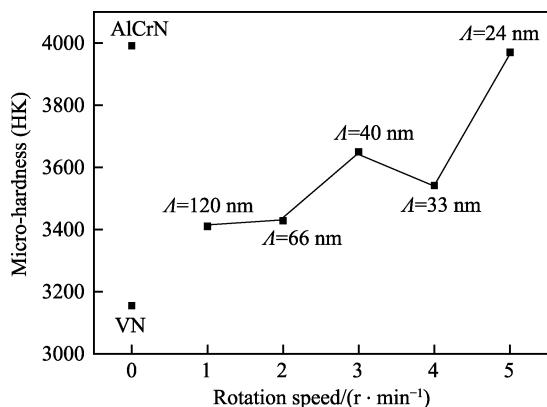


图5 不同调制周期 AlCrN/VN 涂层的显微硬度  
Fig.5 Microhardness of AlCrN/VN coatings deposited for different bilayer periods

摩擦系数值采用多次摩擦曲线稳定摩擦段的平均值。由图 6 可知, 单层 AlCrN 涂层的摩擦系数为 0.57, 单层 VN 涂层的仅为 0.34。加入 VN 涂层后, AlCrN 涂层的摩擦系数显著下降, 所有 AlCrN/VN 涂层的摩擦系数均低于单层 AlCrN, 并且随着 VN 涂层层数的增加, 涂层摩擦系数进一步下降。当调制周期小于 66 nm 后, 摩擦系数变化不大, 最小摩擦系数为 0.46。可见, AlCrN/VN 涂层的摩擦系数主要受润滑 VN 涂层的影响, 当 VN 涂层周期达到 66 nm 后, 摩擦系数基本稳定。

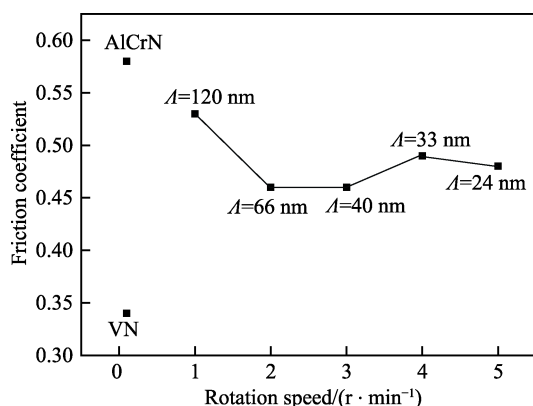


图6 不同调制周期 AlCrN/VN 涂层的摩擦系数  
Fig.6 Friction coefficient of AlCrN/VN coatings deposited for different bilayer periods

## 2.4 涂层热稳定性

对于自润滑涂层而言, 热稳定性是其在高温环境

使用中最关键的影响因素, 因此对调制周期为 24 nm 的 AlCrN/VN 涂层进行不同温度的氧化实验, 氧化后采用 XRD 观察涂层相变, 结果如图 7 所示。400 °C 氧化后, 涂层原有的 4 个特征峰(111)、(200)、(222)、(311)峰强降低, 而在 20.3°、21.7°等位置出现 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 特征峰, 说明 VN 出现氧化。温度升高到 550 °C 时, 涂层原有特征峰进一步减弱, V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 特征峰增强, 可见 VN 氧化增强。另外 XRD 中出现 CrVO<sub>4</sub> 氧化物, 说明 Cr 元素也开始氧化。当温度升高到 700 °C 时, 原有氮化物特征峰完全消失, 说明涂层完全氧化。CrVO<sub>4</sub> 特征峰增多, 并且特征峰强度很大, 而 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 特征峰强度明显下降, 依据相关文献, 这是由 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 在 650 °C 时出现蒸发现象导致的<sup>[29]</sup>。

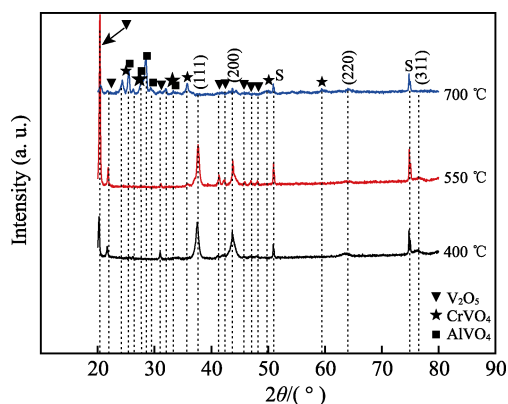


图7 调制周期 24 nm 的涂层不同温度氧化后的 XRD 图谱  
Fig.7 XRD patterns of AlCrN/VN (A=24 nm) coating after oxidation at different temperature

对氧化后涂层进行硬度测试以及球盘摩擦测试, 实验参数与之前一致, 结果如表 4 所示。涂层氧化后, 硬度急剧下降, 400 °C 氧化 2 h 后, 涂层硬度由未氧化时的 3970HV<sub>0.05</sub> 下降到 1475HV<sub>0.05</sub>。其主要原因有两个: 一是氧化使得涂层离子轰击所带来的硬化效应消失; 二是形成的 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 氧化物硬度较小, 并且使得原有的层界硬化机制下降。当温度进一步升高时, 涂层硬度持续下降, 验证了上述原因。而当氧化温度到达 700 °C 时, 涂层完全氧化, 硬度仅为 370HV<sub>0.05</sub>。涂层氧化后, 摩擦系数逐渐升高, 从 0.48 逐渐升高至 0.59、0.63。这是因为氧化过程使得涂层表面粗糙

表4 调制周期为 24 nm 的涂层不同温度氧化后硬度与摩擦系数

Tab.4 Micro-hardness and friction coefficients of AlCrN/VN (A=24 nm) coating after oxidation at different temperature

Annealing temperature/°C	Time/h	Microhardness (HK <sub>0.05</sub> )	Friction coefficient
As-deposited	0	3970.1	0.48
400	2	1474.8	0.59
550	2	1248.7	0.63
700	2	369.9	

度升高,同时硬度下降,而最主要原因在于氧化消耗涂层内部 VN 润滑层,使得涂层润滑效果消失<sup>[30]</sup>。700 °C 氧化后,涂层结构主要为氧化物,十分疏松,且结合力较差,在压头摩擦中直接剥落。

### 3 结论

1) 不同调制周期涂层成分接近,厚度以及表面粗糙度差别不大,随着调制周期的减小,涂层择优取向从(200)转为(111)。

2) AlCrN/VN 涂层硬度高于单层 VN 涂层,低于 AlCrN 单层涂层,而摩擦系数小于 AlCrN 单层涂层,且随着调制周期的减小,涂层硬度增大,摩擦系数减小。最大硬度在调制周期为 24 nm 时获得,为 3970HV<sub>0.05</sub>,对应摩擦系数为 0.48。

3) 经过不同温度氧化后,AlCrN/VN 涂层硬度大幅度下降,摩擦系数增大,其原因在于 VN 涂层氧化,降低硬化以及润滑效果。这也说明 AlCrN/VN 涂层不适用于在高温自润滑领域使用。

#### 参考文献:

- [1] 鲜广,赵海波,梁红樱,等. TiAlSiN 纳米复合涂层的改性研究现状及发展[J]. 表面技术, 2017, 46(8): 33-41.  
XIAN Guang, ZHAO Hai-bo, LIANG Hong-ying, et al. Modification research status and development of TiAlSiN nano-composite coatings[J]. Surface technology, 2017, 46(8): 33-41.
- [2] PODGORNİK B, HOGMARK S, SANDBERG O. Proper coating selection for improved galling performance of forming tool steel[J]. Wear, 2006, 261(1): 15-21.
- [3] VEPREK S, VEPREK-HEIJMAN M J G. Industrial applications of superhard nanocomposite coatings[J]. Surface & coatings technology, 2008, 202(21): 5063-5073.
- [4] ALLAM I M. Solid lubricants temperatures for applications at elevated temperature[J]. Journal of material science, 1991, 26: 3977-3984.
- [5] DONNET C, ERDEMİR A. Solid lubricant coatings: recent developments and future trends[J]. Tribology letter, 2004, 17(3): 389-397.
- [6] FRANZ R, NEIDHARDT J, SARTORY B, et al. High-temperature low-friction properties of vanadium-alloyed AlCrN coatings[J]. Tribology letter, 2006, 23(2): 101-107.
- [7] 耿东森, 曾琨, 黄健, 等. 电弧离子镀 AlCrN 涂层结构和摩擦性能的研究[J]. 真空科学与技术学报, 2016, 36(12): 1387-1393.  
GENG Dong-sen, ZENG Kun, HUANG Jian, et al. Microstructures and tribological behavior of arc ion plated AlCrN coatings[J]. Chinese journal of vacuum science & technology, 2016, 36(12): 1387-1393.
- [8] 黄玲, 张进, 孙才沅, 等. VN 复合渗层的制备及对 45<sup>#</sup> 耐磨性能的影响[J]. 表面技术, 2018, 47(6): 57-62.  
HUANG Ling, ZHANG Jin, SUN Cai-yuan, et al. Preparation of VN composite layer and its influence on wear resistance of 45<sup>#</sup> steel[J]. Surface technology, 2018, 47(6): 57-62.
- [9] 李森磊, 王恩青, 岳建岭, 等. TiAlN/VN 纳米多层膜的微结构与力学和摩擦学性能[J]. 无机材料学报, 2017, 32(12): 1280-1284.  
LI Miao-Lei, WANG En-qing, YUE Jian-ling, et al. Microstructure, mechanical and tribological property of TiAlN/VN nano-multilayer films[J]. Journal of inorganic materials, 2017, 32(12): 1280-1284.
- [10] OUYANG J H, SASAKI S. Tribo-oxidation of cathodic arc ion-plated (V,Ti)N coatings sliding against a steel ball under both unlubricated and boundary-lubricated conditions[J]. Surface & coatings technology, 2004, 187(2): 343-357.
- [11] PARK J K, BAIK Y J. Increase of hardness and oxidation resistance of VN coating by nanoscale multilayered structurization with AlN[J]. Materials letter, 2008, 62(16): 2528-2530.
- [12] QIU Y, 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.
- [13] MAYRHOFFER P H, HOVSEPIAN P E, MITTERER C, et al. Calorimetric evidence for frictional self-adaptation of TiAlN/VN superlattice coatings[J]. Surface & coatings technology, 2004, 177: 341-347.
- [14] LUO Q. Temperature dependent friction and wear of magnetron sputtered coating TiAlN/VN[J]. Wear, 2011, 271(9): 2058-2066.
- [15] YOUSAF M I, PELENOVICH V O, YANG B, et al. Influence of substrate rotation speed on the structure and mechanical properties of nanocrystalline AlTiN/MoN coatings synthesized by cathodic arc ion-plating[J]. Surface & coatings technology, 2015, 265: 117-124.
- [16] SHI X, TAY B K, FIYNN D I, et al. Characterization of filtered cathodic vacuum arc system[J]. Surface & coatings technology, 1997, 94: 195-200.
- [17] WITKE T, SIEMROTH P. Deposition of droplet-free films by vacuum arc evaporation-results and applications[J]. IEEE Transactions on plasma science, 1999, 27(4): 1039-1044.
- [18] WU M K, LEE J W, CHAN Y C, et al. Influence of bilayer period and thickness ratio on the mechanical and tribological properties of CrSiN/TiAlN multilayer coatings[J]. Surface & coatings technology, 2011, 206(7): 1886-1892.
- [19] KIM Y J, BYUN T J, HAN J G. Bilayer period dependence of CrN/CrAlN nanoscale multilayer thin films[J]. Superlattice microstructure, 2009, 45(2): 73-79.
- [20] XU J, HATTORI K, SEINO Y, et al. Microstructure and properties of CrN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> nano-structured multilayer films[J]. Thin solid films, 2002, 414(2): 239-245.

- [21] KOEHLER J S. Attempt to design a strong solid[J]. Physic review B, 1970, 2(2): 547.
- [22] MAYRHOFFER P H, MUSIC D, REESWINKEL T, et al. Structure, elastic properties and phase stability of  $\text{Cr}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ [J]. Acta materialia, 2008, 56(11): 2469-2475.
- [23] KIM J O, ACHENBACH J D, MIRKARIMI P B, et al. Elastic constants of single-crystal transition-metal nitride films measured by line-focus acoustic microscopy[J]. Journal of applied physics, 1992, 72(5): 1805-1811.
- [24] GAHN J W. Hardening by spinodal decomposition[J]. Acta materialia, 1963, 11(12): 1275-1282.
- [25] QIU Y, ZHANG S, LEE J W, et al. Self-lubricating  $\text{CrAlN/VN}$  multilayer coatings at room temperature[J]. Applied surface science, 2013, 279: 189-196.
- [26] SERGEJEV F, PEETSALU P, SIVITSKI A, et al. Surface fatigue and wear of PVD coated punches during fine blanking operation[J]. Engineering failure analysis, 2011, 18(7): 1689-1697.
- [27] KUTSCHEJ K, RASHKOVA B, SHEN J, et al. Experimental studies on epitaxially grown TiN and VN films[J]. Thin solid films, 2007, 516(2): 369-373.
- [28] PANDE C S, COOPER K P. Nanomechanics of Hall-Petch relationship in nanocrystalline materials[J]. Progress in materials science, 2009, 54(6): 689-706.
- [29] LIDE D R. CRC handbook of chemistry and physics[M]. Boca Raton, FL: CRC Press, 2003.
- [30] FRANZ R, NEIDHARDT J, MITTERER C, et al. Oxidation and diffusion processes during annealing of  $\text{AlCrVN}$  hard coatings[J]. Journal of vacuum science & technology A, 2008, 26(2): 302-308.