

峰值功率对高功率脉冲磁控溅射氮化铬薄膜力学性能的影响

王愉¹, 陈畅子², 吴艳萍³, 冷永祥¹

(1.西南交通大学 材料科学与工程学院, 成都 610031; 2.荆楚理工学院, 湖北 荆门 448000;
3.中国工程物理研究院, 四川 绵阳 621907)

摘要:目的 采用高功率脉冲磁控溅射 (HIPIMS) 制备力学性能优良的氮化铬薄膜。方法 采用 HIPIMS 技术, 利用铬靶及氩气、氮气, 在不同峰值功率 (52.44, 91.52, 138 kW) 下沉积了氮化铬薄膜。采用 X 射线衍射技术 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM)、纳米硬度计、摩擦磨损试验机、划痕仪等评价方法, 研究了峰值功率对薄膜组织结构和力学性能的影响。结果 当峰值功率为 52 kW 时, 靶材原子与离子的比值仅为 5.4%, 所生成氮化铬薄膜的晶粒尺寸较小, 薄膜出现剥落的临界载荷为 42 N, 薄膜的磨损深度达到 349 nm; 当峰值功率提高到 138 kW 时, 靶材原子与离子的比值为 12.5%, 在最大载荷 100 N 时, 薄膜也未出现剥落, 同时磨损深度仅为 146 nm。结论 高的峰值功率能够提高靶材原子离子化率和离子对基片的轰击效应, 使氮化铬薄膜晶粒重结晶而长大, 消除部分应力, 使薄膜表现出优良的耐磨性和韧性, 因此提高靶材峰值功率可以提高氮化铬薄膜的力学性能。

关键词: 高功率脉冲磁控溅射; 峰值功率; 氮化铬; 薄膜; 力学性能

中图分类号: TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)01-0015-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.01.003

Influence of Peak Power on Mechanical Property of CrN Films Deposited by High Power Impulse Magnetron Sputtering

WANG Yu¹, CHEN Chang-zi², WU Yan-ping³, LENG Yong-xiang¹

(1.School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China; 2.Jingchu University of Technology, Jingmen 448000, China; 3.China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621907, China)

ABSTRACT: CrN films were deposited at different peak power (52.44, 91.52, 138 kW) by taking advantage of high power impulse magnetron sputtering (HIPIMS). The influence of peak power on structure and mechanical property of CrN films were characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), nano-hardness tester, friction-abrasion testing machine and scratch tester. At lower peak power of 52 kW, the ion/atom ratio was only 5.4%. The fabricated CrN films were of small grain size, low critical load as 42 N and wearing depth as 349 nm. At higher peak power of 138 kW, the ion/atom ratio was 12.5%, no film pelt off at the maximum load of 100 N and wearing depth was only 146 nm. High peak power can improve atomic ionization rate and ion bombardment to substrate, so as to realize grain recrystallization and growth of CrN films, reduce

收稿日期: 2016-07-05; 修订日期: 2016-11-06

Received: 2016-07-05; Revised: 2016-11-06

基金项目: 湖北省教育厅科技项目基金 (Q20164301); 国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金 (U1330113); 国家自然科学基金 (31300787)

Fund: Supported by Educational Commission of Hubei Province of China(Q20164301), NSAF(U1330113) and National Nature Science Foundation of China(31300787)

作者简介: 王愉 (1989—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为等离子体表面改性技术。

Biography: WANG Yu(1989—), Female, Master graduate student, Research focus: plasma surface modification.

通讯作者: 陈畅子 (1983—), 男, 博士, 讲师, 主要研究方向为等离子体表面改性技术。

Corresponding author: CHEN Chang-zi(1983—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: plasma surface modification.

certain stress and provide excellent wear resistance and toughness for films. Therefore, the increase of peak power of target can improve the mechanical property of deposited CrN films.

KEY WORDS: high power impulse magnetron sputtering; peak power; CrN; film; mechanical property

CrN 薄膜由于具有硬度高、摩擦因数低和高温稳定性良好等优点而被广泛应用于工程领域^[1-2]。国内外学者利用各种表面处理的方法对其结构及力学性能进行了深入研究,如直流磁控溅射^[3-6]、多弧离子镀^[7]等,然而,直流磁控溅射技术由于离化率较低,制备出的 CrN 薄膜大多是以(111)择优生长,导致薄膜的应力、硬度和致密度较低^[8],硬度值大概在 15~16 GPa^[9-10]。电弧离子镀技术可以提高离化率,使 CrN 薄膜可以转向(200)生长,薄膜纳米压痕硬度可以达到 19~20 GPa^[11],但是在沉积过程中容易产生液滴,造成薄膜表面质量缺陷。

近年来,高功率脉冲磁控溅射技术^[12](HPPMS/HIPIMS)逐渐受到研究者的青睐,具有较高的峰值功率(一般超过平均功率 2 个量级),可以实现溅射靶材的高度离化^[13-15],能够提高薄膜质量^[16-19]。研究者利用该技术通过改变不同工艺参数,研究了氮化铬薄膜性能,例如,当气压在 0.3, 0.7 Pa 时,随着峰值功率由 42 kW 增加至 144 kW 时,CrN 结构由 CrN(111) 转化为 Cr₂N(111) 和 CrN(200) 择优取向,薄膜硬度分别达到了 22 GPa 和 29 GPa^[8];通过改变 N₂ 流量,峰值功率达到 86.3 kW,使得 Cr 离化率达到 40% 时,薄膜硬度为 29 GPa,摩擦因数最低,其结构也由 CrN(111) 向 CrN(200) 转变^[20],特别是 N₂/Ar 流量比在 2% 时,控制峰值功率可以形成不同结构的 Cr₂N 和 CrN 混合相,薄膜硬度达到 27 GPa,电阻率也会升高^[21];通过改变脉冲电压^[22]也能够提高 CrN 薄膜硬度,当电压达到 700 V,达到 18.5 GPa;而当脉冲电压和气压不变时,通过调整脉冲占空比(2%~25%),控制峰值电流可以使 CrN 薄膜更加致密,晶粒由柱状晶逐步转为纳米晶^[23]。

可见 HPPMS 通过改变工艺参数调控峰值功率可以改变薄膜致密性、结构及性能,然而,较高的峰值功率带来的高离化率同时也会导致薄膜沉积速率的降低^[24],同时会产生应力影响薄膜的结合力。为了获得较好的薄膜综合力学性能及较高的薄膜表面质量,文中提出了改变非放电参数的方法,即其他工艺参数不变,通过调整电源可调电阻 R ,改变等离子放电状态来调控溅射靶材峰值功率,进而研究峰值功率对放电特性, CrN 薄膜结构、应力及力学性能影响。

1 实验方法

实验采用 HIPIMS 技术在单晶硅(100)和 316 L

不锈钢上沉积 CrN 薄膜,实验装置见图 1^[25],其中 P 代表峰值功率。研究采用位置 D 处的铬靶(13.4 cm×17.0 cm×0.6 cm, 99.99%)作为溅射源。薄膜沉积过程中,电源输出电压设置为-800 V,频率 200 Hz,脉宽 100 μs,基体偏压设置为-50 V。限流电阻 R_1 串联在电路中,通过改变 R_1 的大小,可以得到不同峰值电流及峰值功率。具体实验参数见表 1,其中 R_1 为限流电阻, H 为薄膜硬度, E 为弹性模量。薄膜沉积之前,真空室通入 60 mL/min 氩气,在样品台上施加 -1600 V 电压,溅射清洗样品 20 min。为了增加 CrN 薄膜与基体的结合,在薄膜沉积之前,先在基体上沉积纯 Cr 金属膜(约 100 nm)作为过渡层。

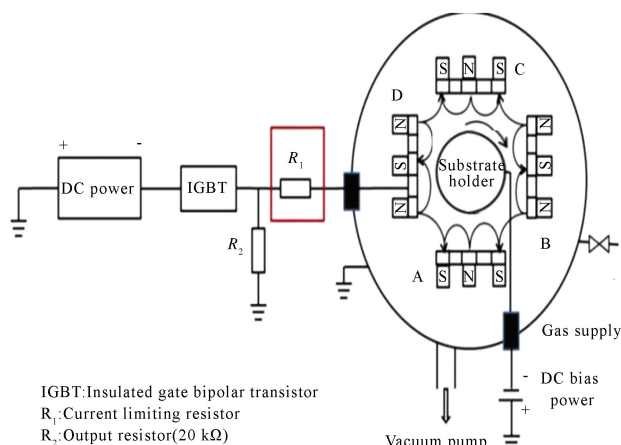


图 1 高功率脉冲磁控溅射设备装置

Fig.1 Schematic of high power impulse magnetron sputtering

为研究高功率脉冲磁控溅射电源的放电特性,采用示波器(Tektromix TDS-220)观察电路中的靶电压、电流及基片离子流波形。采用发射光谱法(Avantes, AvaSpec-2048-7-USB2)监测等离子体组分变化,将光纤探头置于溅射靶前 1.0 cm 处。利用 AMBIOS XP-2 型台阶仪测量薄膜的厚度和残余应力。采用荷兰 Philips X'Pert X 射线衍射仪(XRD)对 Si 基体上 CrN 薄膜的相结构进行表征。采用扫描电子显微镜(JEOL JSM-7001F, Japan)观察薄膜样品的表面和断面形貌。采用纳米硬度计(Agilent, nano indenter G200, USA)评价薄膜硬度。采用 MFT-4000 多功能划痕仪评价薄/基结合性能,并利用光学显微镜(AxioCam, ERc5s)观察划痕形貌。使用瑞士 CSEM 公司的摩擦磨损试验机评价 CrN 薄膜耐磨性,并分别使用台阶仪和光学显微镜观察磨痕深度和磨损形貌。

表 1 实验工艺参数及薄膜性能
Tab.1 Experimental parameters of CrN films deposition

序号	R_1/Ω	Peak current /A	Peak power /kW	Average power /kW	$Q(\text{Ar})$ /(mL·min ⁻¹)	$Q(\text{N}_2)$ /(mL·min ⁻¹)	Time /min	H^3/E^2	H/E
1 [#]	3.0	114	52.44	756				0.088	0.068
2 [#]	1.5	199	91.54	1309	60	12	20	0.094	0.072
3 [#]	1.0	300	138.00	1790				0.097	0.074

2 结果及讨论

2.1 靶材放电特性及等离子体组分

不同 R_1 (限流电阻) 下 Cr 靶材的放电电压-电流曲线及基片离子流曲线见图 2。从图 2a 和图 2b 中可以看出, 对于不同的限流电阻 R_1 , 靶材稳定电压基本一致, 峰值电流随着 R_1 的减小而增加, 同时电流上升速率增加。由于 R_1 串联在电路中能够起到分压的作用, 因此改变电阻的大小即能起到调节靶材峰值电流和峰值功率的目的。当 R_1 为 3.0, 1.5, 1.0 Ω 时, 靶材峰值电流分别为 114, 199, 300 A, 相应峰值功率分别为 52.44, 91.54, 138 kW。同时, 从图 2c 可以看出, 随着限流电阻 R_1 的减小及峰值电流的提高, 基片离子流逐渐增加, 说明到达基片的离子数量逐渐增多。

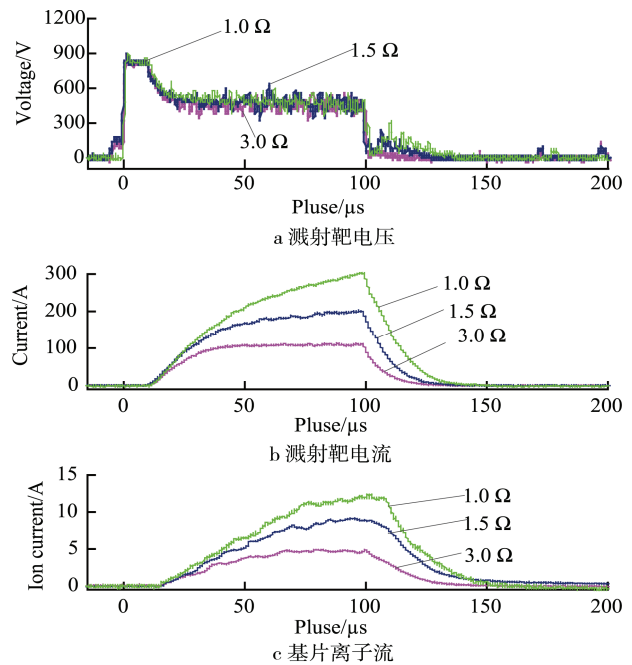


图 2 不同限流电阻靶材放电特性曲线及基片离子流曲线
Fig.2 The electrical characteristics of target and ion current at different current-limiting resistors

采用 HIPIMS 技术沉积 CrN 薄膜时, 不同峰值功率下辉光放电等离子体发射光谱强度值和 Cr^+/Cr^0 强度比值见图 3。通过对光谱仪采集的光谱 (200 ~ 820 nm) 进行分析, 发现 HIPIMS 等离子体发射光谱

主要由 Cr^+ (250 ~ 350 nm), Cr^0 (400 ~ 450 nm), Ar^+ (450 ~ 480 nm) 和 Ar^0 (650 ~ 820 nm) 组成。选取波长为 312.0, 427.4, 435.1 和 811.5 nm 的 4 个特征峰, 分别是 Cr^+ , Cr^0 , Ar^+ 和 Ar^0 的典型发射光谱^[26-27],

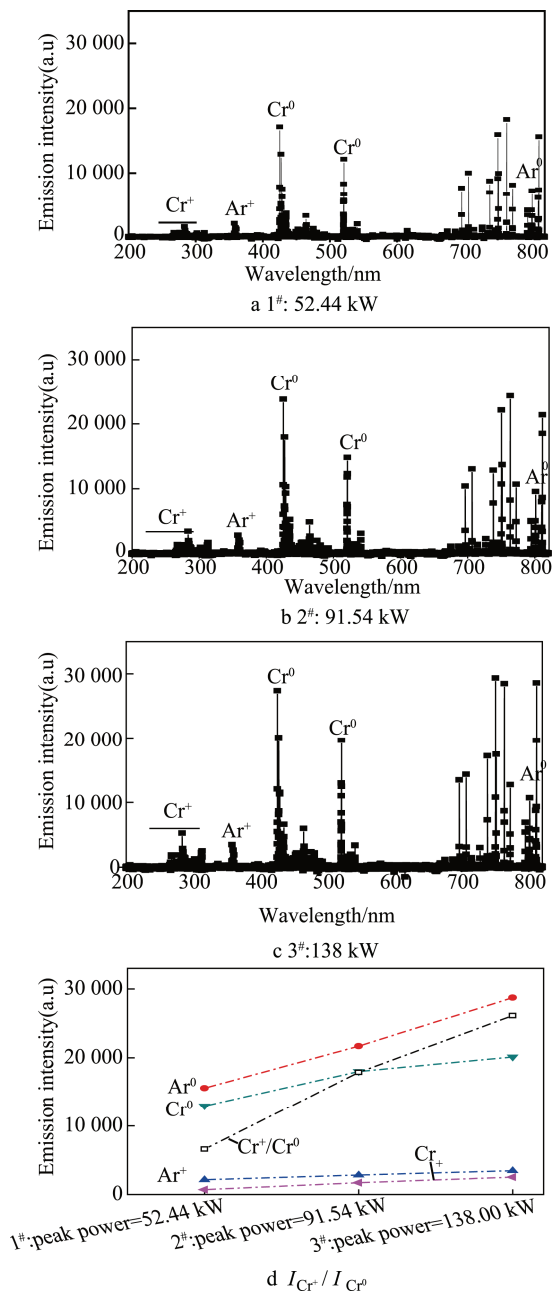


图 3 不同峰值功率等离子体各组分强度值
Fig.3 Intensities of selected emission lines of plasma at different peak powers

并用 Cr^+/Cr^0 光谱强度比值代表靶材金属原子离化率^[28]。从图 3 可以看出,随着靶材峰值功率增加,各粒子的发射强度逐渐增加,说明等离子体密度增大。由于在保持高功率电源脉宽和频率一致,减小限流电阻提高靶材峰值功率的同时,靶材平均功率也在增加(表 1),因此等离子体中各组分发射强度增加。靶材峰值功率为 52.44, 91.54, 138.00 kW 时, Cr^+/Cr^0 强度比值分别为 5.4%, 9.5%, 12.5%, 表明靶材峰值功率及平均功率的提高能够有效提高金属原子离化率。

2.2 沉积速率和微观结构

不同峰值功率 CrN 薄膜的沉积速率见图 4。从图 4 可以看出,薄膜沉积速率没有明显变化。这主要是由于峰值功率升高,金属原子离化率提高,导致靶材对离子的返吸收作用^[29]增加,被吸收部分则无法用于薄膜沉积,致使沉积速率降低。同时由于较高功率下离子对基片的轰击刻蚀作用增强^[25],限制了粒子在基体上的吸附,因此,峰值功率提高,金属离化率提高,由于靶材对离子的返吸收作用和离子对沉积薄膜的刻蚀作用,可能导致薄膜沉积速率降低。另一方面,由于实验中减小限流电阻提高峰值功率的同时,靶材平均功率也有所提高,等离子体组分密度增加,有利于沉积速率的提高^[30],因此两方面的综合作用导致 CrN 薄膜沉积速率在不同峰值功率下基本一致。

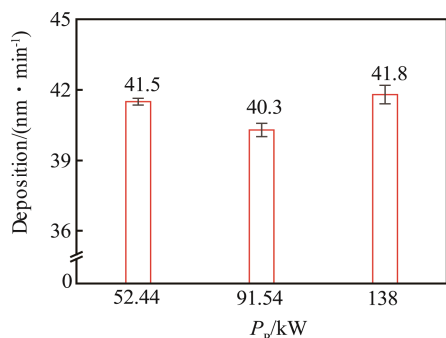


图 4 不同峰值功率 CrN 薄膜沉积速率

Fig.4 Deposition rate of CrN films fabricated at different peak target powers

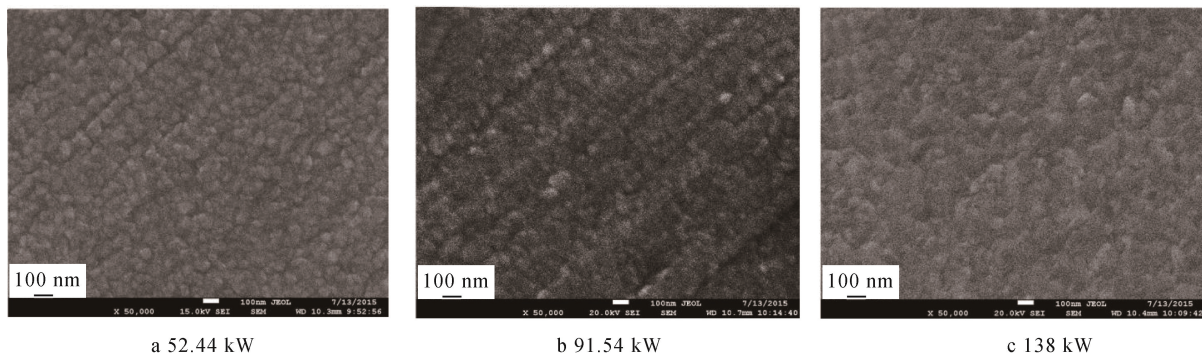


图 6 不同峰值功率下 CrN 薄膜的表面结构

Fig.6 Surface micrographs of CrN films deposited at different peak target powers

使用 XRD 射线衍射仪表征不同峰值功率下薄膜的晶体结构,采用常规 Co 靶衍射, X 射线管电压为 30 kV,电流为 50 mA,结果见图 5。从图 5 可以看出,在不同的峰值功率下,所生成薄膜均出现 CrN (200), CrN (220) 衍射峰,分别位于 43.59° 和 63.37°。当峰值功率增加到 138.00 kW 时,在 43.55° 位置还出现了一个较弱的 Cr_2N (111) 衍射峰。因为在较大的峰值功率下,溅射粒子数量增加(图 3),在 N_2/Ar 比较小的情况下,金属离子和原子相对过量,因此生成较弱的 Cr_2N (111) 衍射峰^[21,31],这与文献报道峰值功率 42 kW 至 144 kW 时, CrN 结构由 (111) 转化为 Cr_2N (111) 和 CrN (200) 择优取向^[8]是一致的。

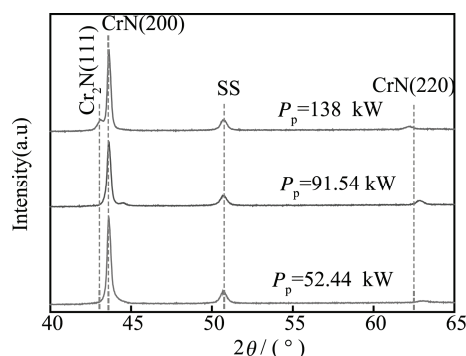


图 5 不同峰值功率下 CrN 薄膜的 XRD 结果

Fig.5 XRD patterns of CrN films deposited at different peak target powers

不同峰值功率下制备 CrN 薄膜的表面形貌见图 6,断面形貌见图 7。从图 6a 可以看出,在较低峰值功率下所生成的薄膜晶粒细小,提高峰值功率后,薄膜晶粒尺寸长大(图 6b—c)。这可能由于峰值功率升高后,高能离子轰击薄膜,晶粒在高温下生长和重结晶,因此晶粒长大^[32]。从图 7a 断面结构可以看出,在较低峰值功率(52.44 kW)下,生成的薄膜呈细晶纤维状结构,随着峰值功率的增加,薄膜纤维状结构变粗大(图 7b—c)。

2.3 力学性能评价

由于 HIPIMS 技术中高能离子轰击基片,并通过

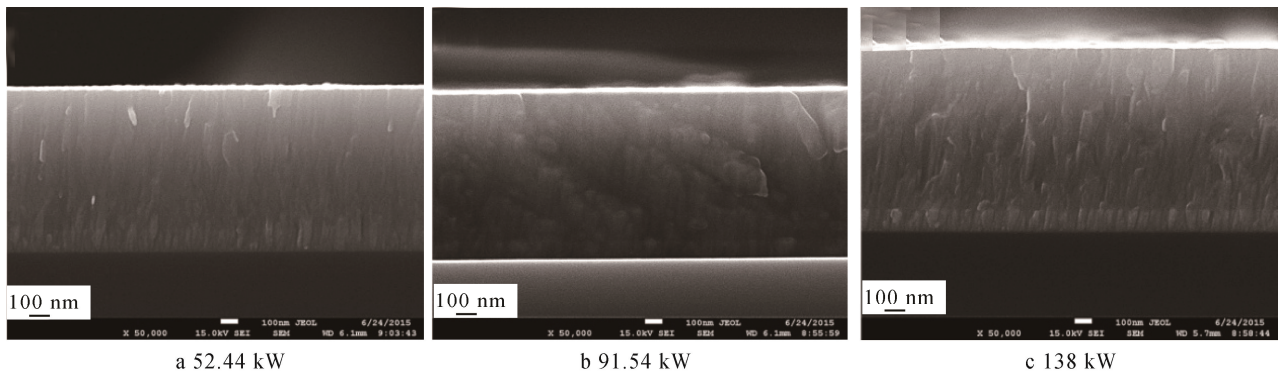


图 7 不同峰值功率下 CrN 薄膜的断面结构

Fig.7 Cross-section micrographs of CrN films deposited at different peak target powers

一系列回弹碰撞取代薄膜中处于平衡位置的原子,从而导致体积变形使薄膜产生压应力^[33]。采用曲率法测量 Si (100) 基体上沉积薄膜后的曲率变化,并使用 Stoney 公式计算不同峰值功率下 CrN 薄膜的残余应力,结果见图 8。从图 8 可以看出,随着峰值功率增加,薄膜残余压应力出现小幅下降。这是因为在高的峰值功率下,高能离子对基片轰击作用的增强使得基片表面温度升高,从而产生较大的原子迁移率^[34],晶粒长大使得此缺陷的消除得到缓解,释放了部分应力,因此薄膜中残余压应力降低^[35]。

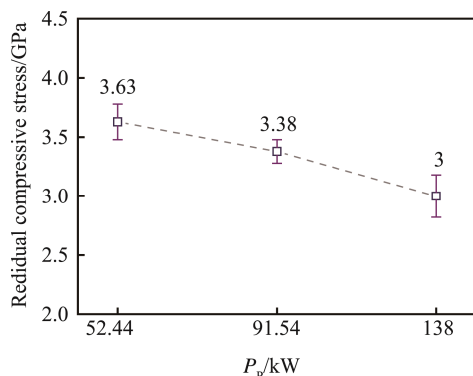


图 8 不同峰值功率下 CrN 薄膜残余应力

Fig.8 Residual compressive stress of CrN films fabricated at different peak powers

采用纳米硬度方法评价不同峰值功率下所制备 CrN 薄膜的硬度,预置深度 50 nm,加载卸载速率 10 nm/s,所得硬度和弹性模量见图 9。从图 9 可以看出,在峰值功率为 52.44, 91.54, 138 kW 时, CrN 薄膜硬度分别为 18.9, 18.1, 18.0 GPa, 弹性模量分别为 276.5, 251.1, 244.5 GPa。这也与之前报道的 CrN 硬度在 12~22 GPa, 弹性模量在 220~300 GPa 的结果相一致^[11,22]。由于随峰值功率增加,硬度值有减小的趋势,一方面这可能与薄膜中的残余压应力略微降低(图 8),使得薄膜中存在的弹性应变能也小幅降低,基片温度升高晶粒长大,薄膜硬度降低^[36],另一方面,由于峰值功率增大,出现了 Cr_2N 和 CrN 混合相,会

导致硬度略微偏低^[37]。

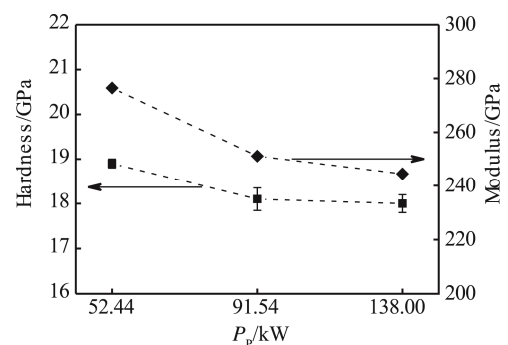


图 9 不同峰值功率下 CrN 薄膜硬度和弹性模量

Fig.9 Hardness and modulus of CrN films deposited at different peak powers

采用划痕法评价 CrN 薄膜与 316L 不锈钢基体的结合强度,选用 $\phi 3$ mm 的 Al_2O_3 球形压头,载荷为 0~100 N,每分钟加载 50 N,测试长度 5 mm,划痕失效形式见图 10。从图 10 可以看出,在不同峰值功率下制备的 CrN 薄膜,其划痕形貌中均没有出现大片薄膜从基体表面剥落的现象,说明采用 HIPIMS 技术可以制备膜/基结合强度较好的薄膜。峰值功率为 52.44 kW 时沉积的薄膜,其划痕形貌中出现大量共形裂纹的同时,在临界载荷为 42 N 时,薄膜出现部分剥落现象,见图 10a。当功率增加到 91.52 kW 时,载荷加到 100 N,未出现薄膜剥落现象,只有大量密集的共形裂纹出现,见图 10b,说明薄膜结合性能和划痕韧性有所提高。当进一步增加峰值功率至 138 kW 时,薄膜的划痕形貌中出现间距扩大的裂纹,见图 10c,说明在较高峰值功率下所沉积薄膜的划痕韧性进一步提高。从表 1 中 H/E 比值可以看出,随着峰值功率的升高, H/E 比值逐渐增加,说明峰值功率的增加提高了所沉积薄膜的韧性。这可能是因为较低峰值功率下所沉积薄膜的内应力较高,而高内应力会使薄膜在外力作用下易发生脆性失效。

采用摩擦磨损试验机评价 CrN 薄膜的耐磨性,对磨副选用 SiC 球 ($\phi 6$ mm),载荷 2.0 N,磨损 20

000 转, 磨损形貌见图 11, 磨痕深度见图 12。图 11a 可以看出, 在低峰值功率 (52.44 kW) 下制备的薄膜, 经过 20 000 转后, 发生严重磨损, 磨屑堆积较多, 同时从图 12a 可以看出, 磨痕深度达到 349 nm。提高峰值功率后, 所制备薄膜磨痕处的磨屑堆积量明显减少, 见图 11b, 同时磨痕深度也大幅度降低至 209 nm (图 12b)。当功率为 138 kW 时, 从图 11c 可以明显看出, 薄膜发生较小量的磨损, 磨痕深度仅为 146 nm (图 12c)。根据薄膜硬度 H 和弹性模量 E , 计算 H/E 和 H^3/E^2 比率, 见表 1。 H/E 比率可以用来评价薄膜的韧性^[38], H/E 比值越大, 表明薄膜的韧性越好。比率 H^3/E^2 对薄膜的力学性能有重要影

响, 可以用来评价薄膜的耐磨性^[39]。 H^3/E^2 比值越大, 表明薄膜抵抗塑性变形的能力越大, 薄膜越耐磨。从表 1 可以看出, 随着峰值功率增加, 薄膜 H^3/E^2 比值增加, 也表明薄膜耐磨性有所提高。可能由于在高的峰值功率下, 离化率高, 所沉积薄膜中点缺陷浓度较小, 能在外力作用下有效降低裂纹的产生, 使薄膜不易发生磨损^[20], 因此薄膜的磨损量较小, 耐磨性提高。

通过 HPPMS 技术, 利用改变限流电阻调控峰值功率的办法, 可以使硬度达到 18~18.9 GPa, 比普通磁控溅射报道的 15~16 GPa^[9-10]要高, 这与文献报道的 HPPMS 制备 CrN 薄膜硬度是一致^[8,20-22], 同时

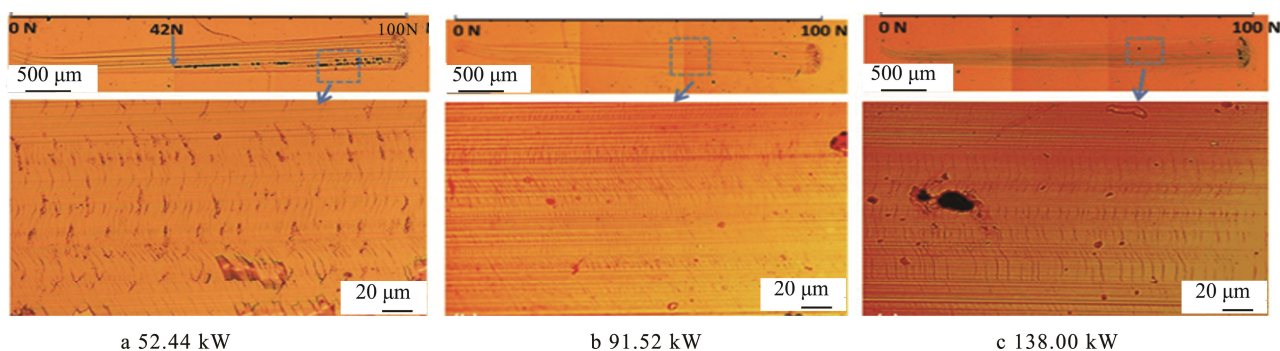


图 10 不同峰值功率下 316L 不锈钢表面所制备 CrN 薄膜的划痕失效形式

Fig.10 Micrographs of scratches on CrN films deposited on 316L SS at different peak powers

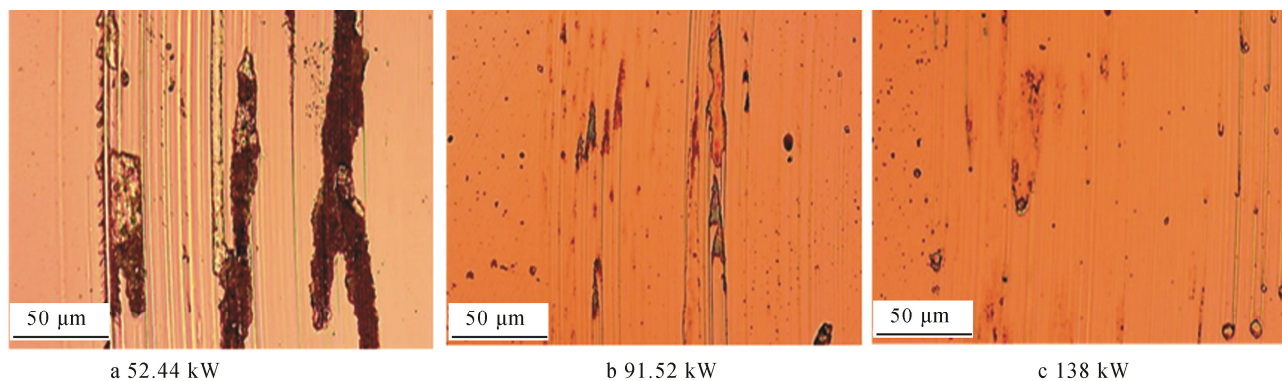


图 11 不同峰值功率下 316L 不锈钢表面制备 CrN 薄膜的表面磨痕形貌

Fig.11 Micrographs of the wear track on CrN films deposited on 316L SS at different peak powers

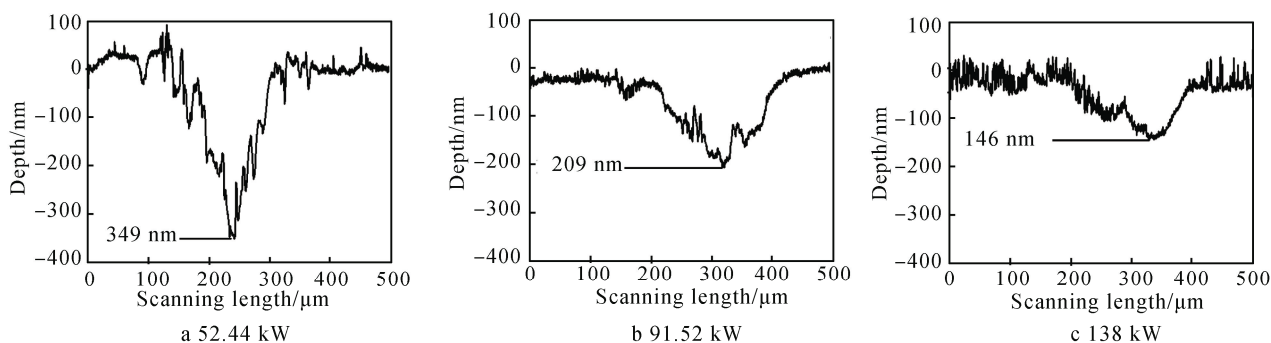


图 12 不同峰值功率下 316L 不锈钢表面制备 CrN 薄膜的表面磨痕深度

Fig.12 Depth of the wear track on CrN films deposited on 316L SS at different peak powers

不同气压^[8]或氩氦比^[20]通过 HPPMS 技术可调整离化率^[20—21], 使薄膜硬度达到 27~29 GPa, 摩擦因数会降低, 甚至应力状态会发生改变^[21], 通过限流电阻改变离化率, 磨损量明显降低, 同时结合力提高, 这说明通过改变限流电阻工艺制备良好性能的 CrN 薄膜还有更大的提升空间。

3 结论

利用 HPPMS 制备了 CrN 薄膜, 通过改变限流电阻调控峰值功率的方法, 研究了等离子放电特性、薄膜结构及力学性能, 获得如下结论。

1) 通过改变限流电阻, 靶材峰值功率从 52.44 kW 增加到 138 kW, 等离子体各组分发射光谱强度增加, 金属离子与原子比由 5.4% 提高到 12.5%, 而沉积速率在 40~42 nm/min, 保持稳定。

2) 在此工艺下, 制备的 CrN 薄膜都呈现 (002) 择优取向, 随着峰值功率增加, 薄膜呈现 Cr₂N 和 CrN 混合相, 薄膜硬度降低 (达到 18~19 GPa), 但韧性提高, 有效地提高了耐磨性和结合力。

3) 当其他放电工艺达到最优化时, 还可以通过调整限流电阻, 改变等离子放电状态, 获得质量较好的薄膜; 当 $R=1\ \Omega$ 时, 峰值功率密度 3.3 kW/cm², CrN 薄膜的耐磨性和结合力好, 适合为其在刀具切削、模具等领域的应用提供理论基础和技术支撑。

参考文献:

- [1] KRISHNAMURTHY S, REIMANIS I. Multiple Cracking in CrN and Cr₂N Films on Brass[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 192(2): 291—298.
- [2] WANG D Y, WENG K W. Microstructure Analyses of CrN Coating Synthesized by a Hybrid PVD and Metal-plasma Ion Implantation Process[J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 156(1): 195—200.
- [3] 李钦虎, 王军. 磁控反应溅射沉积 CrN 薄膜的抗氧化性研究[J]. 表面技术, 2005, 34(6): 40—41.
LI Qin-hu, WANG Jun. The Research of Oxidation Resistance for CrN Films Deposited by Reactive Magnetron Sputtering[J]. Surface Technology, 2005, 34(6): 40—41.
- [4] CHIU L H, YANG C F, HSIEH W C, et al. Effect of Contact Pressure on Wear Resistance of AISI H13 Tool Steels with Chromium Nitride and Hard Chromium Coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2002, 154(2): 282—288.
- [5] HURKMANS T, LEWIS D B, PARITONG H, et al. Influence of Ion Bombardment on Structure and Properties of Unbalanced Magnetron Grown CrN X Coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 1999, 114(1): 52—59.
- [6] LEE J W, TIEN S K, KUO Y C. The Effects of Pulse Frequency and Substrate Bias to the Mechanical Properties of CrN Coatings Deposited by Pulsed DC Magnetron Sputtering[J]. Thin Solid Films, 2006, 494(1): 161—167.
- [7] 胡佳帅, 张平, 蔡志海, 等. 多弧离子镀 CrN 薄膜的制备与表征[J]. 装甲兵工程学院学报, 2007, 21(3): 78—81.
HU Jia-shuai, ZHANG Ping, CAI Zhi-hai, et al. Preparation and Properties of CrN Coatings by Multi-arc Ion Plating[J]. Journal of Academy of Armored Force Engineering, 2007, 21(3): 78—81.
- [8] FERREIRA F, OLIVEIRA J C, CAVALEIRO A. CrN Thin Films Deposited by HiPIMS in DOMS Mode[J]. Surface & Coatings Technology, 2016, 291: 365—375.
- [9] PAULITSCH J, SCHENKEL M, ZUFRAß T, et al. Structure and Properties of High Power Impulse Magnetron Sputtering and DC Magnetron Sputtering CrN and TiN Films Deposited in an Industrial Scale Unit[J]. Thin Solid Films, 2010, 518(19): 5558—5564.
- [10] LIN J, MOORE J J, SPROUL W D, et al. The Structure and Properties of Chromium Nitride Coatings Deposited Using Dc, Pulsed Dc and Modulated Pulse Power Magnetron Sputtering[J]. Surface & Coating Technology, 2010, 204(14): 2230—2239.
- [11] 张焱, 高原, 吴炜钦. 多弧离子镀 CrN 薄膜的耐腐蚀性能[J]. 材料保护, 2014, 47(5): 8—10.
ZHANG Yan, GAO Yuan, WU Wei-qin. Corrosion Resistance of CrN Film Prepared by Multi-arc Ion Plating[J]. Journal of Materials Protection, 2014, 47(5): 8—10.
- [12] KOUZNETSOV V, MACAK K, SCHNEIDER J M, et al. A Novel Pulsed Magnetron Sputter Technique Utilizing Very High Target Power Densities[J]. Surface & Coatings Technology, 1999, 122(2/3): 290—293.
- [13] EHIASARIAN A P, NEW R, MÜNZ W D, et al. Influence of High Power Densities on the Composition of Pulsed Magnetron Plasmas[J]. Vacuum, 2002, 65(2): 147—154.
- [14] BOHLMARK J, ALAMI J, CHRISTOU C, et al. Ionization of Sputtered Metals in High Power Pulsed Magnetron Sputtering[J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 2005, 23(1): 18—22.
- [15] USLU F, WUTTIG M, ALAMI J, et al. On the Relationship between the Peak Target Current and the Morphology of Chromium Nitride Thin Films Deposited by Reactive High Power Pulsed Magnetron Sputtering[J]. Journal of Physics D Applied Physics, 2008, 42(1): 15304—15310.
- [16] GRECZYNSKI G, HULTMAN L. Peak Amplitude of Target Current Determines Deposition Rate Loss during High Power Pulsed Magnetron Sputtering[J]. Vacuum, 2016, 124: 1—4.
- [17] EHIASARIAN A P, WEN J G, PETROV I. Interface Microstructure Engineering by High Power Impulse Magnetron Sputtering for the Enhancement of Adhesion[J]. Journal of Applied Physics, 2007, 101(5): 054301.
- [18] ANDERS A, ERSSON J, EHIASARIAN A. High Power

- Impulse Magnetron Sputtering: Current-voltage-time Characteristics Indicate the Onset of Sustained Self-sputtering[J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 102(11): 113303
- [19] VETUSHKA A, EHIASARIAN A P. Plasma Dynamic in Chromium and Titanium HIPIMS Discharges[J]. *Journal of Physics D Applied Physics*, 2008, 41(41).
- [20] WU Wan-yu, HSIAO Bo-hung, CHEN Pin-hung, et al. CrN X Films Prepared Using Feedback-controlled High Power Impulse Magnetron Sputter Deposition[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology A* 32, 2014, 32(2): 02B115—02B115-6.
- [21] GRECZYNSKI G, LU J, TENGSTRAND O, et al. Nitrogen-doped Bcc-Cr Films: Combining Ceramic Hardness with Metallic Toughness and Conductivity[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 122: 40—44.
- [22] 夏飞, 张栋, 邹长伟, 等. 脉冲电压对 HPPMS 制备 CrN 薄膜的组织结构与力学性能的影响[J]. *真空科学与技术学报*, 2014, 34(10): 1035—1039.
- XIA Fei, ZHANG Dong, ZOU Chang-wei, et al. Synthesis and Characterization of Magnetron Sputtered CrN Coatings[J]. *Chinese Journal of Vacuum Science and Technology*, 2014, 34(10): 1035—1039.
- [23] ALAMI J, SARAOKINOS K, USLU F, et al. On the Relationship between the Peak Target Current and the Morphology of Chromium Nitride Thin Films Deposited by Reactive High Power Pulsed Magnetron Sputtering[J]. *Journal of Physics D Applied Physics*, 2008, 42(1): 015304.
- [24] JIANG F, ZHANG T F, WU B H, et al. Structure, Mechanical and Corrosion Properties of TiN Films Deposited on Stainless Steel Substrates with different Inclination Angles by DCMS and HPPMS[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 292: 54—62.
- [25] JING F J, YIN T L, YUKIMURA K, et al. Titanium Film Deposition by High-power Impulse Magnetron Sputtering: Influence of Pulse Duration[J]. *Vacuum*, 2012, 86(12): 2114—2119.
- [26] ZHANG Z G, RAPAUD O, BONASSO N, et al. Influence of RF Bias on the Deposition of CrN Studied by OES[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(7): 628—633.
- [27] HECIMOVIC A, ARCOS T D L, GATHEN V S D, et al. Temporal Evolution of the Radial Plasma Emissivity Profile in HIPIMS Plasma Discharges[J]. *Plasma Sources Science and Technology*, 2012, 21(3): 513—519.
- [28] ALAMI J, SARAOKINOS K, MARK G, et al. On the Deposition Rate in a High Power Pulsed Magnetron Sputtering Discharge[J]. *Applied Physics Letters*, 2006, 89(15): 154104—154104-3.
- [29] CHRISTIE D J. Target Material Pathways Model for High Power Pulsed Magnetron Sputtering[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology A*, 2005, 23(2): 330—335.
- [30] WU B H, WANG Y, YU Y, et al. Modulate the Deposition rate Through Changing the Combination of Frequency and Pulse Width at Constant Duty Cycle[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 281(3): 27—34.
- [31] EHIASARIAN A P, MUNZ W D, HULTMAN L, et al. High Power Pulsed Magnetron Sputtered CrN X Films[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 163/164(6): 267—272.
- [32] HSIAO Y C, LEE J W, YANG Y C, et al. Effects of Duty Cycle and Pulse Frequency on the Fabrication of AlCrN Thin Films Deposited by High Power Impulse Magnetron Sputtering[J]. *Thin Solid Films*, 2013, 549: 281—291.
- [33] PAULEAU Y. Generation and Evolution of Residual Stresses in Physical Vapour-deposited Thin Films[J]. *Vacuum*, 2001, 61(2): 175—181.
- [34] 田跃生. 磁控溅射铬镀层的微观组织结构研究[J]. *表面技术*, 2011, 40(2): 41—42.
- TIAN Yue-sheng. The Microstructure Research of Chromium Coating Deposited by Magnetron Sputtering[J]. *Surface Technology*, 2011, 40(2): 41—42.
- [35] MAYRHOFFER P H, MITTERER C, HULTMAN L, et al. Microstructural Design of Hard Coatings[J]. *Progress in Materials Science*, 2006, 51(8): 1032—1114.
- [36] LAFONTAINE W R, YOST B, LI C Y. Effect of Residual Stress and Adhesion on the Hardness of Copper Films Deposited on Silicon[J]. *Journal of Materials Research*, 1990, 5(4): 776—783.
- [37] BERTRAND G, MAHDJOUR H, MEUNIER C. A Study of the Corrosion Behaviour and Protective Quality of Sputtered Chromium Nitride Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2000, 126(2): 199—209.
- [38] LEYLAND A, MATTHEWS A. On the Significance of the H/E Ratio in Wear Control: a Nanocomposite Coating Approach to Optimised Tribological Behaviour[J]. *Wear*, 2000, 246(1): 1—11.
- [39] MUSIL J, KUNC F, ZEMAN H, et al. Relationships between Hardness, Young's Modulus and Elastic Recovery in Hard Nanocomposite Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2002, 154(2): 304—313.