

# 微波等离子体氮化功率对 Ti-N 氮化层 微观结构和性能的影响

张俊辉<sup>1,2a</sup>, 徐志刚<sup>1,2a,2b\*</sup>, 高鹏<sup>2a</sup>, 刘文鑫<sup>1,2a</sup>, 李家成<sup>1,2a</sup>,  
彭健<sup>1,2a</sup>, 王传彬<sup>1,2a</sup>

(1. 化学与精细化工广东省实验室潮州分中心, 广东 潮州 521000; 2. 武汉理工大学 a. 材料复合新技术国家重点实验室 b. 现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 武汉 430070)

**摘要:** **目的** 对纯钛进行微波等离子体氮化处理, 研究氮化工艺参数中的微波等离子体氮化功率对氮化层微观结构和性能的影响, 以提高纯钛表面的硬度并改善其耐磨性。**方法** 采用微波等离子体化学气相沉积技术, 在微波功率为 4 250、4 500、4 750、5 000 W 的条件下, 对纯钛表面进行氮化处理。采用 X 射线衍射仪分析氮化层的物相结构, 采用扫描电子显微镜观察氮化层表面和截面的形貌特征, 并测量氮化层厚度。通过维氏硬度计和纳米压痕仪测定氮化层的硬度, 并通过摩擦磨损测试对材料的耐磨性能进行表征。**结果** 在较低微波功率 (4 250 W) 条件下, 等离子体的浓度和活性很低, 钛表面出现了 TiN<sub>0.3</sub> 相, 仅形成较薄的氮化层。随着功率的增大, 等离子体的活性和密度增强, 扩散机制发生转变, 形成了 Ti<sub>2</sub>N 和 TiN 双相结构, 氮化层厚度随之增大, 从而提高了氮化层的硬度, 并提高其耐磨性。在 5 000 W 微波功率下制备的氮化层表现出最佳性能, 硬度达到 22.84 GPa, 摩擦因数仅约为 0.1。**结论** 微波功率的变化显著影响基体表面微波等离子体的浓度和活性, 进而改变氮化层的物相、结构和性能。

**关键词:** 金属钛; Ti-N 氮化层; 微波等离子体氮化; 微观结构; 力学性能; 摩擦学性能

**中图分类号:** TG174 **文献标志码:** A **文章编号:** 1672-9242(2025)01-0011-10

**DOI:** 10.7643/issn.1672-9242.2025.01.002

## Effect of Microwave Plasma Nitriding Power on the Microstructure and Properties of Ti-N Nitride Layers

ZHANG Junhui<sup>1,2a</sup>, XU Zhigang<sup>1,2a,2b\*</sup>, GAO Peng<sup>2a</sup>, LIU Wenxin<sup>1,2a</sup>, LI Jiacheng<sup>1,2a</sup>,  
PENG Jian<sup>1,2a</sup>, WANG Chuanbin<sup>1,2a</sup>

(1. Chaozhou Branch of Chemistry and Chemical Engineering Guangdong Laboratory, Guangdong Chaozhou 521000, China;  
2. a. State Key Lab of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, b. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

收稿日期: 2024-11-18; 修订日期: 2025-01-01

Received: 2024-11-18; Revised: 2025-01-01

基金项目: 广东省基础与应用基础研究重大项目 (2021B0301030001)

Fund: The Guangdong Major Project of Basic and Applied Basic Research (2021B0301030001)

引文格式: 张俊辉, 徐志刚, 高鹏, 等. 微波等离子体氮化功率对 Ti-N 氮化层微观结构和性能的影响[J]. 装备环境工程, 2025, 22(1): 11-20.  
ZHANG Junhui, XU Zhigang, GAO Peng, et al. Effect of Microwave Plasma Nitriding Power on the Microstructure and Properties of Ti-N Nitride Layers[J]. Equipment Environmental Engineering, 2025, 22(1): 11-20.

\*通信作者 (Corresponding author)

**ABSTRACT:** The work aims to perform microwave plasma nitriding on pure titanium and investigate the effects of microwave plasma nitriding power, as a process parameter, on the microstructure and properties of the nitride layer, so as to enhance the surface hardness of pure titanium and improve its wear resistance. Microwave plasma chemical vapor deposition was employed to nitride the surface of pure titanium under microwave powers of 4 250, 4 500, 4 750, and 5 000 W. X-ray diffraction was used to analyze the phase composition of the nitride layer, and scanning electron microscopy was employed to observe the surface and cross-sectional morphologies of the nitride layer and measure its thickness. The hardness of the nitride layer was evaluated with a Vickers hardness tester and a nano-indentation instrument and the wear resistance was assessed through friction and wear tests. At a lower microwave power of 4 250 W, the plasma concentration and activity were relatively low, leading to the formation of a thin nitride layer containing  $TiN_{0.3}$ . As the power increased, the plasma activity and density were enhanced, resulting in a transition of the diffusion mechanism and the formation of a dual-phase structure comprising  $Ti_2N$  and  $TiN$ . This also led to an increase in the thickness of the nitride layer, thereby improving its hardness and wear resistance. The nitride layer prepared at 5 000 W exhibited optimal performance, with a hardness of 22.84 GPa and a friction coefficient of approximately 0.1. Variations in microwave power significantly affected the concentration and activity of the plasma on the substrate surface, thereby affecting the phase composition, structure, and properties of the nitride layer.

**KEY WORDS:** titanium; Ti-N nitride layer; microwave plasma nitriding; microstructure; mechanical properties; tribological properties

火炮作为战争之神,在打赢现代战争中发挥着至关重要的作用<sup>[1-2]</sup>。身管作为火炮系统的重要构件之一,其对火炮的精准度、射程、威力和机动性等都有显著的影响。早期火炮身管的材料大多采用炮钢和合金钢。随着技术的进步,钛及其合金因密度小、强度高的特点被广泛应用于炮口制退器<sup>[3-5]</sup>、身管<sup>[6-7]</sup>等火炮关键部件,以实现装备轻量化,并提高其机动性。然而钛及其合金硬度低、耐磨性较差<sup>[8-10]</sup>,难以满足极端服役环境下的使用要求,严重限制了其在航空航天、国防工业以及其他高端装备领域的应用范围<sup>[11-12]</sup>。通过表面氮化技术在其表面制备强化层,是提升其耐磨性及服役寿命的有效手段<sup>[13-15]</sup>。然而,现有的氮化技术,如气体氮化、激光氮化以及离子氮化等技术,普遍存在氮化效率较低的问题,需较长的处理时间才能获得厚度较为理想的氮化层<sup>[16-17]</sup>。为此,亟需发展新的氮化技术以实现高性能氮化层的高效制备。

近年来,新型的微波等离子体氮化技术得到快速发展,该技术利用微波激发低压工作气体生成高活性、高能量密度的等离子体,显著提升了扩散/反应速率和加热效率,已成功实现了对金属铬、钛和钽等金属材料表面的高效氮化,所制备的氮化层兼具高硬和耐磨等优异特性<sup>[18-21]</sup>。当前,已报道的研究结果较为系统地研究了氮化温度、时间及工作气体溶度对Ti-N氮化层结构演变及性能的影响规律<sup>[22-24]</sup>。事实上,除上述工艺参数外,微波功率对氮化层性能也存在显著的影响。这是因为,微波功率会直接决定含氮等离子体的能量密度及反应活性,同时影响氮化层的生长及其性能<sup>[25]</sup>。例如,El-Hossary等<sup>[26]</sup>利用Langmuir双探针测量了不同功率下等离子体的密度,

发现等离子体气氛中活性氮粒子的浓度会对氮化层的物相结构和力学性能造成影响。Fouquet等<sup>[27]</sup>采用相同的工艺参数对Ti6Al4V进行氮化处理,分别采用的射频功率为0、700 W,结果表明,更高的射频功率会提高离子氮化的效率,并促进TiN和 $Ti_2N$ 的生长,提高了表面硬度。目前,射频功率对氮化层的影响规律已较为明确,但相较于射频,微波在离子氮化过程中的作用机制具有显著差异。为此,本研究系统探索微波功率对氮化层结构演变和力学性能的影响,为氮化层的性能全面提升提供重要的工艺参考和优化思路。

## 1 实验与测试

### 1.1 材料与预处理

本实验所采用的基体材料为中诺新材生产的纯钛,纯度为99.999%,块体样品尺寸为12.5 mm×12.5 mm×2.7 mm。采用碳化硅砂纸对基体打磨,研磨目数由低到高分别为400、800、1 000、2 000和3 000目。之后,采用1 μm的金刚石悬浮液和精抛布抛光打磨好的纯钛,以去除砂纸研磨后在基体表面残留的划痕。用无水乙醇清洗磨抛后的基体,并利用超声波清洗10 min,以去除残留的悬浮液,最后利用 $N_2$ 吹干,待氮化使用。

### 1.2 实验设计与工艺过程

本实验采用由深圳优普莱公司制造的微波等离子体氮化设备(Uniplasma UP-206,中国),如图1所示。该设备由微波系统、水冷系统、供气与真空系统和控制系统构成,其技术指标见表1。

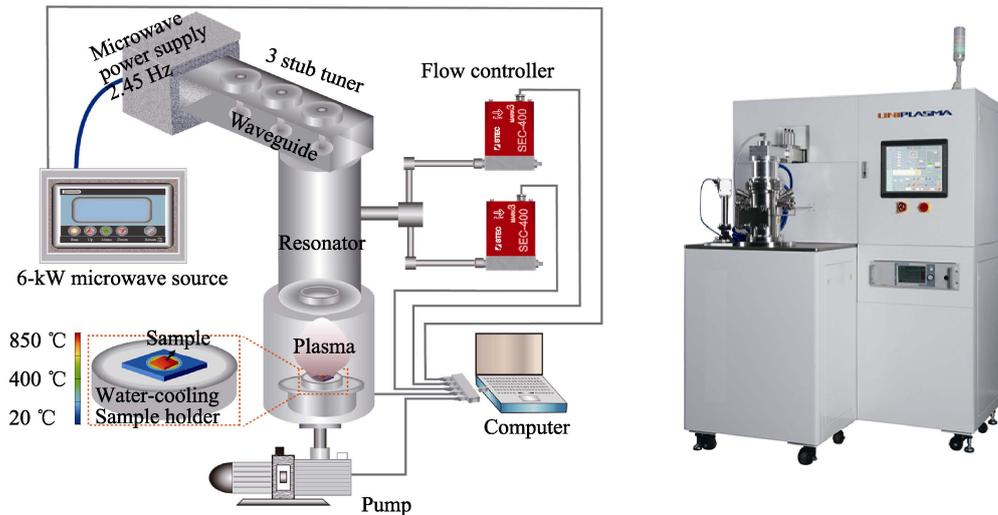


图 1 微波等离子体氮化设备的结构示意图和实物图

Fig.1 Structural diagram and physical diagram of microwave plasma nitriding equipment<sup>[18]</sup>

表 1 Uniplasma UP-206 型微波等离子体氮化设备的技术指标

Tab.1 Technical specifications of Uniplasma UP-206 microwave plasma nitriding equipment

技术参数	性能指标
微波功率	(2 450±25) MHz
输出功率	0.6~6 kW
工作气压	133.322~33 330.5 Pa
本底极限真空	0.1 Pa
气路数量	4
红外测温范围	300~1 300 °C

在微波等离子体氮化处理钛金属的过程中, 氮化工艺的控制参数较多, 主要有氮化温度、氮化时间、微波功率、气体流量以及气压等。本文通过优化微波功率对纯钛进行氮化处理, 所使用的工艺参数见表 2。

表 2 微波等离子体氮化纯钛的工艺参数

Tab.2 Parameters for microwave plasma nitriding pure Ti

氮化温度/°C	氮化时间/h	微波功率/W
850	3	4 250
		4 500
		4 750
		5 000

本实验中氮化层的制备过程包含抽真空、辉光放电、微波等离子体加热和氮化 4 个过程。将乙醇清洗后的基体使用 N<sub>2</sub> 吹干, 并放置在 Mo 基片台的凹槽内, 抽至腔体真空度小于 0.1 Pa, 之后 H<sub>2</sub> 以 300 mL/min 的流量送入腔室, 以排出残余的氧气。固态微波电源提供 5 kW 的微波功率, 使 H<sub>2</sub> 离化产生氢等离子体, 并且发生定向迁移, 清洗、加热基体表面。在 22.66 kPa 的稳定气压下, 清洗 15 min 以去除样品表面杂质和氧化物, 随后将 N<sub>2</sub> 通入谐振

腔并产生氮等离子体, 控制 H<sub>2</sub> 和 N<sub>2</sub> 的流量分别为 300、250 mL/min, 最后设定不同的微波功率对纯钛进行氮化。

### 1.3 表征与测试

本文采用 PANalytical Empyrean 型 X 射线衍射仪对氮化层进行物相分析。以 Cu 靶 K $\alpha$  作为 X 射线的激发源, 加速电压和电流分别为 40 kV 和 40 mA, 扫描步长是 2 (°)/min, 扫描范围为 30°~90°。

采用 Quanta-250 型扫描电子显微镜和配套的 Oxford Instruments 能谱仪来表征样品的形貌结构以及元素分布信息。采用 Bruker Dimension Icon 型原子力显微镜, 对样品进行成像, 精确测量微区的表面粗糙度采集范围为 20  $\mu\text{m}$ ×20  $\mu\text{m}$ 。

采用 Wilson Tukon 1202 型维氏硬度计测量材料的宏观尺度的硬度值, 设定载荷为 50 g, 加载时间为 15 s。为避免误差, 每个样品测量 5 次并取平均值。

采用 Bruker TI980 TriboIndenter 型纳米压痕仪测量氮化层的纳米硬度和弹性模量等力学性能, 为保证在加载过程中压头的压入深度小于氮化层总厚度的 1/10, 设置载荷为 8 mN。为避免误差, 每个样品进行 5 次测试, 并取平均值作为结果。对测得的硬度 ( $H$ ) 和弹性模量 ( $E$ ) 进行分析, 计算  $H/E$  以及  $H^3/E^2$  的值, 以衡量氮化层的抗弹性应变破坏能力和抗塑性应变变形能力。

采用 Rtec MFT-5000 型摩擦磨损试验机对基体和氮化处理后的样品进行线性往复摩擦磨损测试, 摩擦磨损实验使用直径为 6 mm 的 GCr15 钢球, 设定法向载荷为 5 N, 摩擦速率为 0.032 m/s, 幅值为 5 mm, 摩擦时间为 1 800 s。

采用 Nanovea ST-4000 型三维轮廓仪, 对摩擦磨损实验后的磨痕区域进行表征, 分析磨痕的宽度及深

度,扫描范围为 4 mm×9 mm。

## 2 结果及分析

### 2.1 物相组成

不同微波功率条件下氮化层的 XRD 图谱如图 2 所示。当微波功率为 4 250 W 时,氮化层出现了 TiN、Ti<sub>2</sub>N、TiN<sub>0.3</sub> 的混合相。随着微波功率的增大,物相转变为 TiN 和 Ti<sub>2</sub>N 双相结构。有研究表明,不同的微波功率会影响氮在钛中的扩散速率,进而影响其物相结构。El-Hossary 等<sup>[26]</sup>建立了功率与扩散速率的关系,他们发现,在较低的输入功率下,测得氮的活化能仅为 0.42 eV,提高功率后活化能增大至 1.465 eV,活化能的变化会导致氮由间隙扩散转变为空位扩散。不仅如此,功率的提高还会使基体近表面的等离子体浓度发生变化,当氮等离子体浓度大于其在钛中的溶解度时,会转变为固溶体相。继续增大等离子体浓度,固溶体相将逐渐转变为 Ti<sub>2</sub>N 和 TiN 双相。此外,微波功率的增大会提高被激发电子的速度,电子强烈的轰击效应导致 N<sub>2</sub> 被激发后具有较高的能量并与钛发生反应。综上,提高微波功率促进了氮的扩散以及氮等离子体与基体的反应进程,促使 TiN<sub>0.3</sub> 相转变为 Ti<sub>2</sub>N 和 TiN 相。在 4 250 W 条件下,氮化层的 XRD 图谱中首次观察到了 TiN<sub>0.3</sub> 相的衍射峰。由 Ti-N 相图可知,N 原子在  $\alpha$ -Ti 中溶解的最大原子数分数为 23%。然而,基于章凡勇<sup>[28]</sup>所提出的双亚点阵模型分析,理想状态下, $\alpha$ -Ti(N)固溶的氮的原子数分数最大可达 33.3%。他认为可能在实际氮化时,N 的原子数分数高于 23%, $\alpha$ -Ti(N)的晶格常数增大会导致其结构畸变严重,无法维持原来的六方结构。通过计算结果的对比与相图分析,可确定该相的化学计量比对应于 TiN<sub>0.3</sub>。

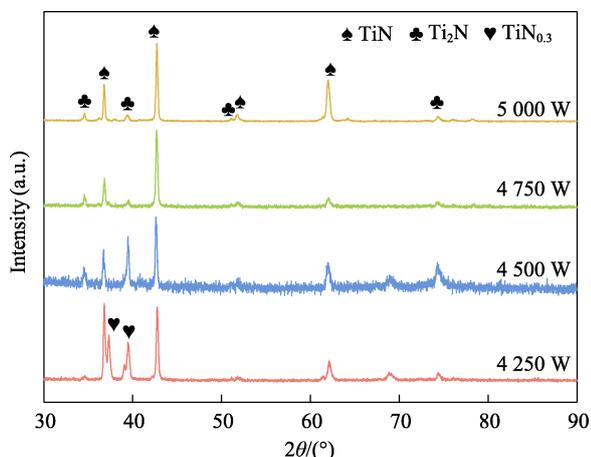


图 2 不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions

### 2.2 微观结构

不同微波功率下氮化层表面及截面的 SEM 形貌如图 3 所示。当微波功率为 4 250 W 时,氮化层的表面平整致密。然而,当微波功率超过 4 750 W 后,氮化层表面逐渐变得粗糙,并出现凸起的条状氮化物颗粒。在 5 000 W 功率下,氮化层出现孔洞,且表面起伏显著增加。这是由于随着微波功率的增加,氮原子的渗入得到显著增强,促使基体表面原有的  $\alpha$ -Ti 相转变为以 TiN 和 Ti<sub>2</sub>N 为主的氮化物表层,从而改变了基体的微观结构特征。3 h 的氮化使氮化物颗粒发生了合并与长大,但高能粒子的轰击会击碎颗粒,从而产生孔洞,孔洞边缘容易产生应力集中,这也是微裂纹形成的潜在原因。此外,高倍放大的表面 SEM 形貌显示,微波功率对表面微观形貌的影响不大,均呈现出条状特征。从图 3 所示的氮化层截面 SEM 形貌可以看出,4 250、4 500、4 750、5 000 W 功率条件下,氮化层厚度分别为 17.4、18.1、20.1、21.8  $\mu$ m。

4 250~5 000 W 功率下氮化层表面的 AFM 形貌如图 5 所示。随着微波功率的增大, $R_a$  的变化范围为 66.5~299 nm, $R_q$  的变化范围为 88.9~377 nm,与 SEM 图像观察到的趋势一致。可以看出,微波功率对于表面粗糙度的影响较为显著。这是由于微波功率的增大提高了基体近表面区域的氮等离子体浓度,进而影响了物相种类。与 TiN<sub>0.3</sub> 相比,TiN 和 Ti<sub>2</sub>N 中氮原子占据钛晶格的八面体空位,导致晶格发生严重畸变,晶胞参数增大<sup>[27]</sup>,这种由晶格膨胀导致的体积效应引起了表面粗糙度的增加。

氮化层截面的氮含量随深度的变化情况如图 5 所示。观察发现,随着微波功率的提升,氮元素的扩散深度呈现逐步增加的趋势。在距离表面小于 5  $\mu$ m 的区域内,各氮化层的氮含量差异变化不大。然而,氮扩散深度大于 5  $\mu$ m 后,在截面的同一区域内,在 5 000 W 条件下,氮化层展现出最高的氮含量,其次是 4 750 W 条件下的氮化层,而 4 250 W 条件下的氮化层氮含量最低。这表明微波功率的增大能够增强氮等离子体的活性,进而引起扩散机制发生转变<sup>[26]</sup>,加快氮的扩散速率。

### 2.3 硬度与弹性模量

不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层表面的维氏硬度如图 6 所示。相较于纯钛,经不同微波功率氮化处理后,氮化层表面硬度均显著提升。由图 6 可见,随着微波功率的增加,硬度逐渐提高,并在 5 000 W 氮化条件下达到最大值。4 250 W 条件下氮化层中 TiN<sub>0.3</sub> 相的衍射峰强度较大,通常而言,TiN 的理论硬度约为 3 000HV,Ti<sub>2</sub>N 的理论硬度约为 1 500HV,而 TiN<sub>0.3</sub> 中氮的固溶量较少,硬度低于 1 000HV。因此,形成的混合相结构导致其硬度较低,

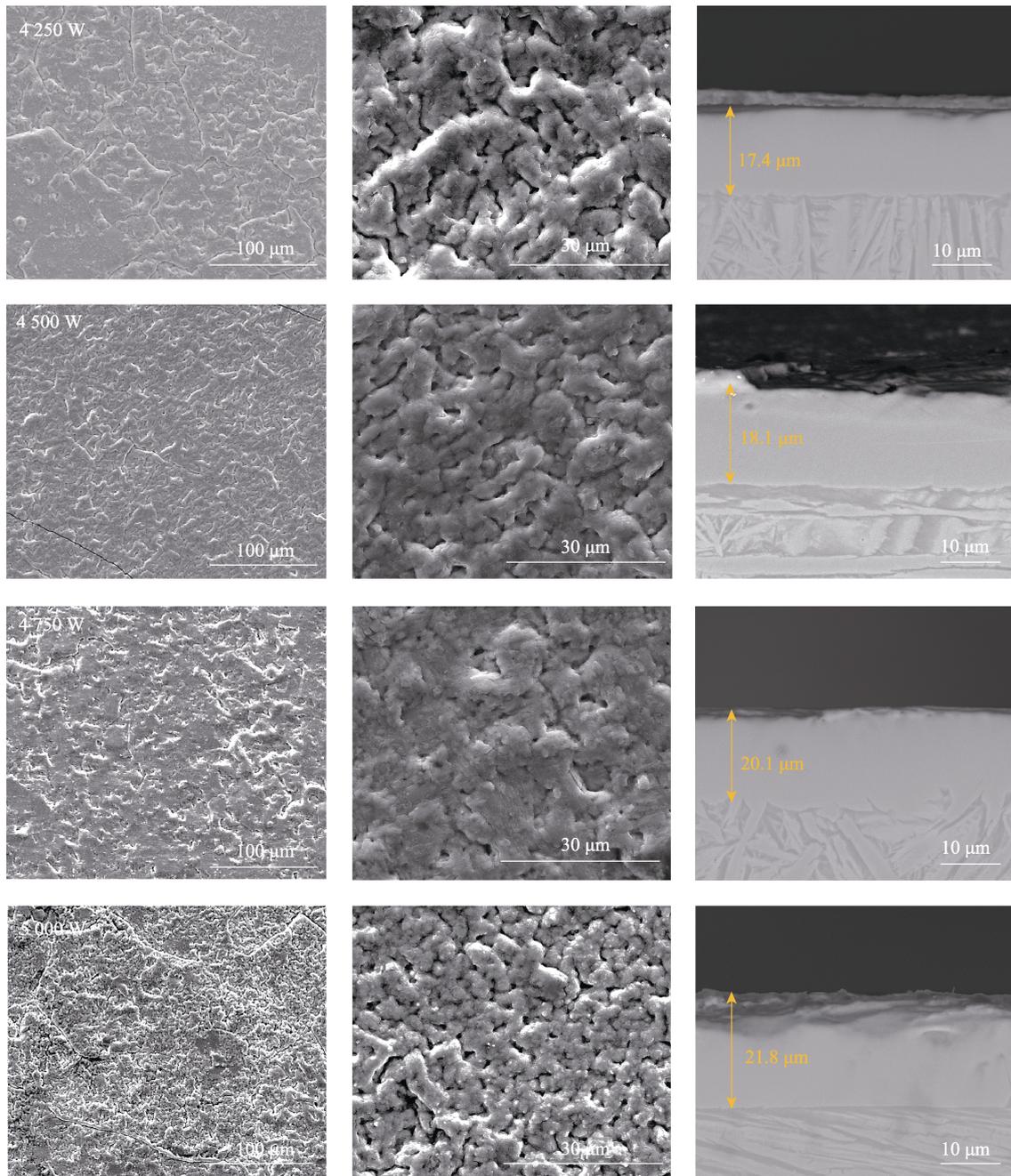


图 3 不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层表面和截面的 SEM 形貌

Fig.3 SEM images of the surface and cross section of nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions

随着功率增大,  $TiN_{0.3}$  逐渐向  $Ti_2N$  和  $TiN$  双相转变, 从而引起硬度的提升<sup>[29]</sup>。

氮化层的纳米力学性能如图 7a 所示, 其硬度变化趋势与图 6 一致。随着微波功率增加, 由于物相和结构的转变, 压头压入深度逐渐减小。图 7b 表明, 压头的最大压入深度约为 130 nm, 远小于氮化层厚度的 1/10, 确保了测量结果的准确性。同时, 根据显微硬度和弹性模量计算得到  $H/E$  和  $H^3/E^2$ <sup>[30-31]</sup>, 如图 7c 所示。 $H/E$  和  $H^3/E^2$  均随着微波功率的增加增大。对比结果显示, 5 000 W 条件下: 氮化层的  $H/E$  和  $H^3/E^2$  分别达到 0.076 和 0.131 GPa, 表明其具有

最佳的韧性。

## 2.4 摩擦磨损

不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层摩擦因数的变化趋势如图 8 所示。摩擦因数由约 0.5 逐步增加至 0.7, 随后降低至约 0.1, 表明微波功率对氮化层的耐磨性能具有显著影响。4 250 W 条件下, 氮化层中存在硬度较低的  $TiN_{0.3}$  相, 且与  $TiN$  相和  $Ti_2N$  相不同,  $TiN_{0.3}$  颗粒在摩擦过程中被剥落的程度较小, 因而对磨损加剧的影响较弱, 相较于 4 500、4 750 W 条件下氮化层摩擦因数略低。此外, 4 250、4 750 W

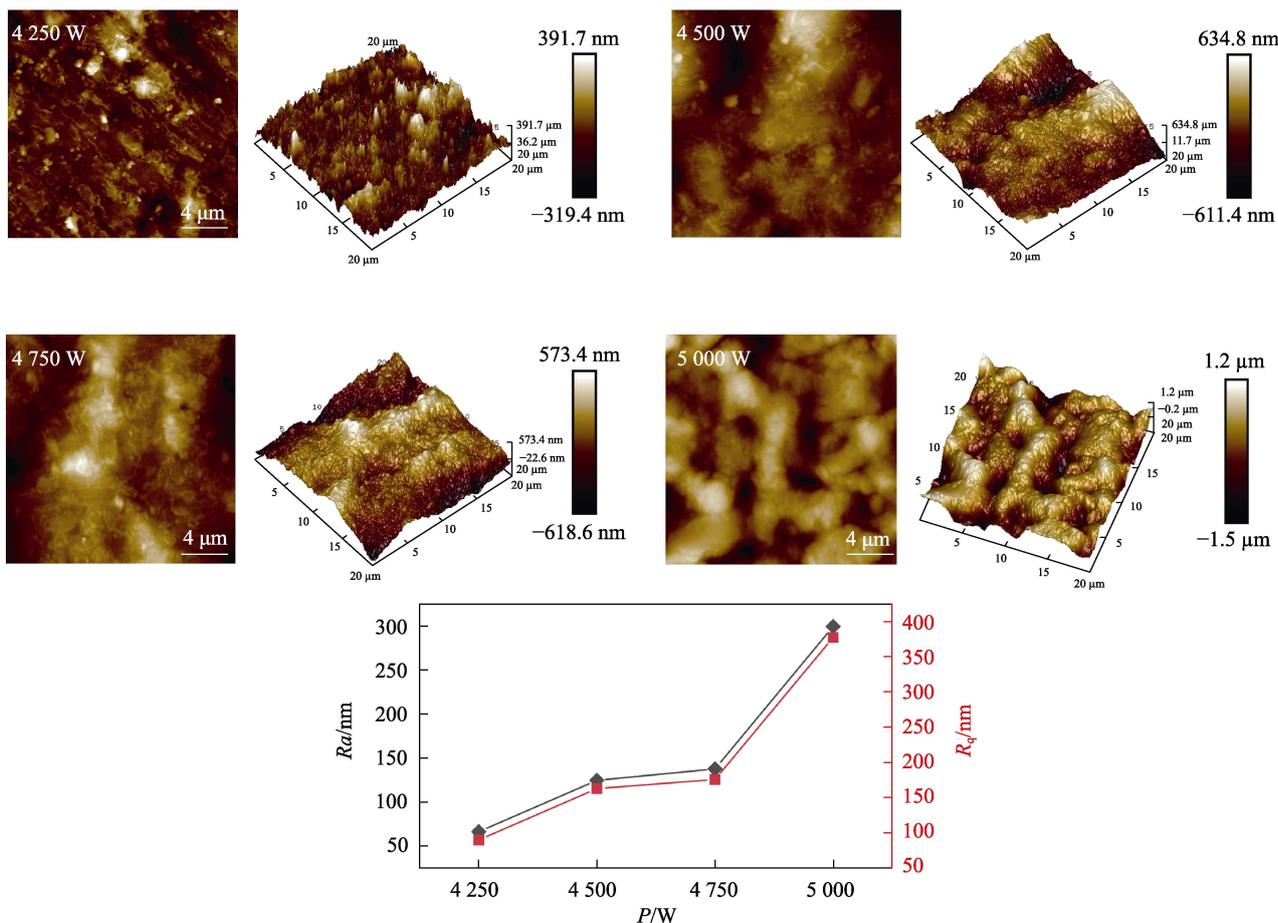


图 4 不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的 AFM 图  
 Fig.4 AFM images of nitride layer under different microwave plasma nitriding power conditions

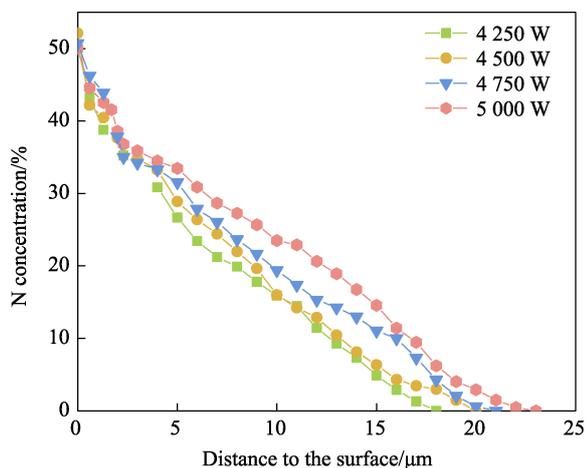


图 5 氮化层截面的氮含量随深度的变化趋势  
 Fig.5 Variation trend of nitrogen content with depth in the cross section of the nitride layer

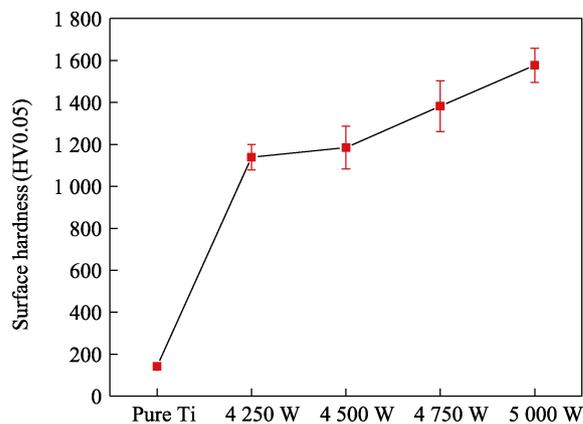


图 6 纯钛和不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的维氏硬度  
 Fig.6 Vickers hardness of pure titanium and nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions

功率条件下，氮化层摩擦因数曲线在初期 400 s 内波动较大，随后逐渐趋于平稳，表明在摩擦初期氮化层与摩擦副发生了激烈的摩擦作用。相比之下，5 000 W 功率条件下，氮化层的摩擦因数曲线较为平滑，无明显突增现象。这说明随着氮化层表面硬度和厚度的增加，其承载能力显著提升，且摩擦过程

中未发生局部脱落和失效，从而有效改善了氮化层的摩擦磨损性能。

摩擦磨损后氮化层的三维磨痕轮廓如图 9 所示。可以看出，4 250~4 750 W 功率条件下，氮化层的磨痕形貌相似，形状不规则，在摩擦过程中氮化层发生剥离和脱落，这表明氮化层发生失效。当微波功率增

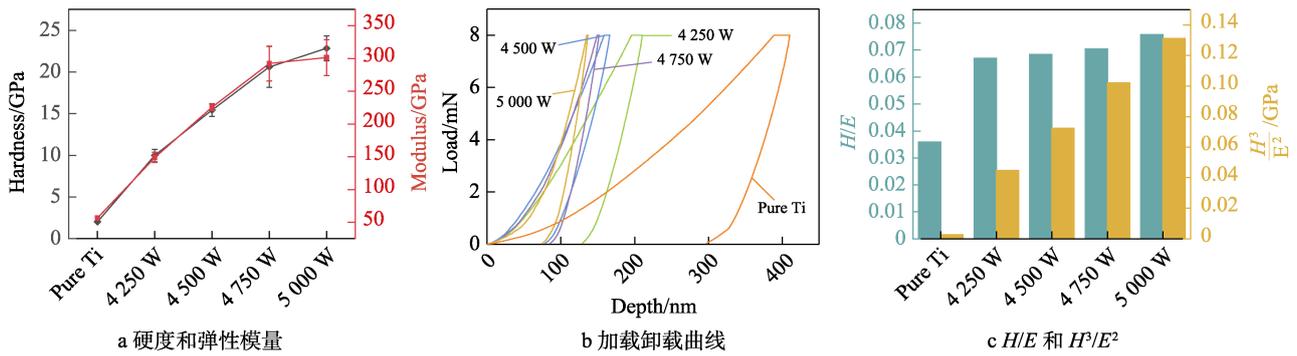


图 7 纯钛和不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的纳米力学性能

Fig.7 Nano-mechanical properties of pure Ti and nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions: a) hardness and elastic modulus; b) load-displacement curves; c)  $H/E$  and  $H^3/E^2$  ratios

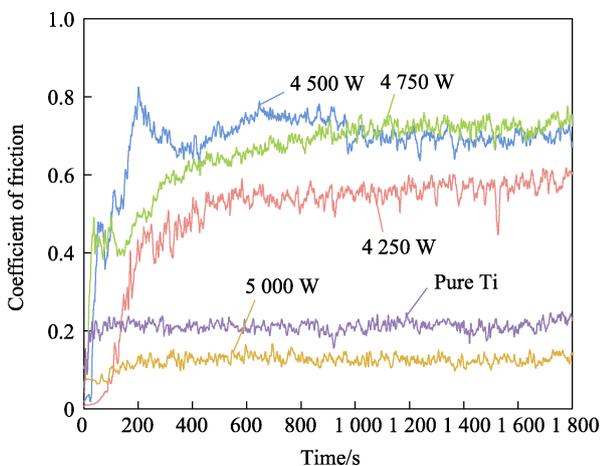


图 8 纯钛和不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的摩擦因数

Fig.8 COF of pure Ti and nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions

至 5 000 W 时, 表面几乎无磨损痕迹, 表明耐磨性显著提升。

各氮化层的磨损痕迹形貌和元素分布如图 10 所示。磨痕中难以观察到规则的犁沟状结构, 表明摩擦过程中几乎不存在磨粒磨损。在 4 750 W 条件下, 氮化层经摩擦磨损测试后, 表面出现了大量凹坑, 这可能是由于氮化层在与摩擦副接触时产生塑性变形和撕裂, 并转移至摩擦副上参与磨损所导致的。在 4 500、4750 W 条件下的氮化层, 磨损区域可见大量倾斜裂纹, 这种裂纹是由于基体在滑动载荷下发生应变并缩颈, 基于泊松效应产生横向裂纹的压应力, 当合成的剪切应力超过临界值时, 会导致氮化层发生剪切破坏<sup>[32]</sup>。此外, 摩擦过程中, 摩擦副前端与氮化层接触的界面会产生弯曲应力, 同时摩擦副旋转引发的拉伸应力进一步作用, 这 2 种应力的叠加同样可能引起氮化层开裂<sup>[33]</sup>。

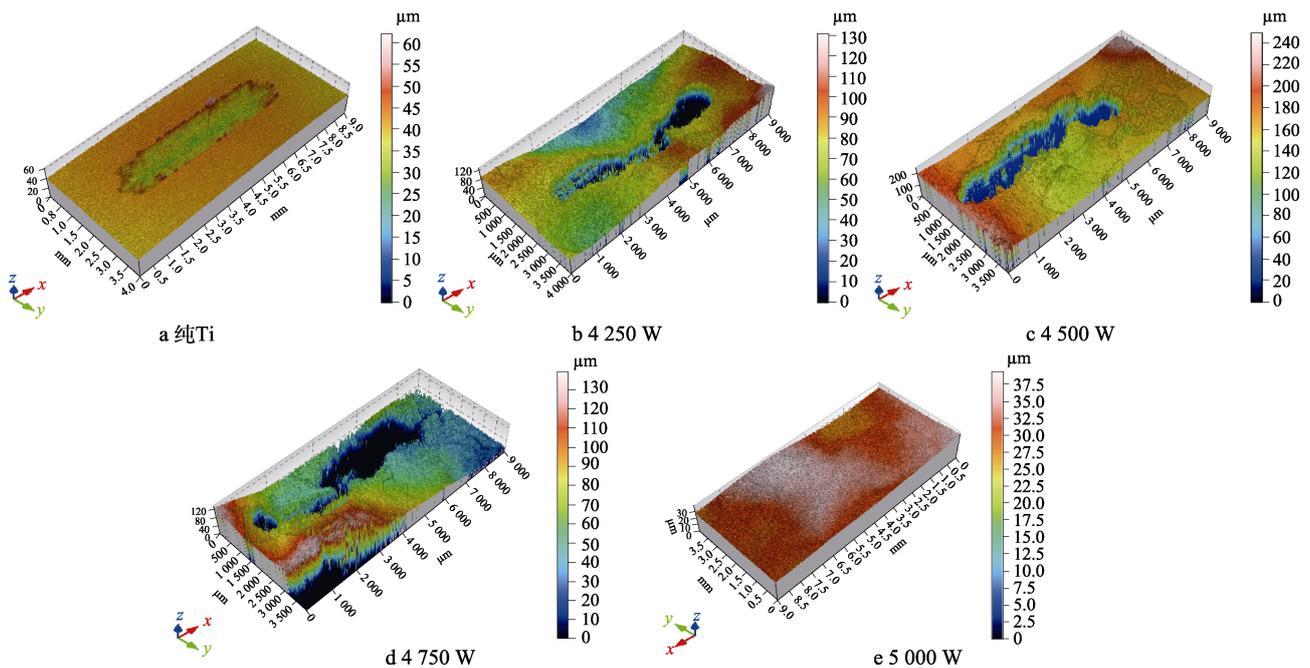


图 9 磨损痕迹的三维轮廓图像

Fig.9 3D optical profile images of wear tracks: a) Pure Ti; b) 4 250 W; c) 4 500 W; d) 4 750 W; e) 5 000 W

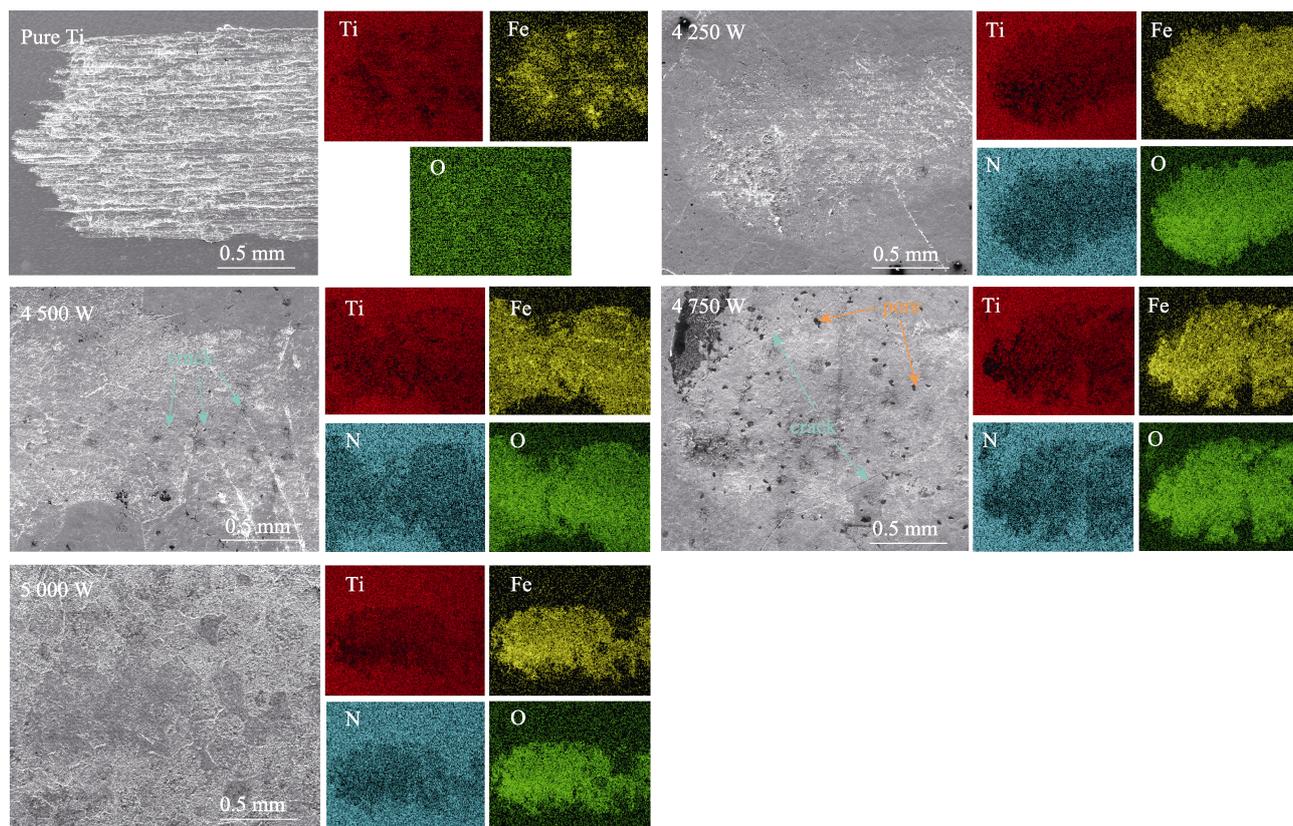


图 10 纯钛和不同微波等离子体氮化功率条件下氮化层的磨痕形貌及相应的 EDS 元素分布图  
Fig.10 Wear track morphologies and corresponding EDS elemental distribution maps of pure Ti and nitride layers under different microwave plasma nitriding power conditions

### 3 结论

1) 纯钛经过微波等离子体氮化处理后, 其表面生成了一层氮化层。随着微波功率的增强, 氮化层的相构成由原先的  $TiN$ 、 $Ti_2N$  与  $TiN_{0.3}$  混合相, 转变为由  $TiN$  和  $Ti_2N$  构成的双相结构, 并且  $TiN$  相的比例也随之提升。

2) 微波功率对氮化层表面的形貌特征影响有限, 氮化后的表面均呈现条状形态; 氮化层的表面粗糙度和厚度受微波功率影响显著, 均随微波功率的升高而增加。

3) 微波功率为 5 000 W 时, 氮化层展现出最高的硬度与最优的韧性, 呈现出最佳的力学性能。同时, 其磨痕宽度和深度最小, 表现出良好的耐磨性。

4) 提升微波功率有助于促进氮元素在钛中的扩散过程, 使得氮化层形成  $TiN$  与  $Ti_2N$  的双相结构。这一结构变化有利于提升氮化层表面的硬度与厚度, 进而增强了氮化层的力学性能与摩擦学性能。

#### 参考文献:

- [1] 谈乐斌, 张相炎. 火炮概论[M]. 北京: 北京国防工业出版社, 2013: 37-28.
- [2] 周加永, 张韬, 王亮宽, 等. 国外末端防空火炮发展新动态与启示[J]. 兵器装备工程学报, 2024, 45(9): 95-103.
- [3] PENG X M, XIA C Q, DAI X Y, et al. Ablation Behavior of NiCrAlY Coating on Titanium Alloy Muzzle Brake[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 232: 690-694.
- [4] CHATURVEDI E, DWIVEDI R K. Review of Various Designs and Material Research Studies of Muzzle Brakes with a Proposal of an Improved Design[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(9): 18681-18688.
- [5] 雷杨, 陈鑫, 柏朝辉, 等. 钛合金炮口制退器过早失效模拟分析及强化工艺研究[J]. 焊接技术, 2023, 52(12): 89-93.
- [6] 高娃. 钛合金火炮身管镀铬工艺探讨[J]. 钛工业进展, 2013, 30(1): 37-40.

TAN L B, ZHANG X Y. Introduction to Artillery[M]. Beijing: Beijing National Defense Industry Publishing House, 2013: 37-28.

[2] 周加永, 张韬, 王亮宽, 等. 国外末端防空火炮发展新动态与启示[J]. 兵器装备工程学报, 2024, 45(9): 95-103.

ZHOU J Y, ZHANG T, WANG L K, et al. New Developments and Inspirations of Foreign Terminal Anti-Aircraft Artillery[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2024, 45(9): 95-103.

[3] PENG X M, XIA C Q, DAI X Y, et al. Ablation Behavior of NiCrAlY Coating on Titanium Alloy Muzzle Brake[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 232: 690-694.

[4] CHATURVEDI E, DWIVEDI R K. Review of Various Designs and Material Research Studies of Muzzle Brakes with a Proposal of an Improved Design[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(9): 18681-18688.

[5] 雷杨, 陈鑫, 柏朝辉, 等. 钛合金炮口制退器过早失效模拟分析及强化工艺研究[J]. 焊接技术, 2023, 52(12): 89-93.

LEI Y, CHEN X, BAI Z H, et al. Simulation Analysis and Strengthening Process on Premature Failure of Titanium Alloy Muzzle Brake[J]. Welding Technology, 2023, 52(12): 89-93.

[6] 高娃. 钛合金火炮身管镀铬工艺探讨[J]. 钛工业进展,

- 1997, 14(4): 19.
- GAO W. Discussion on Chromium Plating Process of Titanium Alloy Gun Barrel[J]. Titanium Industry Progress, 1997, 14(4): 19.
- [7] 张陈曦. 某薄壁身管动态特性分析与研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2019.
- ZHANG C X. Analysis and Research on Dynamic Characteristics of a Thin-Walled Barrel[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2019.
- [8] 林亚强. 火炮身管膛线摩擦磨损试验研究[D]. 太原: 中北大学, 2024.
- LIN Y Q. Experimental Study on Friction and Wear of Gun Barrel Rifling[D]. Taiyuan: North University of China, 2024.
- [9] 魏家响. 火炮身管材料摩擦磨损性能与仿真研究[D]. 沈阳: 沈阳理工大学, 2023.
- WEI J X. Study on Friction and Wear Properties and Simulation of Gun Barrel Materials[D]. Shenyang: Shenyang Ligong University, 2023.
- [10] 易怀军. 火炮身管烧蚀磨损的影响研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2016.
- YI H J. Study on the Influence of Ablation and Wear of Gun Barrel[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2016.
- [11] 宋彦明, 温钢柱, 张杰. 大口径火炮身管寿命提升技术探讨[J]. 装备环境工程, 2022, 19(7): 1-9.
- SONG Y M, WEN G Z, ZHANG J. Technologies to Increase Barrel Life of Large-Calibre Gun[J]. Equipment Environmental Engineering, 2022, 19(7): 1-9.
- [12] 焦贵伟, 胡朝根. 火炮身管寿命评估预测[J]. 兵器装备工程学报, 2018, 39(5): 66-69.
- JIAO G W, HU C G. Research of Evaluation and Prediction Technology for Gun Barrel Life[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2018, 39(5): 66-69.
- [13] ZHANG L, SHAO M H, WANG Z W, et al. Comparison of Tribological Properties of Nitrided Ti-N Modified Layer and Deposited TiN Coatings on TA2 Pure Titanium[J]. Tribology International, 2022, 174: 107712.
- [14] 淮遵科, 孙长涛, 邓斌, 等. CVD 制备纳米 TiN 合金镀层工艺研究[J]. 热加工工艺, 2015, 44(10): 196-198.
- HUAI Z K, SUN C T, DENG B, et al. Research on Process of Nano TiN Alloy Plating by CAD[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(10): 196-198.
- [15] HERRERA-JIMENEZ E J, BOUSSER E, SCHMITT T, et al. Effect of Plasma Interface Treatment on the Microstructure, Residual Stress Profile, and Mechanical Properties of PVD TiN Coatings on Ti-6Al-4V Substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 413: 127058.
- [16] FARÈ S, LECIS N, VEDANI M, et al. Properties of Nitrided Layers Formed during Plasma Nitriding of Commercially Pure Ti and Ti-6Al-4V Alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(8/9): 2287-2292.
- [17] BELL T, BERGMANN H W, LANAGAN J, et al. Surface Engineering of Titanium with Nitrogen[J]. Surface Engineering, 1986, 2(2): 133-143.
- [18] XIA Y, XU Z G, PENG J, et al. In-Situ Formation, Structural Transformation and Mechanical Properties CrN Coatings Prepared by MPCVD[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 441: 128522.
- [19] XIA Y, HU M Z, WANG Y, et al. Microstructural Evolution, Mechanical and Tribological Properties of Thick Cr-N Coatings Prepared by MPCVD[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1004: 175888.
- [20] GAO P, WANG C B, PENG J, et al. Influence of Temperature on the Phase Structure, Surface Morphology, Mechanical and Tribological Properties of Ti-N Coatings Prepared by MPCVD[J]. Ceramics International, 2024, 50(1): 474-483.
- [21] LI J C, XU Z G, XIA Y, et al. Strategy for Preparing Nanocrystalline Ta-N Gradient Layer with Enhanced Mechanical and Tribological Performance via Microwave Plasma Nitriding[J]. Ceramics International, 2024, 50(21): 41636-41647.
- [22] HOSSEINI S R, AHMADI A. Evaluation of the Effects of Plasma Nitriding Temperature and Time on the Characterisation of Ti6Al4V Alloy[J]. Vacuum, 2013, 87: 30-39.
- [23] HOSSEINI S R, ASHRAFIZADEH F. Compositional Depth Profile Investigation of Plasma Nitriding by Multiple Analyses Techniques[J]. Vacuum, 2011, 85(10): 920-926.
- [24] GOKUL LAKSHMI S, ARIVUOLI D, GANGULI B. Surface Modification and Characterisation of Ti-Al-V Alloys[J]. Materials Chemistry and Physics, 2002, 76(2): 187-190.
- [25] QAYYUM A, ZEB S, ALI S, et al. Optical Emission Spectroscopy of Abnormal Glow Region in Nitrogen Plasma[J]. Plasma Chemistry and Plasma Processing, 2005, 25(5): 551-564.
- [26] EL-HOSSARY F M, NEGM N Z, KHALIL S M, et al. Surface Modification of Titanium by Radio Frequency Plasma Nitriding[J]. Thin Solid Films, 2006, 497(1/2): 196-202.
- [27] FOUQUET V, PICHON L, DROUET M, et al. Plasma Assisted Nitridation of Ti-6Al-4V[J]. Applied Surface Science, 2004, 221(1/2/3/4): 248-258.
- [28] 章凡勇. 铝合金表面镀钛渗氮复合改性层设计与组织结构研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- ZHANG F Y. Study on Design and Microstructure of Titanium Plating and Nitriding Composite Modified Layer on Aluminum Alloy Surface[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [29] DENG J X, WU F F, LIAN Y S, et al. Erosion Wear of CRN, TiN, CrAlN, and TiAlN PVD Nitride Coatings[J].

- International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 35: 10-16.
- [30] CASSAR G, BANFIELD S, AVELAR-BATISTA WILSON J C, et al. Micro-Abrasion Wear Testing of Triode Plasma Diffusion and Duplex Treated Ti-6Al-4V Alloy[J]. Wear, 2012, 274: 377-387.
- [31] MUBARAK ALI M, GANESH SUNDARA RAMAN S, PATHAK S D, et al. Influence of Plasma Nitriding on Fretting Wear Behaviour of Ti-6Al-4V[J]. Tribology International, 2010, 43(1/2): 152-160.
- [32] CHEN B F, HWANG J, YU G P, et al. In Situ Observation of the Cracking Behavior of TiN Coating on 304 Stainless Steel Subjected to Tensile Strain[J]. Thin Solid Films, 1999, 352(1/2): 173-178.
- [33] MAGDALENA Ł, GRĄDZKA-DAHLKE M, PIENIAK D, et al. Tribological Performance of Titanium Nitride Coatings: A Comparative Study on TiN-Coated Stainless Steel and Titanium Alloy[J]. Wear, 2019, 422: 68-80.