doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.02.003

氮气分压对 AlCrTiSiN 超晶格涂层微观结构及 力学性能的影响 *

牛宝林¹,陈汪林²,刘书媛²,张世宏²

(1. 芜湖职业技术学院 机械工程学院, 安徽 芜湖 241001; 2. 安徽工业大学 材料学院, 安徽 马鞍山 243002)

摘 要:超晶格涂层因具有优异的力学性能及抗氧化性能在刀具涂层工业中备受关注。采用多弧离子镀技术在高速 钢表面制备了 AlCrTiSiN 涂层,研究了氮气分压对 AlCrTiSiN 涂层微观结构及力学性能的影响。利用 X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电子显微镜(SEM)和原子力显微镜研究了 AlCrTiSiN 涂层的微观结构;利用纳米压痕仪、划痕仪和磨损仪 研究了 AlCrTiSiN 涂层的力学性能。结果表明:不同氮气分压的 AlCrTiSiN 涂层均由(Cr,Al)N 相、(Ti,Al)N 相和 (Cr,Al)₂N 相以及非晶态的 Si 相和 Si₃N₄ 相组成。与氮气分压为 4 Pa 的涂层相比,氮气分压为 2 或 3 Pa 的涂层具有 更高的硬度、抗载荷能力和涂层-基体结合强度,以及更低的摩擦因数及磨损率。此外,45 钢和铸铁切削试验表明:Al-CrTiSiN 涂层刀具较 AlCrN 涂层刀具有更好的切削性能,无涂层刀具具有最差的切削性能。

关键词:多弧离子镀,超晶格涂层,AlCrTiSiN,微观组织,力学性能

中图分类号: TG174.44 文献标志码: A 文章编号: 1007-9289(2015)02-0045-08

Effects of Partial Pressure of N₂ on Microstructure and Mechanical Properties of AlCrTiSiN Superlattice Coatings

NIU Bao-lin¹, CHEN Wang-lin², LIU Shu-yuan², ZHANG Shi-hong²

College of Mechanical Engineering, Wuhu Institute of Technology, Wuhu 241001, Anhui; 2. School of Material Science, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, Anhui)

Abstract: Superlattice coatings have been paid extensive attention to the cutting tool industry due to their excellent mechanical properties and oxidation resistance. AlCrTiSiN coatings were deposited on the surface of high-speed steels by multi-arc ion plating, and the effects of nitrogen partial pressure on the microstructure and mechanical properties of these AlCrTiSiN coatings were investigated. XRD, XPS and SEM were used out to study the microstructure of these superlattice coatings, and nanoindetation test, scratch tester and pin-on-disk tribo-test were employed to measure the mechanical properties of the coating. The results show that the microstructure of the superlattice coatings are composed of (Cr, Al)N phase, (Ti, Al)N phase and $(Cr, Al)_2N$ phases as well as amorphous Si and Si₃N₄ phases. Compared with the superlattice coatings deposited with 4 Pa partial pressure of nitrogen, the superlattice coatings deposited at 2 or 3 Pa present higher hardness, bearing capacity and adhesion strength of the coating to the substrate, as well as lower friction coefficient and wear rate. Additionally, cutting experiments of 45 steel and iron casting show that the tool with AlCrTiSiN coating reveals much higher cutting property than that of the tool with AlCrN coating, and the tool without any coating displays the lowest cutting property.

Keywords: multi-arc ion plating; superlattice coating; AlCrTiSiN; microstructure; mechanical property

网络出版日期: 2015-03-11 09:28; 网络出版地址: http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150311.1010.016.html
引文格式: 牛宝林,陈汪林,刘书媛,等. 氮气分压对 AlCrTiSiN 超晶格涂层微观结构及力学性能的影响 [J]. 中国表面工程, 2015,28 (2):45-52. Niu B L, Chen W L, Liu S Y, et al. Effects of partial pressure of N₂ on microstructure and mechanical properties of AlCrTiSiN superlattice coatings [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(2):45-52.

收稿日期: 2014-09-18; 修回日期: 2014-12-26; 基金项目: *国家自然科学基金(51305002); 安徽省自然科学基金(1408085QE92) 通讯作者: 张世宏(1981-), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向:表面工程; Tel: (0555) 3553 789; E-mail: tougaoyouxiang206@163.com

0 引 言

TiN和CrN涂层因硬度高、耐磨性好,被广 泛的用作切削刀具和冲裁模具涂层。但由于其 抗高温氧化性能较差^[1],因此,通过向其中添加 一定量的Al元素,制备了TiAlN、CrAlN、 CrTiAlN等涂层,发现这些涂层具有更高的硬 度、更低的摩擦因数及良好的抗高温氧化性 能^[2-3]。原因是Al不仅起固溶强化作用,还能跟 氧结合形成致密的Al₂O₃保护膜,可改善涂层的 高温氧化性能^[4]。虽然TiAlN、CrAlN等涂层氧 化性能得到明显改善,但仍然不能满足一些高速 切削或干切削刀具对涂层提出的高硬度、高韧性 等性能的要求。为了进一步改善涂层的力学性 能及高温氧化性能,超晶格涂层已引起了广大科 研工作者越来越多的关注^[5-9]。

超晶格涂层是由两种交替排列的物相组成, 每种物相的厚度介于 1~100 nm 之间,涂层的总 厚度小于 5 μm^[5]。在过去的几十年中,超晶格涂 层一直是世界表面工程领域的研究热点,也取得 了巨大的进展。研究发现通过调控调制周期和 结构可以使涂层获得更高的硬度、弹性模量、耐 磨性、热稳定和抗高温氧化等性能^[6•9]。另外,超 晶格涂层含有大量的近似平行于样品表面的界 面,当超晶格涂层受到冲击载荷时,这些界面变 形吸收大量的能量,阻碍裂纹扩展,展现出良好 的冲击韧性^[10]。

在纳米复合涂层中,Si 元素的存在状态跟涂 层的性能紧密相关。研究表明:Si 在涂层中存在 两种状态,一是 Si 固溶在氮化物中,起固溶强化的 作用;一是以非晶态 Si₃N₄ 相存在,可以细化晶粒 尺寸,起细晶强化作用^[10-11]。同时,非晶相与纳米 晶界面匹配完美,位错穿过非晶/纳米晶界面需要 更高的能量,从而改善了涂层韧性。另外,含 Si 涂 层在高速或干切割时,Si 容易跟氧结合,形成致密 SiO₂ 保护膜,提高涂层抗氧化性能^[12]。

作者课题组已制备了系列高 Al 基多元复合 涂层,其中,通过高分辨透射电镜表征可知^[13],文 中利用多弧离子镀技术制备的 AlCrTiSiN 涂层 结构表现为典型的超晶格特点。在此基础上文 中研究了氮气分压对 AlCrTiSiN 超晶格涂层微 观结构及力学性能的影响。

1 试 验

1.1 样品制备

试验使用 3 列 - 12 靶自动控制离子镀膜设备,其圆柱形沉积腔内尺寸 σ 700 mm×900 mm, 腔体内壁有 3 列对称平行分布的弧靶,每列放 4 个 靶材。试验使用靶材分别为:纯金属 Cr 靶(纯度 99.99%)、原子比为 7 : 3 的 AlCr 靶和原子比为 6 : 3 : 1的 AlTiSi 靶,靶材尺寸均为 σ 100 mm× 35 mm。选用 Ar(纯度 99.99%)作为保护气体,N₂ (纯度 99.99%)作为工作气体。使用的基体材料 为高速钢,尺寸为 12 mm×12 mm×3 mm。

试样片经抛光、清洗等前期处理后装入多弧 离子镀设备沉积室中的样品架上,保持试样片平行 于中心转轴,样品竖直放置,与靶材间距离约为 250 mm。镀膜时试样架转速为 3 r/min,沉积室温 度为 450 °C,真空度为 5.0×10^{-2} Pa。随后通入氩 气,负偏压 V_b = -900 V,然后采用氩离子对试样 进行清洗 20 min,随后通入 N₂ 进行沉积。沉积过 程中先开启 Cr 靶,沉积 CrN 打底,沉积时间为 4 min;然后同时开启 AlCr 靶与 Cr 靶,沉积 AlCrN 过渡层,沉积时间 3.3 min;紧接关闭 Cr 靶,开启 AlCr 靶沉积 AlCrN 层,沉积时间 120 min;最后同 时开启 AlTiSi 靶与 AlCr 靶,沉积 AlCrTiSiN 层, 沉积时间 90 min。具体沉积参数见表 1。

Procedure	Bias voltage/V	Partial pressure of N ₂ /Pa	Current/A			T	Deposition
			Cr	AlCr	AlTiSi	Temperature/ C	time/min
1	200	0.8	60	0	0	450	4
2	100	1.5	60	50	0	450	3.3
3	80	3.0	0	75	0	450	90
	80	2.0	0	75	75	450	120
4	80	3.0	0	75	75	450	120
	80	4 0	0	75	75	450	120

表 1 AlCrTiSiN 超晶格涂层的沉积参数

T.1.1. 1	Densitien		- (+1	ALC TICIN		
Lable 1	Deposition	parameters	of the	e Alur Lisin	superlattice	coatings

1.2 结构表征及力学性能测试

利用 D8 Advance 型多晶 X 射线衍射仪(Cu Ka 靶,加速电压 40 kV,电流 40 mA)对涂层进行 物相分析;利用 JSM-6360LV 型电子显微镜和 FEI-NANO SEM430 型场发射扫描电镜对薄膜 的表面形貌进行观察,并利用其所附带的能谱仪 分析薄膜表面成分;利用 Thermo ESCALAB 250 型 XPS 分析薄膜的化学态,采用 X 射线激发源, 单色 Al Ka (E=1 486.6 eV),功率 150 W,X 射 线束斑约 500 μ m。

利用球坑法测量不同沉积工艺下涂层的厚度,并计算出不同工艺下涂层的沉积速率;使用 MTS Nanoindenter XP 型纳米压痕仪测量涂层 的显微硬度,加载和卸载时间均为 15 s,载荷为 300 mN,压入深度为 800 nm;采用 HH-3000 划 痕仪测试薄膜结合强度,采用连续加载方式,最 大载荷为 120 N,加载速度为 2 mm/s;利用洛氏 硬度计在 150 kg(1 470 N)载荷下对试样片进行加 载,卸载后在 100 倍光学显微镜下观察压痕周围薄 膜的剥落情况;HT-2001 POD 销盘摩擦磨损仪用 来测试薄膜的摩擦性能,其中转速 637 r/min,载荷 10 N,测试时间 1 800 s,温度和湿度分别为 32 °C 和 67%。磨损率采用公式 $k=W_v/(L \cdot sd)$ 计算。 其中,W_v 为磨损体积,L 为加载载荷,s 为滑移距 离,d 为磨损轨道直径。

2 结果与讨论

图1为不同氮气分压下 AlCrTiSiN 超晶格 涂层的 XRD 图谱。由图可知:不同氮气分压下涂 层的 XRD 图谱没有明显的区别,说明这些涂层物 相基本相同,均由面心立方结构的(Cr,Al)N/ (Ti,Al)N相以及六角结构的(Cr,Al)₂N相组成。 (Cr,Al)N/(Ti,Al)N 相晶格常数 a=0.417 nm> $a_{CrN} = 0.414$ nm, (Cr, Al)₂N 相晶格常数 a = 0.479 nm $< a_{Cr,N} = 0.481$ nm, c = 0.451 nm $> c_{Cr,N} =$ 0.448 nm。由于 Al 的原子半径比 Cr 原子半径 大,导致(Cr, Al)N相衍射峰向小角度漂移。 (Cr,Al)₂N相的形成是因为炉内较低的氮分压。 图中并没有观察到 AlN 相或其他含 Al 化合物的 衍射峰,说明 Al 元素几乎固溶在(Cr, Al)N 相和 (Ti,Al)N 相中,起固溶强化作用^[7,14-15]。同样, 未发现 Si 或含 Si 化合物的衍射峰,这说明 Si 元 素可能以非晶相的形式存在或固溶在 (Ti,Al)N 相晶格中。仔细观察发现 XRD 衍射峰明显宽 化,这是因为涂层存在较大的内应力和晶粒的 细化^[10-11]。



图 1 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的 XRD 图谱

Fig. 1 $\,$ XRD spectrum of the AlCrTiSiN superlattice coatings deposited at valours partial pressures of N_2

为了表征 AlCrTiSiN 超晶格涂层中 Si 元素 的存在状态,利用 XPS 分析了 3 Pa 下超晶格涂 层 Si 元素键能,结果见图 2。XPS 图中存在两个 键能峰,即:99.0 eV 和 101.8 eV,分别对应非晶 Si 和非晶 Si₃N₄ 相。根据 XRD 和 XPS 图谱可 知,涂层主要由晶态的(Cr,Al)N 相、(Ti,Al)N 相和(Cr,Al)₂N 相以及少量的非晶态 Si 相和 Si₃N₄ 相组成。XPS 定量分析表明:AlCrTiSiN 涂层中元素含量为:42.3% N,38.6% Al, 6.7% Cr,6.9% Ti,1.9% Si 和 3.5% O。由于 炉内残留极少量的氧,因此涂层在沉积中存在少 量氧化。



图 2 AlCrTiSiN 超晶格涂层中 Si 元素的 XPS 图谱 Fig. 2 XPS spectrum of the Si element in the AlCrTi-SiN superlattice coatings

图 3 为 2 Pa 下超晶格涂层的球坑形貌。从 图中可以看出,涂层横截面组织分为 3 层,即:内 层的 CrN 粘结层;中间的 AlCrN 梯度层;外层的

> Substrate CEN AICEN AICEN AICEN DOO jum

(a) Low magnification

(b) High magnification

图 3 2 Pa下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的球坑形貌

Fig. 3 Ball-cratering morphologies of the AlCrTiSiN superlattice coatings deposited at 2 Pa

AlCrTiSiN 超晶格涂层的沉积速率如图 4 所 示。2、3 和 4 Pa 的 AlCrTiSiN 涂层的沉积速率 分别为 26.2、14.8 和 11.5 nm/min。涂层沉积速 率随氮气分压的升高而降低。这是因为氮气分 压升高时,靶离子平均自由程增加,乘积速率降 低;另一方面,氮气分压过高,氮原子与靶材表面 原子反应,生产高熔点的 AlTiN_x 或 AlCrN_x 相, 引起靶材"中毒",降低了涂层的沉积速率。



图 4 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的沉积 速率

Fig. 4 Deposition rate of the AlCrTiSiN superlattice coatings at different partial pressures of N_2

图 5 为 2、3 和 4 Pa 下涂层的表面形貌。由 图可知:2 Pa 的涂层表面呈现更多的浅坑和固体 颗粒。EDS 分析显示这些颗粒富含 N, Cr, Ti 和 Al 元素,说明这些颗粒大部分是(Cr,Al)N 相 和 (Ti,Al)N 相。为了定量研究不同氮气分压对 薄膜表面大颗粒(>1 μm)的影响,定义大颗粒的 密度(f_{MPs}):

AlCrTiSiN 工作层(图 3(b))。计算得到氮气分

压为 2、3 和 4 Pa 的 AlCrTiSiN 涂层的厚度分别

为 1.61、2.03 和 2.04 µm。

$$f_{\rm MPs} = \frac{A_{\rm MPs}}{A_{\rm total}} \tag{1}$$

其中,A_{MPs}和A_{total}分别为金相图片中所有大 颗粒的面积和金相图片的总面积。用金相显微 镜在 500 倍下采集不同工艺参数条件下的金相 组织,然后用 Image-Tool 软件计算 f^[16],每一个 f_{MPs}值为8次计算值的平均值,结果见图 6。由图 可知:氮气分压为 2 Pa,f_{MPs}为22.3%;氮气分压 增加到 3 Pa 时,f_{MPs}下降到 16.9%;随着氮气分 压的进一步增加,f_{MPs}增加至 23.8%。氮气分压 较低时(2 Pa),平均自由程小,溅射现象严重,颗 粒密度较大;氮气分压过高(4 Pa),平均自由程增 大,碰撞聚集形成的颗粒多,颗粒相的 f_{MPs}增加。 AFM 测试表明,氮气分压为 2、3 和 4 Pa 时,涂层 表面粗糙度分别为 40.1、23.9 和 39.5 nm;AFM 测试结果与图 6 结果一致。

为了避免热漂移、基体塑性变形及涂层表面 微颗粒对纳米硬度测试结果的影响,采用连续加 载方式测试涂层的表面纳米硬度。图7为不同 氮气分压下样品表面硬度及弹性模量。随氮气分 压升高,涂层硬度降低。氮气分压为2、3和4Pa 时,涂层硬度分别为35.3、34.3和31.6GPa。弹性



图 5 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的表面形貌

Fig. 5 Surface morphologies of the AlCrTiSiN superlattice coatings deposited at different partial pressures of N₂



图 6 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 涂层的微颗粒密度 Fig. 6 Macroparticle density of the AlCrTiSiN coatings deposited at different partial pressures of N₂

模量分别为 369.3、362.4 和 342.0 GPa。氮气分 压较低时(2 Pa),平均自由程小,虽然溅射现象较 为严重,但涂层组织更为致密,且涂层内应力较 大,因此硬度和弹性模量大;氮气分压过高时 (4 Pa),平均自由程增大,涂层组织较为疏松,内 应力减少,硬度和弹性模量降低^[17]。

涂层-基体结合强度是涂层非常重要的一个 力学性能,决定涂层使用寿命。目前,大多数科 研工作者采用洛氏硬度计和划痕仪测试涂层-基 体结合强度。图 8 为光学显微镜下观察到的压 痕形貌。氮气分压为 2 Pa 和 3 Pa 时,压痕边缘 涂层没有出现明显的剥落,只有少量细微裂纹; 氮气分压为 4 Pa 时,压痕边缘涂层出现了一定量 的剥落,压痕周围还出现了环形裂纹,这说明氮 气分压为 2 Pa 和 3 Pa 的涂层具有优良的涂层-基体结合强度,以及更高的抗载荷能力。

利用划痕仪测试了涂层-基体的结合力。通常情况下,薄膜的划痕可以分为3个区段^[17]:I区



图 7 不同氮气分压 AlCrTiSiN 超晶格涂层的硬度及弹 性模量

Fig. 7 Hardness and modulus curves of the AlCrTiSiN superlattice coatings deposited at different partial pressures of N_2

的临界点记为 Lc1,定义为薄膜内聚力失效的临 界点;II 区的临界点 Lc2,定义为基体界面附着失 效的临界载荷;III 区表示压头直接与基体接触, 记为 Lc3。通常情况下,把 Lc2 作为涂层-基体结 合强度^[18]。图 9(a)为 2 Pa 的涂层划痕摩擦力- 载荷及其划痕形貌。由图可知:Lc1、Lc2和Lc3 分别为33.5、55.3和113.2N,涂层展现出高的 涂层-基体结合强度。用相同方法,也测试了 3Pa和4Pa的涂层结合强度。图10为不同氮气 分压下涂层各阶段临界载荷。从图中可以看出, 随氮气分压升高,涂层-基体结合强度缓慢下降, 但涂层-基体结合强度均高于 50 N,展现出高的 涂层-基体结合强度。



图 8 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的压痕形貌

Fig. 8 Indentation morphologies of the AlCrTiSiN supperlattice coating deposited at different partial pressures of N_2



图 9 2 Pa下 AlCrTiSiN 超晶格涂层的划痕曲线 Fig. 9 Typical scratch adhesion profile of the AlCrTi-SiN supperlattice coating deposited at 2 Pa



图 10 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 涂层的临界载荷 Fig. 10 Critical load of the AlCrTiSiN coatings deposited at different partial pressures of N₂

图 11 为不同氮气分压下涂层的摩擦因数。 由图可知:不同氮气分压的涂层摩擦因数具有相 同的变化趋势,即:摩擦因数随磨损时间的延长 而快速增大,然后达到一个稳定值。氮气分压为 2 Pa 和 3 Pa 的涂层的摩擦因数分别为 0.496 和 0.493。氮气分压为 4 Pa 的涂层的稳定摩擦因数 0.544,略高于氮气分压为 2 Pa 和 3 Pa 下的。



图 11 不同氮气分压下 AlCrTiSiN 涂层的摩擦因数 Fig. 11 Friction coefficient of the AlCrTiSiN coatings deposited at different partial pressures of N₂

图 12 为不同氮气分压对涂层磨损率的影 响。由图可知:当氮气分压为 2 Pa 和 3 Pa 时,涂 层具有较小的磨损率,为 5.27×10⁻⁶ nm³/N•m 和 5.24×10⁻⁶ nm³/N•m。氮气分压为 4 Pa 的 涂层的磨损率为 5.51×10⁻⁶ nm³/N•m。不同氮 气分压的涂层的摩擦因数跟其磨损率是一致的。





氮气分压为 2 Pa 或 3 Pa 时,涂层具有高的硬度 及高的抗载荷能力,涂层的抗磨损性能也升高; 随氮气分压进一步升高,涂层硬度和抗载荷能力 降低,涂层抗磨损性能也降低。

为检查无涂层刀具及 AlCrN 和 AlCrTiSiN 超晶格涂层(3 Pa)刀具切削寿命,利用这些刀具 进行了切削铸铁(加工顶平面)的切削试验。切 削参数和试验结果如表 2 所示。由表 2 可知:无 涂镀的高速钢刀具加工铸铁使用寿命为 3 h;Al-CrN 涂层的刀具可以使用 5 h;而 AlCrTiSiN 涂层 刀具使用寿命为 8 h。切削 45 钢(加工侧面)的切 削试验结果如表 3 所示。无涂层的高速钢刀具加 工寿命为 0.5 h;AlCrN 涂层的刀具可以使用2 h; 而 AlCrTiSiN 涂层刀具使用寿命为 4 h。

表 2 AICrTiSiN 超晶格涂层、AICrN 涂层和无涂层刀具寿命的比较(切削铸铁)

Table 2 Comparison of cutlery life with AlCrTiSiN superlattice coating, AlCrN and without coating (Casting iron)

Sample	Coating	Cutting material	Cutting speed/ (m • min ⁻¹)	Rotating speed/ (n • min ⁻¹)	Cutting time/ h	Failure
1	No	Casting iron	47	1 500	3	Wearing
2	AlCrN	Casting iron	47	1 500	5	Wearing
3	AlCrTiSiN	Casting iron	47	1 500	8	Wearing

表 3 AICrTiSiN 超晶格涂层、AICrN 涂层和无涂层刀具切削寿命的比较(切削 45 钢侧面)

Table 3 Comparison of lifetime of butt mills with AlCrTiSiN supperlattice coating, AlCrN and without coating (45 steel)

Sample	Coating	Cutting material	Cutting speed/ (m • min ⁻¹)	Rotating speed/ (n • min ⁻¹)	Cutting time/	Failure
1	No	45 steel	22	715	0.5	Wearing
2	AlCrN	45 steel	22	715	2	Wearing
3	AlCrTiSiN	45 steel	22	715	4	Wearing

45 钢切屑刀具后刀面磨损形貌如图 13 所示。从涂层中可以看出,无涂层刀具切削 0.5 h 后刀面表面发黄,这说明出现了明显的氧化和烧 损。此外,还发现了犁沟,切屑或破落的氧化物 在切屑过程中充当磨料,出现了磨粒磨损。 AlCrN涂层并没有出现氧化和烧损的特征,仅出 现大量的犁沟,这说明 AlCrN 涂层刀具主要是出 现了磨粒磨。AlCrTiSiN 涂层刀具并没有出现 明显的烧损和犁沟,后刀面平滑,这说明 AlCrTi-SiN 涂层较 AlCrN 涂层具有更好的切屑性能。 这是由于 AlCrTiSiN 超晶格涂层较 AlCrN 涂层 具有高的硬度、低的摩擦因数、高的涂层-基体结 合力和更好的韧性^[19-20]。此外, AlCrTiSiN 中的



图 13 无涂层、AlCrN 涂层和 AlCrTiSiN 超晶格涂层高 速钢刀具后刀面磨损形貌

Fig. 13 Wearing morphologies of the high-speed steel tools without coatings and with AlCrN and AlCrTiSiN coatings

非晶相起自润滑作用,以及 Si 与 O 结合,形成致 密的氧化物保护膜,使得 AlCrTiSiN 涂层刀具切 削寿命得到显著改善。

3 结 论

(1)不同氮气分压的 AlCrTiSiN 超晶格涂
 层均由(Cr,Al)N 相、(Ti,Al)N 相和(Cr,Al)2N
 相以及非晶态的 Si 相和 Si3N4 相组成。

(2)与氮气分压为4Pa的涂层相比,2Pa或3Pa的涂层具有更高的硬度、抗载荷能力和涂层-基体结合强度,以及低的摩擦因数及磨损率。

(3) AlCrTiSiN 超晶格涂层刀具的切削性能 比 AlCrN 涂层刀具的要好,无涂层刀具的最差。

参考文献

- [1] 王辉,梁红缨,张欣苑,等. TiN-TiN/CrN-CrN 薄膜的制备与应用研究[J]. 工具技术,2009,43(10):14-18.
 Wang H, Liang H Y, Zhang X W, et al. Fabrication process and application of TiN-TiN/CrN-CrN films [J].
 Tool Engineering, 2009, 43(10):14-18 (in Chinese).
- [2] Sanchez J E, Sancheza O M, Ipaz I. Mechanical, tribological, and electrochemical behavior of Cr_{1-x} Al_xN coatings deposited by r. f. reactive magnetron co-sputtering method [J]. Applied Surface Science, 2010, 256(8): 2380-90.
- [3] Chim Y C, Ding X Z, Zeng X T, et al. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating cathode arc [J]. Thin Solid Films, 2009, 517(17): 4845-9.
- [4] 劳技军,胡晓萍,虞晓江,等. AIN 在 AIN/VN 纳米多层 膜中的相转变及其对薄膜力学性能的影响[J].物理学报, 2003,52(9):2259-63.

Lao J J. Hu X P, Yu X J, et al. Phase transformation of AlN in AlN/VN nanomultilayers and its effect on the mechanical properties of films [J]. Acta Phyisca Sinica, 2003, 52(9): 2259-63.

- [5] Zhang R F, Argon A S, Veprek S. Electronic structure, stability, and mechanism of the decohesion and shear of interfaces in superhard nanocomposites and heterostructures [J]. Physical Review B, 2009, 79: 245426-39.
- [6] Chen H W, Chan Y C, Lee J W, et al. Oxidation behavior of Si-doped nanocomposite CrAlSiN coatings [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 205(5): 1189-94.
- Polcar T, Cavaleiro A. High temperature properties of CrAlN, CrAlSiN and AlCrSiN coatings – structure and oxidation [J]. Materials Chemistry Physics, 2011, 129(1/2): 195–201.

- [8] Lee D B, Nguyen T D, Kim S K. Air-oxidation of nano-multilayered CrAlSiN thin films between 800 °C and 1000 °C [J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 203(9):1199-1204.
- [9] Chang Y Y, Chang C P, Wang D Y, et al. High temperature oxidation resistance of CrAlSiN coatings synthesized by a cathodic arc deposition process [J]. Journal of Alloys and Compound, 2008, 461(1/2): 336-341.
- [10] Vepřek S, Reiprich S, Li S Z. Superhard nanocrystalline composite materials: the TiN/Si₃N₄ system [J]. Applied Physical Letter, 1995, 66(1): 2640.
- [11] Veprek S, Veprek H M G J, Zhang R F. Chemistry, physics and fracture mechanics in search for superhard materials, and the origin of superhardness in ncTiN/a-Si₃N₄
 [J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2007, 68 (5/6): 1161-68.
- [12] PalDey S, Deevi S C. Single layer and muhilayer wear resistant coatings of (Ti, Al)N: a review [J]. Matrials Science and Engineering A, 2003, 342(1/2): 58-79.
- [13] Zheng J, Zhang S H, Wu P, et al. Microstructures and mechanical properties of duplex-treated composite ceramic coatings with and without compound layer [J]. Ceramics International, 2015, 41: 2519-26.
- [14] Zhang S H, Wang L, Wang Q M, et al. A superhard CrAl-SiN superlattice coating deposited by multi-arc ion plating: I. microstructure and mechanical properties [J]. Surface and Coating Technology, 2013, 214(15): 160-167.
- [15] Yoon S Y, Kimb J K, Kwang H K. A comparative study on tribological behavior of TiN and TiAlN coatings prepared by arc ion plating technique [J]. Surface & Coatings Technology, 2002, 161(2/3): 237-242.
- [16] Cai F, Zhang S H, Li J L, et al. Effect of nitrogen partical pressure on Al – Ti – N films deposited by arc ion plating [J]. Applied Surface Science, 2011, 258(5): 1819–25.
- [17] Li T P, Li M S, Zhou Y C. Phase segregation and its effect on the adhesion of Cr-Al-N coatings on K38G alloy prepared by magnetron sputtering method [J]. Surface &-Coatings Technology, 2007, 201(18): 7692-98.
- [18] Kale A N, Ravindranath K, Kotharia D C, et al. Tribological properties of (Ti, Al)/N coatings deposited at different bias voltages using the cathodic arc technique [J]. Surface & Coatings Technology, 2001, 145(1/2/3): 60-70.
- [19] Wang L, Zhang S H, Chen Z, et al. Influence of deposition parameters on hard Cr - Al - N coatings deposited by multi-arc ion plating [J]. Applied Surface Science, 2012, 258(8): 3629-36.
- [20] Wan X S, Zhao S S, Yang Y, et al. Effects of nitrogen pressure and pulse bias voltage on the properties of Cr-N coatings deposited by arc ion plating [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204(11): 1800-10.