

磁控溅射制备 TiCN 复合膜的微结构与性能

许俊华, 曹 峻, 喻利花

(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: 通过磁控溅射技术制备一系列不同石墨靶功率的 TiCN 复合膜。分别利用 X 射线衍射仪、纳米压痕仪和高温摩擦磨损仪研究薄膜的微观结构、力学性能及室温和高温摩擦磨损性能。结果表明: 随着石墨靶功率的增加, TiCN(111)峰逐渐宽化, 晶粒尺寸逐渐减小, 薄膜最后接近非晶结构。薄膜的硬度与弹性模量呈先增大后减小的趋势, 在石墨靶功率为 90 W 时薄膜的硬度和弹性模量最大, 分别为 28.2 和 230 GPa。随着石墨靶功率的增加, 室温下 TiCN 复合膜的摩擦因数逐渐减小, TiCN 复合膜的耐磨性能明显提高。当环境温度升高到 300~500 °C 时, TiCN 薄膜的摩擦因数明显增大。TiCN 复合膜的摩擦磨损性能受薄膜微观结构、空气中的水蒸气和氧气及环境温度等一系列因素的影响。

关键词: TiCN 膜; 磁控溅射; 微结构; 力学性能; 摩擦; 磨损

中图分类号: TG174.44; TG148

文献标志码: A

Microstructure and properties of TiCN composite films prepared by magnetron sputtering

XU Jun-hua, CAO Jun, YU Li-hua

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

Abstract: A series of TiCN nano-composite films with different powers of graphite target were prepared by magnetron sputtering technique. The microstructure and mechanical properties and friction and wear properties at room and high temperature of the films were investigated by X-ray diffractometer, CSM nano-indentation and high-temperature ball-on-disc tribometer. The results show that with the increase of the power of graphite target, the peak of TiN(111) becomes broad while the size of the grain becomes small, and the structure is close to the amorphous structure eventually. Along with carbon join, the films are hard and the hardness and elastic modulus increase. When the power of graphite target is 90 W, the two parameters reach the highest, 28.2 and 230 GPa, respectively. The friction coefficients of TiCN films at room temperature decrease and the traction-resistance property is obviously improved with increasing the power of graphite target. When the temperature reaches 300–500 °C, the friction coefficient of TiCN films increases. The friction and wear properties of TiCN composite films are influenced by a series of factors such as the microstructure, water vapor and oxygen in the air and the ambient temperature.

Key words: film TiCN; magnetron sputtering; microstructure; mechanical property; friction; wear

早先得到广泛应用的 TiN 薄膜, 因其硬度较低和摩擦因数较大已经不能满足现代高速切削条件。如今高速、高精度、高效、环保成为切削加工的追求目标。

具有高硬度, 小摩擦因数和高温稳定性的纳米结构超硬薄膜成为研究热点^[1-2]。科研工作者发现在传统薄膜基础上添加金属或者非金属元素可不同程度地优化

基金项目: 国际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); 江苏省研究生科研创新计划 (CXLXII-0292)

收稿日期: 2011-09-18; **修订日期:** 2012-03-21

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

薄膜的结构和性能^[3-5]。由于优良的力学性能和化学稳定性、良好的耐磨和耐腐蚀性能, TiCN 薄膜是目前非常重要的保护性薄膜^[6-9]。近 20 年来, TiN 和 TiC 薄膜已广泛应用于保护层领域, 但其硬度和摩擦因数仍然不符合要求^[10-12]。所以, 人们研究了 TiCN 薄膜, 此复合膜同时拥有纳米晶和无定形碳结构, 因此, 比 TiN 和 TiC 具有更高的硬度和较小的摩擦因数^[13-17]。

迄今为止, 很多人研究过 TiCN 薄膜, 但未对其硬度和室温下的摩擦磨损性能进行深入的理论研究, 且缺少在高温下的摩擦磨损性能的研究。本文作者采用磁控溅射技术制备 TiCN 复合膜, 研究 C 元素对 TiCN 薄膜硬度和摩擦性能的影响, 对机理进行深入探讨, 特别是对 TiCN 薄膜进行高温摩擦磨损测试, 并分析高温下薄膜摩擦因数增大的原因。

1 实验

1.1 薄膜制备

采用 JGP-450 型磁控溅射设备, 在经抛光的单晶硅(100)和 304 不锈钢(化学牌号为 0Cr18Ni9 不锈钢)上制备 TiCN 复合膜。溅射过程中基片温度保持在 200 °C。基片用蒸馏水、无水乙醇和丙酮超声各波清洗 10 min, 以清除基片表面的油污和灰尘, 然后用干燥的热空气快速吹干装入真空室中可旋转(转速 $n=11$ r/min)的基片架上。钛靶(纯度为 99.9%)和石墨靶(纯度为 99.99%)分别安装在两个射频阴极上, 靶到基片的距离为 78 mm。真空室本底真空优于 6×10^{-4} Pa, 向真空室中通入氩气和氮气的混合气体, 其中氩气分压为 0.25 Pa, 氮气分压为 0.05 Pa。沉积前, 先在基片上预溅射 100 nm 的纯钛作为衬底, 然后固定钛靶功率为 150 W, 石墨靶功率分别为 30、60、90 和 120 W, 制备一系列不同碳含量的 TiCN 复合膜。

1.2 薄膜表征

采用 JSM-6480 型扫描电子显微镜测量 TiCN 复合膜厚度并计算其沉积速率; 采用岛津 XRD-6000 型 X 射线衍射仪分析薄膜的微观结构; 采用 CSM 纳米压痕测试仪测得薄膜的硬度和弹性模量, 载荷为 6 mN, 加载速度为 12 mN/min, 保载时间为 10 s, 每个样品选取 9 个点测定硬度和模量; 采用美国 CETR 公司生产的 UMT-2 高温摩擦磨损测试仪进行摩擦磨损实验, 摩擦副为 Al_2O_3 陶瓷磨球(直径为 9.38 mm), 采取圆周摩擦, 摩擦半径为 4 mm, 载荷为 3 N, 摩擦时间为 30 min。高温热处理在 SGM28 型智能箱式电阻

炉中进行, 并利用 EDS 测试其成分。

2 结果与讨论

2.1 显微结构

图 1 所示为 TiN 和不同石墨靶功率条件下制备的 TiCN 复合膜的 XRD 谱。由图 1 可见, TiN 和 TiCN 都是 δ -NaCl 面心立方结构。

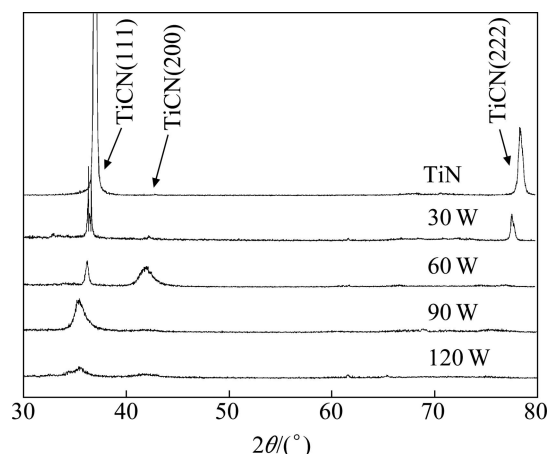


图 1 TiN 和不同石墨靶功率下 TiCN 复合膜的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of TiN and TiCN films at various powers of graphite target

TiN 和 TiCN 薄膜都是以(111)取向为主, 随着石墨靶功率的增加, TiCN 薄膜的 C 含量也越来越高, TiCN 的衍射峰逐渐向小角度偏移。根据布拉格公式可以计算出 TiCN 薄膜的晶面间距随石墨靶功率的变化, 结果如图 2 所示。从图 2 可以看出, 晶面间距随

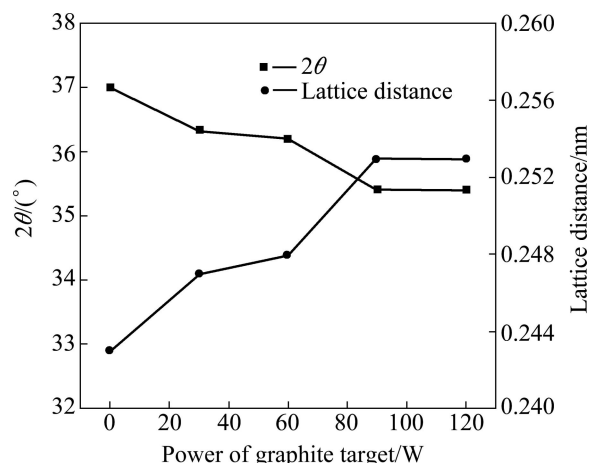


图 2 TiN 和不同石墨靶功率下 TiCN 薄膜的晶面(111)间距

Fig. 2 Lattice (111) distance of TiN and TiCN films at various powers of graphite target

着 C 含量的增高而逐渐增大。这主要是因为 TiN 晶格的 N 原子被掺入的 C 原子所取代, 形成置换固溶体^[18], 而 C 原子半径大于 N 原子半径, 必然会在 C 原子附近局部范围内造成不对称晶格畸变, 从而使 TiCN 薄膜的晶面间距增大。C 原子掺入较少时 XRD 谱中 TiCN 的衍射峰产生较小的偏移。随着石墨靶功率的增大, TiN 薄膜中的 N 原子被 C 原子取代也越来越多, 导致 TiN 的晶格常数不断变大, 从而使衍射峰的偏移量越来越大。高 C 含量的 TiCN 薄膜中越来越多的 C 以无定形润滑相形式存在, 此结构中包含了 sp^2 (类石墨) 和 sp^3 (类金刚石) 结构的 C 原子, 阻碍了 TiCN 纳米晶粒的生长, 最终使薄膜的晶粒尺寸不断变小, 在 XRD 谱上表现为衍射峰宽化和弱化^[19-21]。

2.2 沉积速率及力学性能

利用扫描电子显微镜测得 TiCN (石墨靶功率 90 W) 复合膜溅射 3 h 的薄膜厚度为 $1.3\ \mu\text{m}$, 进而计算出 TiCN 薄膜的沉积速率为 $0.120\ \text{nm/s}$ 。薄膜力学性能的表征参数主要有硬度和弹性模量。为了避免基体对薄膜性能的影响, 利用纳米压痕仪测试时的压入深度不应超过薄膜厚度的 $1/10$, 因此选用 $6\ \text{mN}$ 的加载力。

图 3 所示为 TiCN 复合膜的硬度及弹性模量随石墨靶功率的变化。由图 3 可知, 随着石墨靶功率的增大, TiCN 薄膜的硬度和弹性模量都呈先增大后减小的趋势, 在石墨靶功率为 90 W 时薄膜的硬度和弹性模量均获得最大值, 分别为 28.2 和 230 GPa。

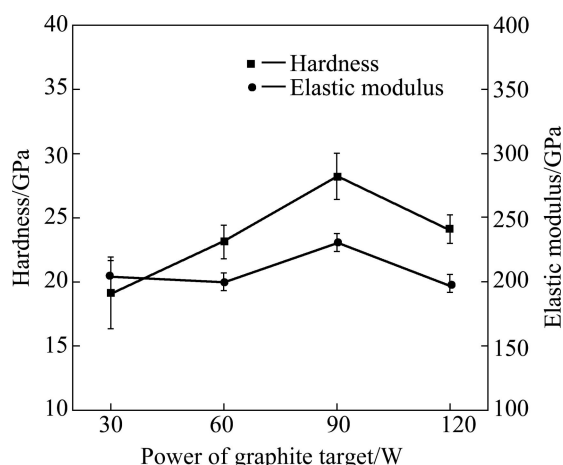


图 3 不同石墨靶功率下 TiCN 复合膜的硬度与弹性模量

Fig. 3 Hardness and elasticity modulus of TiCN film at various powers of graphite target

TiCN 薄膜的显微硬度高于 TiN 的显微硬度 ($22.5\ \text{GPa}$), 这主要是因为 TiN 晶格中部分 N 原子被 C 原子替代形成置换固溶体, 形成一个以 C 原子为中心的弹

性应变场, 当位错运动到 C 原子附近时受到较大的阻力, 使薄膜得到强化, 因此, TiCN 薄膜的硬度高于 TiN 薄膜的硬度, 而且随着 C 含量的增加, 固溶度增加, 薄膜的硬度不断升高, 直至石墨靶功率 P_c 为 90 W 时, TiCN 薄膜的显微硬度达到最大值为 $28.2\ \text{GPa}$ 。但随着石墨靶功率 P_c 的进一步增加, TiCN 薄膜的平均硬度又呈现下降趋势, 主要是因为更多的 C 原子掺入使得薄膜逐渐向无定形相转变^[22-23], 与图 1 中 TiCN 薄膜衍射峰逐渐宽化相吻合。

2.3 室温摩擦磨损性能

图 4 所示为室温下 TiN 和 TiCN 薄膜经 30 min 摩擦磨损得到的摩擦因数曲线。由图 4 可知, 随着石墨靶功率的增加, 摩擦因数逐渐减小。TiN 薄膜与陶瓷球的摩擦磨损过程分为 3 个阶段, 即跑合磨损、稳定磨损和急剧磨损阶段。前 200 s 属于跑合磨损阶段; 200~700 s 属于稳定磨损阶段, 此时 TiN 薄膜的摩擦因数为 0.450 1; 700 s 后稳定磨损开始转变为急剧磨损, 摩擦因数逐渐接近 0Cr18Ni9 不锈钢的摩擦因数 (0.7), 说明薄膜已失效。当石墨靶功率为 60 W 时, TiCN 薄膜的摩擦因数有了明显的下降, 但是其摩擦过程不稳定, 摩擦因数曲线仍呈不断上升的趋势, 摩擦 30 min 后的平均摩擦因数为 0.434 8。当石墨靶功率增加到 90 和 120 W 时, 摩擦因数曲线平稳, 平均摩擦因数进一步降低, 分别为 0.251 1 和 0.260 9。

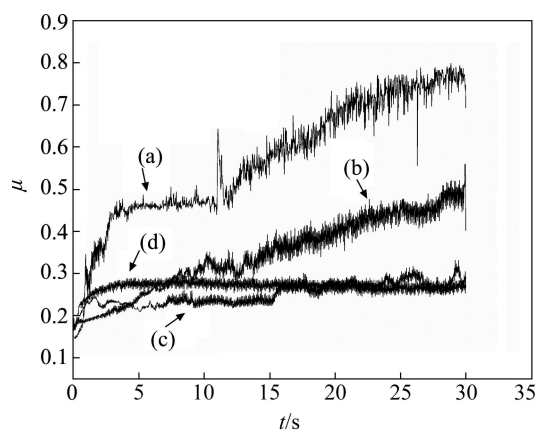


图 4 TiN 和不同石墨靶功率下 TiCN 薄膜的摩擦因数曲线

Fig. 4 Frictional coefficient (μ) curves of TiN and TiCN films at various powers of graphite target: (a) TiN; (b) TiCN, 60 W; (c) TiCN, 90 W; (d) TiCN, 120 W

图 5 所示为不同石墨靶功率 TiCN 薄膜摩擦 30 min 后磨痕的 SEM 像。可以看到, 图 5(a) 中薄膜磨损比较严重, 存在大量犁沟, 并且有基体裸露, 表明 TiCN 薄膜已失效; 图 5 (b) 中磨痕较浅, 薄膜没有失效; 图

5(c)中 TiCN 薄膜磨痕更浅。图 4 和 5 表明,随着石墨靶功率的增加,TiCN 复合膜的摩擦因数逐渐降低,摩擦磨损性能逐渐增强,说明 TiCN 薄膜的摩擦性能优于 TiN 薄膜的摩擦性能。TiCN 复合膜中部分 C 原子和薄膜内的 N 原子置换形成置换固溶体,还有部分 C 原子是以无定形润滑相形式存在。高 C 含量 TiCN 薄膜中的无定形相中存在 sp^2 和 sp^3 结构的 C 原子, sp^3 结构的 C 原子能提高薄膜的硬度,而 sp^2 结构的 C 原子能改善薄膜的摩擦磨损性能。 sp^2 结构的 C 原子层会在摩擦磨损过程中形成转移膜,在摩擦副材料表面起着固体润滑剂的作用,能够减小接触面间的剪切力和摩擦力,使得含 C 薄膜具有减摩性,从而提高摩擦磨损性能^[24-26]。

2.4 高温摩擦磨损性能

图 6 所示为 TiN 薄膜在 500 ℃下及 TiCN(石墨靶功率为 120 W)复合膜在室温 25、300 和 500 ℃下的

摩擦因数曲线。室温下 TiCN 薄膜由于 C 元素起着固体润滑剂的作用,其摩擦因数很小,为 0.260 9。当温度上升到 300 ℃时,摩擦 30 min 的平均摩擦因数增大到 0.472 4。当温度继续上升到 500 ℃时,平均摩擦因数达到 0.580 9,略小于 TiN 在 500 ℃下的摩擦因数(0.619 8)。图 7 所示为 TiCN 薄膜 500 ℃下保温 1

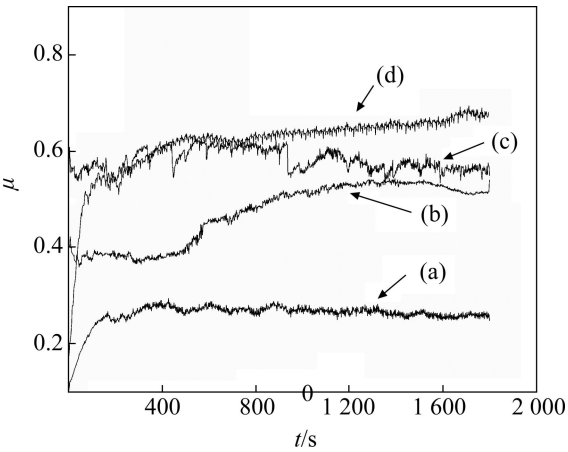


图 6 500 ℃ TiN 及不同温度下 TiCN 复合膜的摩擦因数曲线
Fig. 6 Friction coefficients of TiN at 500 ℃ and TiCN films at various temperatures: (a) TiCN, 25 ℃; (b) TiCN, 300 ℃; (c) TiCN, 500 ℃; (d) TiN, 500 ℃

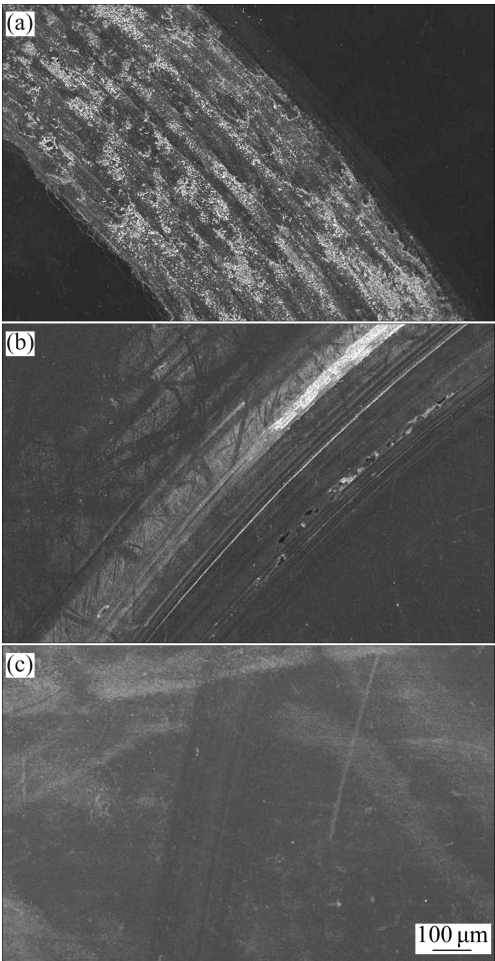


图 5 不同石墨靶功率下 TiCN 薄膜磨痕的 SEM 像
Fig. 5 SEM images of grinding scratch of TiCN films at different of powers of graphite target: (a) 60 W; (b) 90 W; (c) 120 W

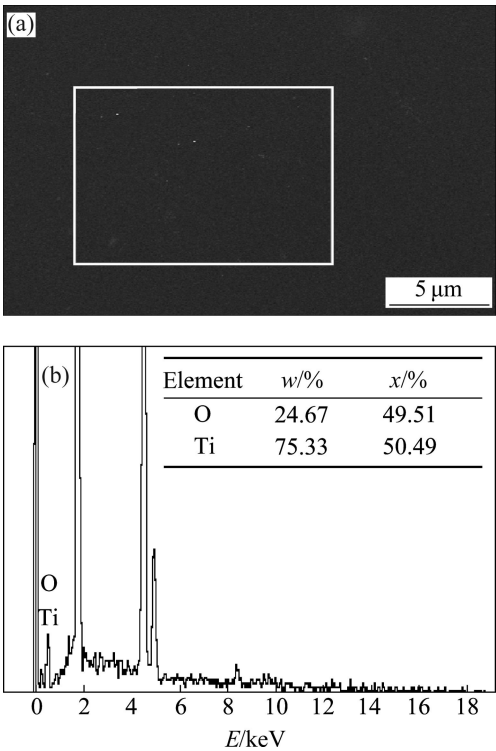


图 7 TiCN 薄膜经高温热处理后的 SEM 像及 EDS 分析结果
Fig. 7 SEM image (a) and EDS results (b) of TiCN films after high temperature heat treatment

h 再随炉冷却的图谱及成分分析。结果表明: 500 °C 下因 TiCN 薄膜表层中的 O 元素含量较高, 说明薄膜已经氧化。

室温下 TiCN 薄膜的摩擦因数很小, 随着环境温度的升高, 摩擦因数逐渐增大。在室温下, 摩擦因数很小是由于聚集在摩擦表面的无定形 C 转移层具有减摩作用。当温度上升到 300 °C 时, 薄膜硬度降低, 加上空气比较干燥, 薄膜在高转速的干摩擦条件下摩擦因数增加。当温度超过 300 °C 时, TiCN 薄膜会发生氧化^[27], 在薄膜表面形成钛氧化物 TiO_x , TiO_x 在摩擦磨损过程中具有一定润滑作用。当环境温度继续升高到 500 °C, 摩擦因数也进一步增大到 0.580 9, 接近 TiN 薄膜在 500 °C 时的摩擦因数, 因为此时薄膜中 C 发生氧化, 不再具有润滑减摩作用^[28-29]。

3 结论

1) 采用磁控溅射法在不同石墨靶功率下制备了一系列的 TiCN 复合膜, 随着石墨靶功率的增加, TiN(111)衍射峰的偏移量增大, TiCN 薄膜的晶格常数不断变大。同时, TiN(111)峰逐渐宽化, 薄膜晶粒尺寸逐渐减小, 最后薄膜接近非晶结构。

2) C 元素的加入使薄膜力学性能得到改善。当石墨靶功率为 90 W 时, 薄膜的硬度和弹性模量达到最大值, 分别为 28.2 和 230 GPa。当石墨靶功率继续增大时, TiCN 薄膜的平均硬度又呈下降趋势。

3) 室温和高温下的摩擦磨损实验结果表明, 随着石墨靶功率的增加, 室温下 TiCN 复合膜的摩擦因数逐渐减小, 耐磨性能显著提高。当温度升高到 500 °C 时, TiCN 薄膜的摩擦因数接近 TiN 薄膜在 500 °C 时的摩擦因数。

REFERENCES

- [1] 喻利花, 薛安俊, 董松涛, 许俊华. Si 含量对 Ti-Al-Si-N 薄膜微结构与力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 140-144.
YU Li-hua, XUE An-jun, DONG Song-tao, XU Jun-hua. Influence of content on microstructure and mechanical property[J]. Transactions of Materials and Treatment, 2010, 31(7): 140-144.
- [2] 靳树强, 董松涛, 尤建飞, 喻利花, 许俊华. Zr-Al-N 及 Zr-Al-Si-N 复合膜的微结构及力学性能[J]. 金属热处理, 2009, 34(10): 12-15.
JIN Shu-qiang, DONG Song-tao, YOU Jian-fei, YU Li-hua, XU Jun-hua. Microstructure and mechanical properties of Zr-Al-N and Zr-Al-Si-N composite films[J]. Heat Treatment of Metals, 2009, 34(10): 12-15.
- [3] MATTHES B, BROSZEIT E, KLOOS K H. Tribological behavior and corrosion performance of Ti-B-N hard coatings under plastic manufacturing conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 1993, 57(2/3): 97-104.
- [4] 农尚斌, 喻利花, 许俊华. Ti-Si-N 复合膜的微结构及性能研究[J]. 表面技术, 2008, 37(2): 45-49.
NONG Shang-bin, YU Li-hua, XU Jun-hua. Microstructure and properties of Ti-Si-N nano-composites deposited by magnetron sputtering[J]. Surface Technology, 2008, 37(2): 45-49.
- [5] 董松涛, 喻利花, 董师润, 许俊华. 磁控共溅射制备铝-硅-氮复合薄膜的显微组织与性能[J]. 机械工程材料, 2008, 32(9): 54-58.
DONG Song-tao, YU Li-hua, DONG Shi-run, XU Jun-hua. Microstructure and properties of Zr-Si-N composite films prepared by reactive magnetron co-sputtering[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2008, 32(9): 54-58.
- [6] YANG Y S, LEE S C, TSAO C Y A. Properties of graded TiC_xN_y coatings deposited by a low-temperature HCD ion coating technique[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 141: 78-87.
- [7] JINDAL P C, SANTHANAM A T, SCHLEINKOFER U, SHUSTER A F. Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 1999, 17(1/3): 163-170.
- [8] ZHANG Guo-jun, LI Bin, JIANG Bai-ling, CHEN Di-chun, YAN Fu-xue. Microstructure and mechanical properties of multilayer Ti(C, N) films by closed-field unbalanced magnetron sputtering ion plating[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2010, 26: 119-124.
- [9] BULL S J, BHAT D G, STAIA M H. Properties and performance of commercial TiCN coatings. Part 2: Tribological performance [J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 163/164: 507-514.
- [10] HU S B, TU J P, MEI Z, LI Z Z, ZHANG X B. Adhesion strength and high temperature wear behaviour of ion plating TiN composite coating with electric brush plating Ni-W interlayer[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 141(2/3): 174-181.
- [11] TU J P, ZHU L P, ZHAO H X. Slurry erosion characteristics of TiN coatings on α -Ti and plasma-nitrided Ti alloy substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 122(2/3): 176-182.
- [12] ALIOFKHAZRAEI M, ROUHAGHDAM A S. Fabrication of TiC/WC ultra hard nanocomposite layers by plasma electrolysis and study of its characteristics[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205(S): S51-S56.
- [13] MARTINEZ-MARTINEZ D, SANCHEZ-LOPEZ J C, ROJAS T C, FERNANDEZ A, EATON P, BELIN M. Structural and microtribological studies of Ti-C-N based nanocomposite

- coatings prepared by reactive sputtering[J]. *Thin Solid Films*, 2005, 472: 64–70.
- [14] RAVE Z A, LANDAU Y, WEISS R, SHNECK R, SHNEOR Y, KALMAN H, KLEMBERG-SAPHIEHA J E, MARTINU L. Tribological properties of duplex treated TiN/TiCN coatings on plasma nitrided PH15-5 steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 201: 6171–6175.
- [15] TAKADOUM J, HOUMID BENNANI H, ALLOUARD M. Friction and wear characteristics of TiN, TiCN and diamond-like carbon films[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1997, 88(1/3): 232–238.
- [16] MÜNSTERER S, KOHLHOF K. Cavitation protection by low temperature TiCN coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1995, 74/75: 642–647.
- [17] ZHANG G J, LI B, JIANG B L, YAN F X, CHEN D C. Microstructure and tribological properties of TiN, TiC and Ti(C, N) thin films prepared by closed-field unbalanced magnetron sputtering ion plating[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255: 8788–8793.
- [18] LEPARROUX M, KINHN Y, PARIS S, SCHREUDERRS C. Microstructure analysis of RF plasma synthesized TiCN nanopowders[J]. *International Journal of Refractory Metal and Hard Materials*, 2008, 26: 277–285.
- [19] MARTÍNEZ-MARTÍNEZ D, SÁNCHEZ-LÓPEZ J C, ROJAS T C, FEMÁNDEZ A, EATONA P, BELIN M. Structural and microtribological studies of Ti-C-N based nanocomposite coatings prepared by reactive sputtering[J]. *Thin Solid Films*, 2005, 472: 64–70.
- [20] 胡赓祥, 蔡珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2001: 41–42.
- HU Geng-xiang, CAI Xun. *Fundamentals of Materials Science* [M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2001: 41–42.
- [21] 钟春良, 董师润, 喻利花, 许俊华. $\text{Cr}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ 涂层的微结构和抗氧化性能研究[J]. *表面技术*, 2007, 36(6): 12–14.
- ZHONG Chun-liang, DONG Shi-run, YU Li-hua, XU Jun-hua. The study on microstructure and oxidation resistance for $\text{Cr}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ coating[J]. *Surface Technology*, 2007, 36(6): 12–14.
- [22] ERTÜRK E, KNOTEK O, BURGMEYER W, PRENGEL H G, HEUVEL H J, DEDERICHS H G, STÖSSEL C. Ti(C, N) coatings using the arc process[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1991, 46(1): 39–46.
- [23] 汪雷, 董师润, 尤建飞, 喻利花, 李学梅, 许俊华. Ti(C, N) 复合膜和 TiN/Ti(C, N) 多层膜组织和显微硬度[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(2): 113–118.
- WANG Lei, DONG Shi-run, YOU Jian-fei, YU Li-hua, LI Xue-mei, XU Jun-hua. Microstructure and microhardness of Ti(C, N) and TiN/Ti(C, N) multilayer films[J]. *Transactions of Materials and Treatment*, 2010, 31(2): 113–118.
- [24] 李铭志. C 掺杂对 CrTiAlN 镀层的组织结构和性能研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2010: 41–46.
- LI Min-zhi. Investigation of the microstructure and properties of CrTiAlN coatings doped carbon[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2010: 41–46.
- [25] 周颐辛, 祝新发, 张晶晶, 钟宁, 李戈扬. 离子镀 TiCN 和 TiN 工具涂层的微结构与切削性能[J]. *工具技术*, 2010, 44(11): 18–21.
- ZHOU Yi-xin, ZHU Xin-fa, ZHANG Jing-jing, ZHONG Ning, LI Ge-yang. Microstructure and cutting performance of TiCN and TiN tooling coatings prepared by ion plating[J]. *Tool Engineering*, 2010, 44(11): 18–21.
- [26] LACKNER J M, WALDHAUSER W, EBNER R, BAKKER R J, SCHÖBERL T, MAJOR B. Room temperature pulsed laser deposited $(\text{Ti,Al})\text{C}_x\text{N}_{1-x}$ coatings—Chemical, structural, mechanical and tribological properties[J]. *Thin Solid Films*, 2004, 468: 125–133.
- [27] POLCAR T, NOVÁK R, ŠIROKÝ P. The tribological characteristics of TiCN coating at elevated temperatures[J]. *Wear*, 2006, 260: 40–49.
- [28] MENG Jun-hu, LU Jin-jun, WANG Jing-bo, YANG Shen-grong. Tribological behavior of TiCN-based cermets at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 418: 68–76.
- [29] POLCAR T, KUBART T, NOVÁK R, ŠIROKÝ P. Comparison of tribological behaviour of TiN, TiCN and CrN at elevated temperatures[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2005, 193: 192–199.

(编辑 陈卫萍)