

负偏压对磁控溅射 TaN 薄膜微观结构和性能的影响

薛雅平, 曹 峻, 喻利花, 许俊华

(江苏科技大学 江苏省先进焊接技术重点实验室, 镇江 212003)

摘 要: 采用磁控溅射技术制备一系列不同负偏压的 TaN 薄膜。分别采用扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、原子力显微镜、纳米压痕仪和高温摩擦磨损仪研究不同负偏压对单层 TaN 薄膜的微观结构、表面形貌、力学性能和摩擦性能的影响。结果表明: TaN 薄膜主要为面心 δ -TaN 和斜方 Ta₄N 晶体结构, 择优取向随着负偏压的不同而不同; 当负偏压为 80 V 时, TaN 薄膜的硬度和弹性模量均达到最大值, 分别为 30.103 和 317.048 GPa, 并且此时薄膜的膜-基结合最强; 常温下单层 TaN 薄膜的摩擦因数与负偏压关系不大, 基本保持在 0.64~0.68 之间; 高温下, 随着温度的升高, 摩擦因数逐渐降低。

关键词: TaN 薄膜; 负偏压; 微观结构; 摩擦性能

中图分类号: TG174.44; TG148

文献标志码: A

Effect of bias voltage on microstructure and properties of magnetron sputtering TaN films

XUE Ya-ping, CAO Jun, YU Li-hua, XU Jun-hua

(Key Laboratory of Advanced Welding Technology of Jiangsu Province,
Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: A series of TaN films were fabricated at various bias voltages by magnetron sputtering technique. Their microstructure, surface morphology, mechanical and friction properties were investigated by scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), atomic force microscope (AFM), nano indentation tester and friction and wear tester, respectively. The results show that the structure of TaN is composed of cubic δ -TaN and orthorhombic Ta₄N, while the preferred orientation changes with the bias voltage. When the bias voltage is 80 V, the hardness and elastic modulus of the films reach the maximum values, 30.103 and 317.048 GPa, respectively, and the interfacial adhesion is the strongest. At room temperature, the friction coefficients of the films that are influenced slightly by bias voltage vary between 0.64 and 0.68. At high temperatures, the friction coefficients of the films decrease with the increase of temperature.

Key words: TaN films; bias voltage; microstructure; friction properties

TaN 薄膜由于其较高硬度和密度、良好的高温化学稳定性以及光电性能, 一直受到人们的广泛关注^[1-5]。已知 TaN 薄膜制备方法有磁控溅射^[6-9]、离子束辅助沉积^[10]和化学气相沉积^[11]等。磁控溅射方法作为一种先进的新型制备薄膜的物理气相沉积(PVD)方法, 利用其先进的反应溅射工艺, 可以克服 TaN 陶

瓷薄膜熔点高、不易加工的缺点, 还可以结合磁控溅射细晶化的特殊工艺效果, 从而获得更佳的综合性能, 以达到更好的工业应用效果^[12]。目前, 对于 TaN 薄膜的电学性能^[13-15]、硬度^[8, 16-17]等已有研究, 尤其是氮气分压、制备工艺对单层 TaN 薄膜各种性能的影响, 但对于负偏压对单层 TaN 薄膜的力学性能, 尤其是其

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51074080); 江苏省自然科学基金资助项目(BK2008240)

收稿日期: 2012-09-28; **修订日期:** 2013-03-10

通信作者: 许俊华, 教授, 博士; 电话: 0511-84411035; E-mail: jhxu@just.edu.cn

高温下的摩擦性能的影响的研究不多。

在薄膜的制备过程中,当对基体施加负偏压时,等离子体中的离子将受到负偏压电场的作用而加速飞向基体。到达基体表面时,离子轰击基体,并将从电场中获得的能量传递给基体,导致基体温度升高,因此,基体偏压是决定薄膜组织、结构和性能的主要参数^[18],在基片上加负偏压可以提高阳离子能量和流量,从而使薄膜的生长过程、结构和性能发生变化^[19-20]。因此,可以通过改变基体偏压来调节离子对生长中的薄膜的轰击强度,控制薄膜组织结构及性能。本文作者采用 JGP450 磁控溅射仪在不同负偏压下制备一系列单层 TaN 薄膜,研究负偏压对薄膜的表面形貌、结构、力学性能以及摩擦性能的影响。

1 实验

1.1 薄膜制备

采用 JGP450 型多靶磁控溅射仪制备薄膜。该溅射仪有 3 个阴极靶,其中一个为直流阴极,其余两个是射频阴极。在其中一个射频阴极上安装纯 Ta 靶(99.99%,质量分数)作为溅射材料,背底真空度低于 6×10^{-4} Pa。采用 Ar+N₂ 混合气体进行反应溅射,其中,Ar 分压为 2.0×10^{-1} Pa, N₂ 分压为 1.0×10^{-1} Pa,工作气压控制在 0.3 Pa。基体偏压选择为 0、40、80 和 120 V。基片为经过抛光处理的 Si(100)和 304 不锈钢(化学牌号为 0Cr18Ni9 不锈钢),先在蒸馏水、酒精和丙酮中各超声清洗 10 min,以清除基片表面的油污和灰尘,然后用干燥的热空气吹干后装入真空室中可旋转(转速 $n=11$ r/min)的基片架上。阴极靶到基片距离为 78 mm。制备样品时 Ta 靶功率固定为 100 W,在沉积 TaN 薄膜前首先在基体表面预沉积一层 100 nm 的纯金属 Ta 作为过渡层以提高膜-基界面结合力。

1.2 薄膜表征

采用 JSM-6480 型扫描电子显微镜测试 TaN 薄膜的截面形貌及其厚度;采用岛津 XRD-6000 型 X 射线衍射仪(XRD, Cu K α_1)对薄膜及其在不同温度下的磨痕的相组成进行分析,工作电压为 40 kV,电流为 30 mA,掠入射角为 1°,扫描速率为 4 (°)/min,扫描范围为 30°~80°;采用 CPX+NHT²+MST 纳米力学综合测试系统测试薄膜的硬度和弹性模量以及膜-基结合力,压痕测试时加载力为 3 mN,加载速度和卸载速度均为 6 mN/min,保载时间为 10 s,每个样品测试 9 个点,取平均值作为该样的硬度和弹性模量值,划痕测

试时加载力从 0.3 N 逐渐增至 10 N,划痕长度 3 mm;采用美国 CETR 公司生产的 UMT-2 CETR 高温摩擦磨损测试仪测试样品的摩擦性能,摩擦形式为球-盘式圆周摩擦,摩擦头为 Al₂O₃ 陶瓷磨球(直径为 9.38 mm),相对转速为 50 r/min,摩擦半径为 4 mm,加载载荷为 3 N,摩擦时间为 30 min。

2 结果及分析

2.1 TaN 薄膜的微观结构

图 1 所示为不同负偏压 TaN 薄膜的 XRD 谱。由图 1 可知,薄膜主要为面心 δ -TaN 和斜方 Ta₄N 晶体结构,且择优取向随着负偏压的不同而不同。未加负偏压时,薄膜在面心立方(111)面择优取向;当负偏压为 40 V 时,薄膜在斜方(111)面择优取向;当负偏压为 80 V 时,薄膜在面心立方(200)面择优取向;当负偏压为 120 V 时,薄膜在面心立方(111)择优取向。此外,随着负偏压从 40 V 增加到 120 V,斜方 Ta₄N 的衍射峰逐渐减弱,说明在此过程中斜方的晶体生长受到抑制。主要是不同生长晶面对相变驱动力的要求不同,从而使得负偏压与晶体的快速生长面建立了一定的联系,进而影响薄膜的择优取向。

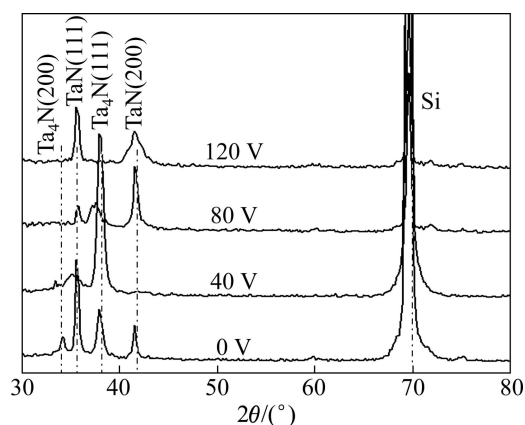


图 1 不同负偏压下 TaN 薄膜的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of TaN films deposited at different bias voltages

根据 Debye-Scherrer 公式计算晶粒尺寸,结果如图 2 所示。由图 2 可见,随着负偏压的增加,晶粒尺寸不断减小。主要是因为负偏压会使 Ar⁺引入表面缺陷中^[21-24],而引入 Ar⁺的缺陷位置能成为晶核形成场所。偏压越高,引入表面缺陷中的 Ar⁺越多,其形核率也就越大,因此晶粒尺寸也就越小。另外,离子轰击会使迁移率较高的吸附原子被优先溅射,这也是晶

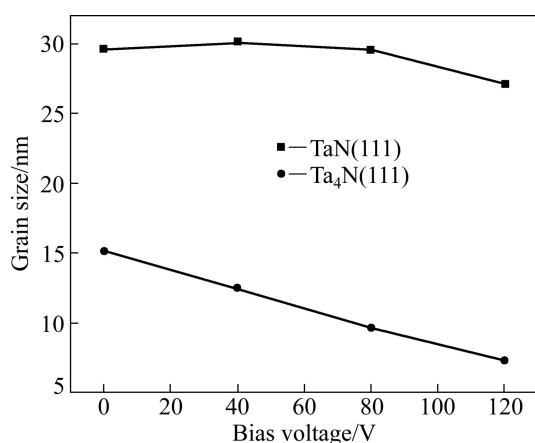


图 2 不同负偏压下制备的 TaN 薄膜的晶粒尺寸

Fig. 2 Grain sizes of TaN films deposited at different bias voltages

粒细化的原因。

2.2 TaN 薄膜的表面粗糙度

偏压对薄膜粒径大小及其表面颗粒堆积的密集程度都有很大影响。在物理气相沉积薄膜过程中, 来自气相的离子对薄膜表面产生轰击作用, 这种轰击作用对于薄膜的生长动力学、表面形貌、晶体结构、薄膜成分都产生较大影响^[25-26]。图 3 所示为不同负偏压 TaN 薄膜的 AFM 照片。由图 3 可知, 未施加负偏压时, 晶粒尺寸较大, 表面粗糙度也较大, 为 3.011 nm; 施加 80 V 负偏压后, 晶粒尺寸变小, 粗糙度也变小, 为 2.274 nm。上述现象可以从沉积机理上加以解释: 一方面, 等离子中正离子和中性基移向衬底表面, 在表面吸附并发生反应; 另一方面, 来自等离子体中的活性氮和氩离子也对薄膜有一定的刻蚀和溅射作用, 膜的生长是增长和刻蚀相互竞争两方面共同作用的结果^[27]。不加负偏压时, 离子能量较低, 对膜的刻蚀作用和溅射作用都比较小, 因此, 膜的表面比较疏松粗糙, 而施加负偏压后, 沉积离子的轰击作用增强, 沉积离子的活性增高, 粒子不断地迁移与扩散, 颗粒生长时间比较短, 这样不但薄膜中颗粒粒径较小, 而且表面粗糙度明显降低。

2.3 TaN 薄膜的力学性能

2.3.1 硬度和弹性模量

图 4 所示为不同负偏压下制备的单层 TaN 薄膜的硬度和弹性模量。由图 4 可见, 施加负偏压的 TaN 薄膜的硬度和弹性模量均比未施加负偏压的 TaN 薄膜的高, 主要是因为施加负偏压后, 晶粒尺寸变小(见图 2), 从而导致薄膜硬度和弹性模量提高。其中, 在负

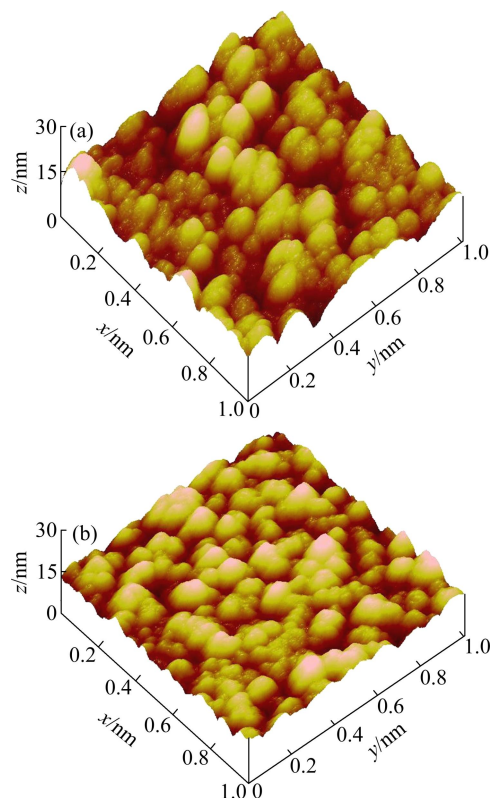


图 3 不同负偏压 TaN 薄膜的 AFM 照片

Fig. 3 AFM morphologies of TaN films: (a) Without bias voltage; (b) With bias voltage of 80 V

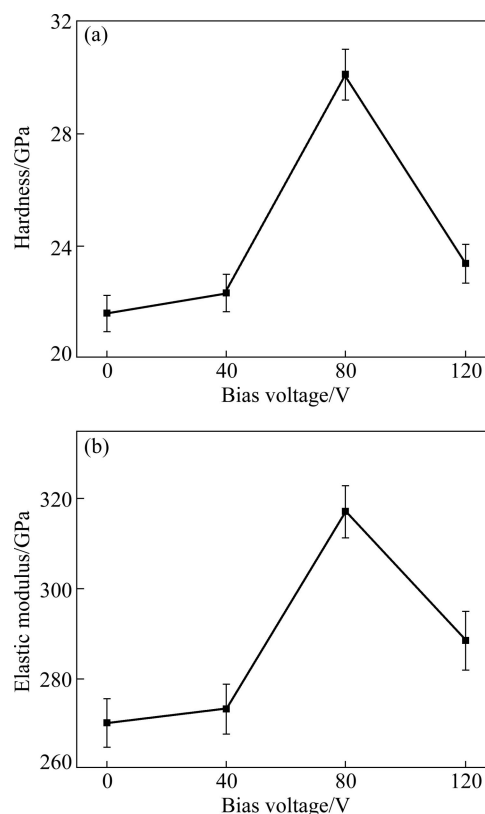


图 4 不同负偏压制备的单层 TaN 薄膜的硬度和弹性模量

Fig. 4 Hardness (a) and elastic modulus (b) of TaN films deposited at different bias voltages

偏压为 80 V 时, 硬度和弹性模量均达到最大值, 分别为 30.103 和 317.048 GPa。此外, 增加基体负偏压可以提高氩离子和钽离子的动能, 因此, 这些离子在薄膜生长过程中的轰击作用使薄膜结构更加致密, 且也导致硬度提高。但是, 当负偏压增加到 120 V 时硬度下降, 主要是因为当负偏压过高时, 就会破坏上述的致密结构, 使得硬度下降^[28]。此外, 负偏压过高时, 离子轰击的能量增加, 使沉积薄膜的温度升高, 有利于释放成膜过程中的部分残余应力, 因此硬度下降。

2.3.2 膜-基结合力

薄膜与基体的界面结合强度是薄膜最重要的性能之一, 界面结合强度的高低直接影响薄膜的实际使用效果和被处理件的可靠性。图 5 所示为不同负偏压下制备的单层 TaN 薄膜的划痕形貌。由图 5 可见, 增加负偏压, 所制备薄膜的膜-基结合强于未加负偏压制备的薄膜的膜-基结合力, 当负偏压为 80 V 时, 膜-基结合力最大。主要是因为当对基体施加负偏压时, 增加了沉积粒子的离子数量及能量, 使基体表面尖锐部位受到轰击的次数与能量增加, 从而进一步使薄膜的界面结合增强, 促进伪扩散型过渡区的形成与宽化, 从而使薄膜与基体结合力增加^[29]。此外, 增加负偏压

使薄膜硬度提高, 薄膜的抗塑性变形增强, 也有利于增强膜-基结合^[30]。但是, 进一步增加负偏压会降低膜-基结合强度。

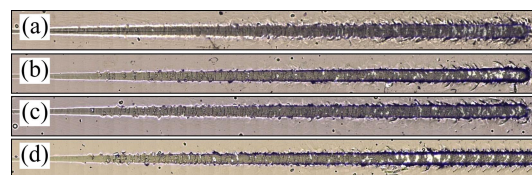


图 5 不同负偏压下制备的单层 TaN 薄膜的划痕形貌

Fig. 5 Scratch shapes of TaN films deposited at different bias voltages: (a) 0 V; (b) 40 V; (c) 80 V; (d) 120 V

2.4 TaN 薄膜的摩擦性能

2.4.1 室温摩擦性能

图 6(a)所示为室温及不同负偏压下制备的单层 TaN 薄膜的摩擦因数曲线。从图 6(a)可见, 薄膜的摩擦过程均经过了跑合阶段和稳定阶段, 摩擦因数保持在 0.64~0.68。不同负偏压下的平均摩擦系数如图 6(b)所示。由图 6(b)可知, 负偏压对薄膜室温摩擦因数的影响不大。

图 7 所示为薄膜在室温下的典型磨痕形貌及图

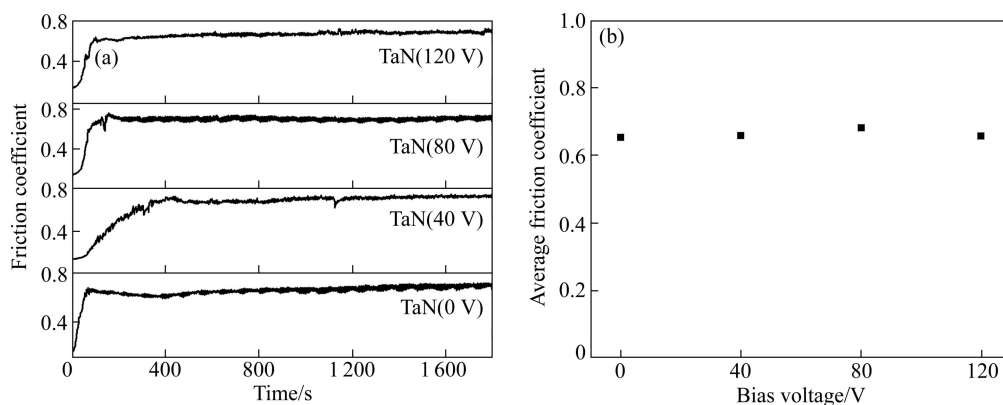


图 6 不同负偏压下制备的单层 TaN 薄膜的室温摩擦因数曲线和平均摩擦因数

Fig. 6 Friction coefficient curves (a) and average friction coefficients (b) of TaN films deposited at room temperature and different bias voltages

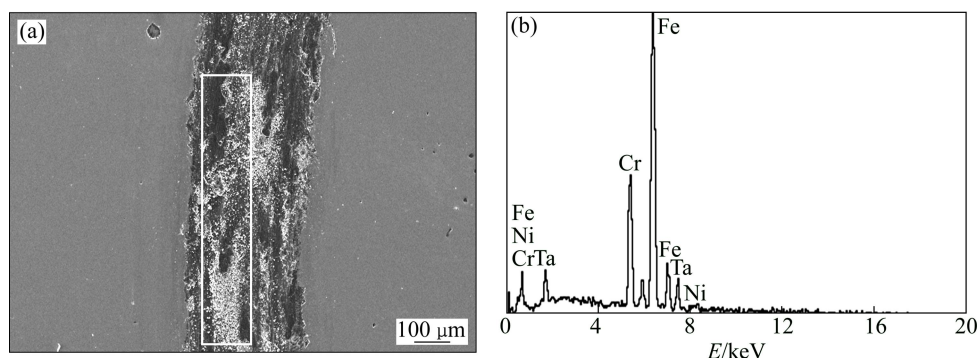


图 7 室温下 TaN 薄膜的典型磨痕形貌及图 7(a)中框选区的 EDS 谱

Fig. 7 Typical SEM image of abrasion marks of TaN films (a) and EDS result of selected ranges denoted by frame in Fig. 7(a)

7(a)中框选区的 EDS 谱。图 7(a)中可见较深且明显的磨痕, 磨痕中出现明显的犁沟和剥落。利用能谱仪(EDS)对磨痕区域进行成分分析, 检测出基体元素 Fe 和 Cr, 说明在摩擦过程中形成了转移层, 即薄膜表面的微凸起在摩擦副的切削作用下从薄膜表面脱落形成磨屑, 这些磨屑又在新表面产生粘着, 随后又被切

断和转移, 薄膜的主要磨损形式为磨粒磨损和粘着磨损, 失效形式主要是薄膜脱落^[31]。

2.4.2 高温摩擦性能

图 8 所示为负偏压为 80 V 时 TaN 薄膜在不同温度下的摩擦因数曲线和平均摩擦因数。由图 8 可见, 随着温度的升高, 摩擦因数逐渐降低。图 9 所示为负

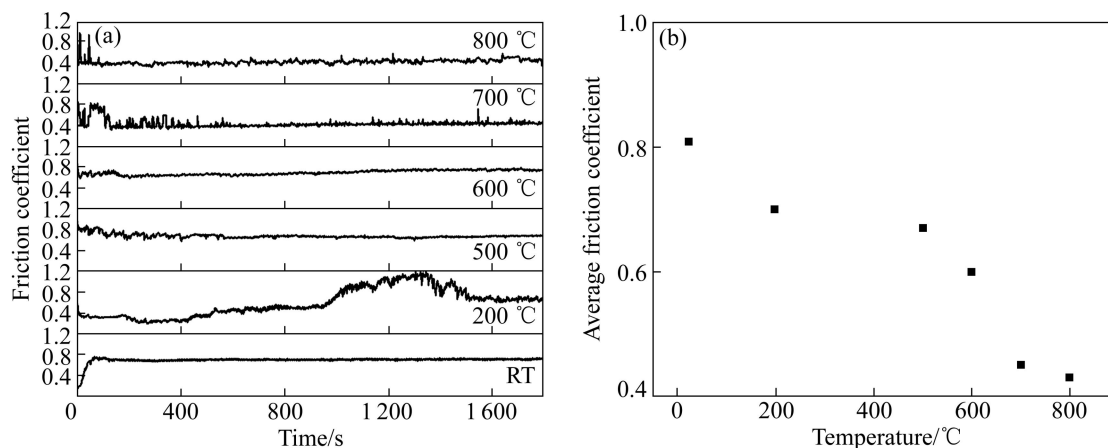


图 8 负偏压为 80 V 时 TaN 薄膜在不同温度下的摩擦因数曲线和平均摩擦因数

Fig. 8 Friction coefficient curves (a) and average friction coefficients (b) of TaN films deposited at different temperatures and bias voltage of 80 V

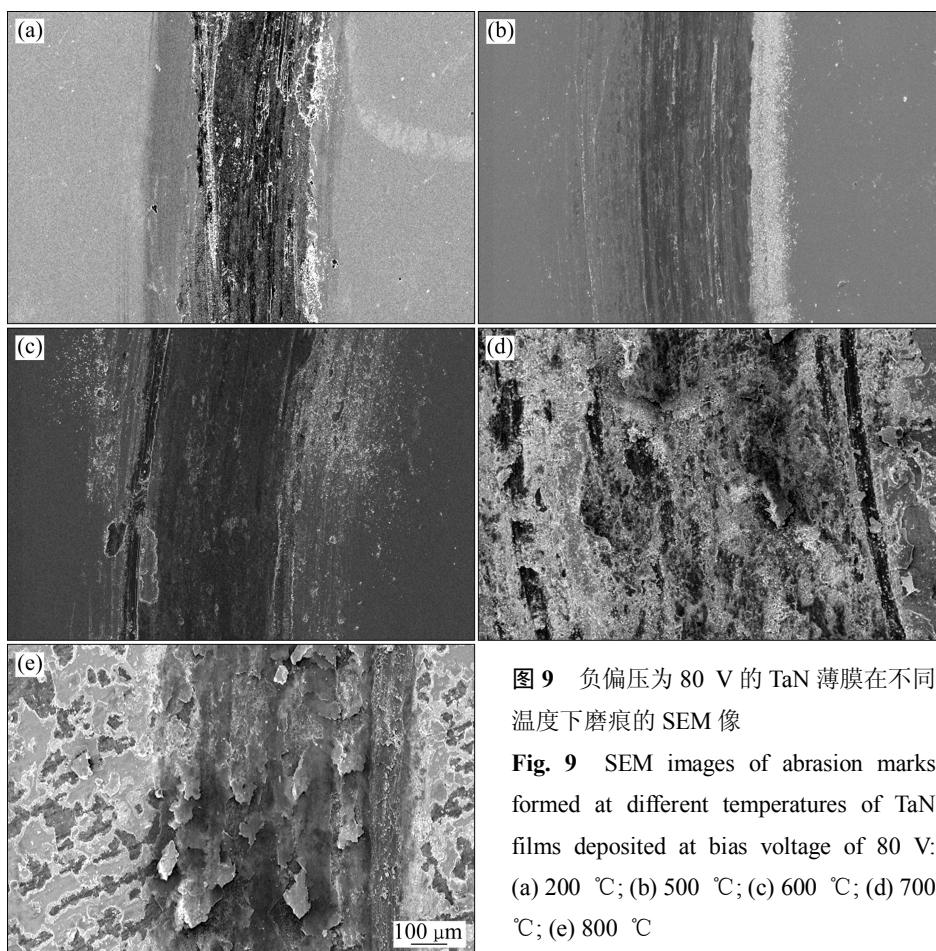


图 9 负偏压为 80 V 的 TaN 薄膜在不同温度下磨痕的 SEM 像

Fig. 9 SEM images of abrasion marks formed at different temperatures of TaN films deposited at bias voltage of 80 V: (a) 200 °C; (b) 500 °C; (c) 600 °C; (d) 700 °C; (e) 800 °C

偏压为 80 V 的 TaN 薄膜在不同温度下进行摩擦实验过程中形成的磨痕的表面形貌。图 10 所示为负偏压为 80 V 的 TaN 薄膜在不同温度下形成的磨痕的 XRD 谱。

200 °C 时磨痕(图 9(a))中出现明显的犁沟,是因为在实验过程中,薄膜表面的微凸起在摩擦副的切削作用下从薄膜表面脱落,形成磨屑,这些磨屑又在新的表面产生粘着,随后又被切断和转移。薄膜表面剥落甚至磨穿等现象的产生也是其摩擦系数曲线波动比较大(图 8(a))的原因。此时磨痕的 XRD 谱中主要出现 TaN 相的衍射峰,只有少量氧化物相衍射峰(图 10),这说明在 200 °C 时薄膜是以粘着磨损为主。

500 和 600 °C 时形成的磨痕较浅,没有出现明显的犁沟且磨痕表面平整(图 9(b)和(c)),摩擦曲线平稳(图 8(a))。磨痕的 XRD 谱中出现少量的氧化物相,说明此时的薄膜具有较优的耐磨减摩性能。

700 和 800 °C 时磨痕中的磨损严重,如图 9(d)和(e)所示,薄膜呈片状剥落,基体裸露。磨痕的 XRD 谱中出现大量氧化物相(图 10),说明此时薄膜已被氧化,薄膜的主要磨损形式为氧化磨损。研究^[32]表明,V、Ta 和 B 等元素在摩擦过程中能够与环境中的 O₂ 结合,形成具有独特的剪切性能、可起润滑作用的氧化物,称为 Magnéli 相,能够有效地提高薄膜的摩擦磨损性能,使薄膜可在极端的工作条件下连续使用。这也是 TaN 薄膜在 700 和 800 °C 时具有较低摩擦因数(图 8)的原因。

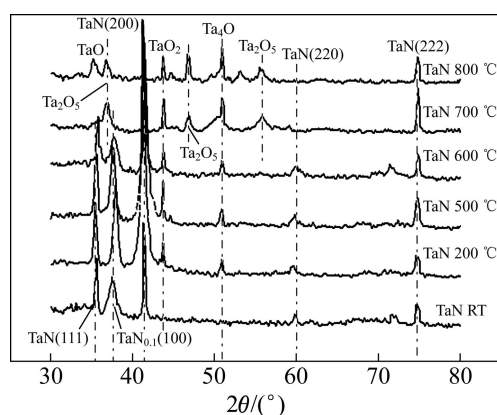


图 10 负偏压为 80 V 的 TaN 薄膜在 200 °C 和 500~800 °C 时形成的磨痕的 XRD 谱

Fig. 10 XRD patterns of wear tracks formed at 200 °C and 500–800 °C of TaN films deposited at bias voltage of 80 V

3 结论

1) TaN 薄膜主要为面心 δ -TaN 和斜方 Ta₄N 晶体

结构,择优取向随着负偏压的不同而有所不同;晶粒尺寸随着负偏压的增加而减小;施加负偏压后薄膜的表面粗糙度小于未施加负偏压时制备的 TaN 薄膜的表面粗糙度。

2) TaN 薄膜的硬度、弹性模量和膜-基结合力均随着负偏压的增加而先增加后减小,在负偏压为 80 V 时达到最大值。此时,薄膜的硬度和弹性模量分别为 30.103 和 317.048 GPa,主要是因为随着负偏压的增加,晶粒尺寸不断减小。

3) TaN 薄膜室温下的摩擦因数与负偏压的关系不大,基本保持在 0.64~0.68;温度升高, TaN 薄膜的摩擦因数下降。200 °C 时 TaN 薄膜的磨损形式主要是粘着磨损;700 和 800 °C 时薄膜的磨损形式主要是氧化磨损。TaN 薄膜在 500 和 600 °C 时具有较优的耐磨减摩性能。700 和 800 °C 时薄膜具有低摩擦因数的原因是生成了具有自润滑效应的氧化物相 Magnéli 相。

REFERENCES

- [1] NA S M, PARK I S, PARK S Y, JEONG G H, SUH S J. Electrical and structural properties of Ta-N thin film and Ta/Ta-N multilayer for embedded resistor[J]. Thin Solid Film, 2008, 516: 5465–5469.
- [2] KANG S M, YOON S G, SUH S J, YOON D H. Control of electrical resistivity of TaN thin films by reactive sputtering for embedded passive resistors[J]. Thin Solid Films, 2008, 516: 3568–3571.
- [3] RIEKKINEN T, MOLARIUS J, LAURILA T, NURMELA A, SUNI I, KIVILAHTI J K. Reactive sputter deposition and properties of Ta_xN thin films[J]. Microelectronic Engineering, 2002, 64: 289–297.
- [4] 田民波. 薄膜技术与薄膜材料[M]. 北京: 清华大学出版社, 2006.
TIAN Min-bo. Thin film technologies and materials[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2006.
- [5] CUONG N D, KIM D J, KANG B D, YOON S G. Structural and electrical characterization of tantalum nitride thin film resistor deposited on AlN substrates for II-type attenuator applications [J]. Materials Science and Engineering B, 2006, 135: 162–165.
- [6] KIM S K, CHA B C. Deposition of tantalum nitride thin films by DC magnetron sputtering[J]. Thin Solid Films, 2005, 475: 202–207.
- [7] WESTERGARD R, BROMARK M, LARSSON M, HEDENQVIST P, HOGMARK S. Mechanical and tribological characterization of DC magnetron sputtered tantalum nitride thin films[J]. Surface and Coating Technology, 1997, 97: 779–784.

- [8] LENG Y X, SUN H, YANG P, CHEN J Y, WANG J, WAN G J, HUANG N, TIAN X B, WANG L P, CHU P K. Biomedical properties of tantalum nitride films synthesized by reactive magnetron sputtering[J]. *Thin Solid Films*, 2001, 398/399: 471–475.
- [9] ZIER M, OSWALD S, REICHE R, WETZIG K. XPS and ARXPS investigations of ultra thin TaN films deposited on SiO₂ and Si[J]. *Applied Surface Science*, 2005, 252: 234–239.
- [10] BABA K, HATADA R. Synthesis and properties of tantalum nitride films formed by ion beam assisted deposition[J]. *Surface and Coating Technology*, 1996, 84: 429–433.
- [11] TSAI M H, SUN S C, LEE C P, CHIU H T, TSAI C E, CHUANG S H, WU S C. Metal-organic chemical vapor deposition of tantalum nitride barrier layers for ULSI applications[J]. *Thin Solid Films*, 1995, 270: 531–536.
- [12] 季鑫, 周细应, 宓一鸣, 言智, 张朝民. 不同工艺对Ta₂N₅薄膜组织与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2010, 35: 47–51.
JI Xin, ZHOU Xi-ying, MI Yi-ming, YAN Zhi, ZHANG Chao-min. Influence of different processes on microstructure and properties of TaN thin film[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2010, 35: 47–51.
- [13] 杨文茂, 张琦, 陶涛, 冷永祥, 黄楠. 非平衡磁控溅射沉积Ta-N薄膜的结构与电学性能研究[J]. *功能材料*, 2006, 37: 1593–1595.
YANG Wen-mao, ZHANG Qi, TAO Tao, LENG Yong-xiang, HUANG Nan. The microstructure and electrical properties of Ta-N films synthesized by unbalanced magnetron sputtering[J]. *Journal of Functional Materials*, 2006, 37: 1593–1595.
- [14] HUBNER R, HECKER M, MATTERN N, HOFFMANN V, WETZIG K, WENGER C, ENGELMANN H J, WENZEL C, ZSCHECH E, BARTHA J W. Structure and thermal stability of graded Ta-TaN diffusion barriers between Cu and SiO₂[J]. *Thin Solid Films*, 2003, 437: 248–256.
- [15] JUERG B, DIETER M P, JACQUELINE V, ELISABETH M, JUERG D. Characterization of Ta and TaN diffusion barriers beneath Cu layers using picosecond ultrasonics[J]. *Ultrasonics*, 2006, 44: 1269–1275.
- [16] 许俊华, 李戈扬, 顾明元, 金燕萍, 辛挺辉. 磁控反应溅射Ta₂N₅薄膜的结构和性能[J]. *功能材料*, 2000, 31: 306–307.
XU Jun-hua, LI Ge-yang, GU Ming-yuan, JIN Yan-ping, XIN Ting-hui. The structures and properties of the TaN coatings deposited by the reaction magnetron sputtering[J]. *Journal of Functional Materials*, 2000, 31: 306–307.
- [17] 张庆瑜, 陈斌, 王敏, 朱英臣, 陈骝遐. TaN膜的结构、成分及性能[J]. *大连理工大学学报*, 1995, 35: 482–486.
ZHANG Qing-yu, CHEN Bin, WANG Min, ZHU Ying-cheng, CHEN Fei-xia. Structure, composition and properties of TaN thin films[J]. *Journal of Dalian University of Technology*, 1995, 35: 482–486.
- [18] ESPINOZA-BELTRAN F J, CHE-SOBERANIS O, GARCIA-GONZALEZ L, MORALES-HERNANDEZ J. Effect of the substrate bias potential on crystalline grain size, intrinsic stress and hardness of vacuum arc evaporated TiN/c-Si coatings[J]. *Thin Solid Films*, 2003, 437: 170–175.
- [19] 王飞, 徐可为. 磁控溅射Cu膜屈服强度的有限元计算[J]. *稀有金属材料与工程*, 2004, 33: 1203–1205.
WANG Fei, XU Ke-wei. The yield strength calculated by finite element method for sputtered Cu film[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2004, 33: 1203–1205.
- [20] MARTIN N, BARETTI D, ROUSSELOT C, RAUCH J Y. The effect of bias power on some properties of titanium and titanium oxide films prepared by r. f. magnetron sputtering[J]. *Surface and Coating Technology*, 1998, 107: 172–182.
- [21] MATSUE T, HANABUSA T, IKEUCHI Y. The structure of TiN films deposited by arc ion plating[J]. *Vacuum*, 2002, 66: 435–439.
- [22] KANG T W, KIM T W. Structural properties of TiN films grown on stainless steel substrates by a reactive radio-frequency sputtering technique at low temperature[J]. *Applied Surface Science*, 1999, 150: 190–194.
- [23] ZLATANOVIC M, POPOVIC N, BOGDANOV Z, BELOSEVAC R, KUNOSIC A, GONCIC B. Microstructural modification of TiN deposited by magnetron ion plating: Influence of magnetic field configuration[J]. *Thin Solid Films*, 1998, 317: 463–467.
- [24] 佟莉娜, 黄美东, 李鹏, 张琳琳, 王丽格. 负偏压对多弧离子镀TiN薄膜结构和沉积速率的影响[C]//第十二届全国固体薄膜学术会议论文集. 南宁, 2010: 244–246.
TONG Li-na, HUANG Mei-dong, LI Peng, ZHANG Lin-lin, WANG Li-ge. Effect of negative biases on structure and deposition rate of TiN films by arc ion plating[C]//Proceedings of the 12th National Solid Film Conference. Nanning, 2010: 244–246.
- [25] CHANG Y Y, WANG D Y. Structural and electrical properties of Cr doped a-C:H films synthesized by a cathodic-arc activated deposition process[J]. *Surface and Coating Technology*, 2006, 200: 3170–3174.
- [26] YU G Q, TAY B K, LAU S P, PRASAD K, PAN L K, CHAI J W, LAI D. Effects of N ion energy on titanium nitride films deposited by ion assisted filtered cathodic vacuum arc[J]. *Chemical Physics Letters*, 2003, 374: 264–270.
- [27] CHENG Y H, WU Y P, CHEN J G, QIAO X L, XIE C S, TAY B K, LAU S P, SHI X. On the deposition mechanism of a-C:H films by plasma enhanced chemical vapor deposition[J]. *Surface*

- and Coating Technology, 2000, 135: 27–33.
- [28] SIM S K, CHA B C, YOO J S. Deposition of NbN thin films by DC magnetron sputtering process[J]. Surface and Coating Technology, 2004, 177/178: 434–440.
- [29] 王 智, 宋红霞, 刘建立, 张平余, 张玉娟. 负偏压对 DLC 薄膜结构和摩擦学性能的影响[J]. 润滑与密封, 2007, 32: 86–90. WANG Zhi, SONG Hong-xia, LIU Jian-li, ZHANG Ping-yu, ZHANG Yu-juan. Effects of negative bias on the structure and properties of DLC films[J]. Lubrication Engineering, 2007, 32: 86–90.
- [30] COTELL C M, HIRVONEN J K. Effect of ion energy on the mechanical properties of ion beam assisted deposition (IBAD) wear resistant coatings[J]. Surface and Coating Technology, 1996, 81: 118–125.
- [31] 李忠文, 唐光泽, 马欣新. GCr15 钢表面钽沉积及氮离子注入的磨损性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 29: 77–80. LI Zhong-wen, TANG Guang-ze, MA Xin-xin. Anti wear property of GCr15 steel by Ta deposition and N ion implantation[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 29: 77–80.
- [32] KATHREIN M, MICHOTTE C, PENOY M, POLCIK P, MITTERER C. Multifunctional multi-component PVD coatings for cutting tools[J]. Surface and Coating Technology, 2005, 200: 1867–1871.

(编辑 陈卫萍)