

# 氮含量对直流磁控溅射(TiAlTaCrZr)N 涂层力学及钛合金切削性能的影响

李 超<sup>1,3</sup>, 杜菲菲<sup>2</sup>, 吕汶璋<sup>1,4</sup>, 李显亮<sup>1</sup>, 李国建<sup>1</sup>, 王 强<sup>1</sup>

(1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 沈阳和世泰通用钛业有限公司, 辽宁 沈阳 110206)

(3. 东北大学 冶金学院, 辽宁 沈阳 110819)

(4. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:** 为了解决传统刀具耐磨涂层导热性差的问题, 采用直流磁控溅射方法, 在不同氮气流量下制备了(TiAlTaCrZr)N 涂层, 研究了氮含量对涂层微结构和硬度、结合力、导热等性能的影响。随着氮气流量的增加, 涂层中 N 含量增加, 涂层微观结构会由纳米晶向柱状晶转变。涂层的硬度从 TiAlTaCrZr 涂层的 11.0 GPa 增加到 5 mL/min 氮流量时 (TiAlTaCrZr)N 涂层的 20.6 GPa。涂层在氮气流量为 5 mL/min 时的膜基结合力可达到 130 N 以上, 之后随着氮含量的增加逐渐降低。(TiAlTaCrZr)N 涂层的导热性均优于 TiAlN 涂层的导热性, 但随着氮含量的增加导热性降低。(TiAlTaCrZr)N 涂层的高导热性、高结合力、高硬度等特性使其在钛合金高速切削时切削距离比 TiAlN 涂层提高 175%, 这为钛合金加工提供了一种新型耐磨涂层。

**关键词:** 刀具涂层; 高熵合金; 力学性能; 钛合金切削

中图分类号: TG174.444

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2141-06

钛合金由于化学活性高和导热系数低的特性导致其在加工过程中会在刀具表面产生粘结物和硬化层, 对刀具基体表面产生严重的粘结磨损和沟槽磨损<sup>[1-3]</sup>。刀具涂层可以有效提升刀具的使用寿命。二元的 TiN 涂层和三元的 TiAlN 涂层是目前广泛应用的刀具涂层。Al 原子溶于 TiN 晶格中形成固溶体, 提升了 TiAlN 涂层的硬度和耐磨性等力学性能。但是, 目前这些涂层的摩擦系数通常较高, 在高速切削时会产生较高的切削热。这些热量一方面会对涂层造成较高的热冲击, 使涂层软化失效; 另一方面会加剧钛合金与空气中的氮、氧等发生反应; 同时, 容易在刀具涂层表面形成硬度较高的硬脆层, 加剧涂层的磨损, 降低刀具的使用寿命<sup>[4-7]</sup>。因此, 传统刀具涂层导热性差的问题急需解决, 以满足钛合金高速切削加工的要求。

成分多元化是提升刀具涂层性能的一种重要途径。在涂层中添加功能元素可以提升涂层的硬度、耐磨性和高温抗氧化性等性能。在 TiAlN 涂层中添加 Si 元素可以细化晶粒, 形成非晶包裹纳米晶的结构, 提

高涂层的硬度<sup>[8]</sup>。在 TiAlN 涂层中添加 Ta 元素可以实现固溶强化, 涂层的硬度从 14.5 GPa 提高至 31.2 GPa, 并提高了涂层的密度和抗氧化性能<sup>[9]</sup>。添加 Cr 和 Nb 等元素的涂层在 1100 °C 时仍有较好的抗氧化性能, 且在高温退火后仍能保持硬度不变<sup>[10-11]</sup>。较大的原子半径差异会造成晶格畸变, 实现固溶强化效果, 提升材料力学性能。高熵合金是由 5 种或 5 种以上含量在 5%~35% 之间的元素组成。高熵合金具有热力学的高熵效应、动力学的迟滞扩散效应、结构的晶格畸变效应、性能的鸡尾酒效应, 这使得高熵合金涂层更容易形成简单固溶体, 并且结构倾向于纳米化和非晶化, 从而使涂层具有高硬度、高耐磨性和高热稳定性等优异性能<sup>[12-16]</sup>。Pole 等人<sup>[17]</sup>研究了 HfTaTiVZr 和 TaTiVWZr 2 种高熵合金的力学性能和摩擦磨损行为, 在高温时稳态摩擦系数在 0.23~0.35 范围内, 低于传统合金。在高温时, 由于合金表面形成 ZrO<sub>2</sub>、TiO<sub>2</sub>、Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 HfO<sub>2</sub> 等组成的氧化物层, 会减轻涂层的严重变形, 从而提高了摩擦磨损性能。目前, 氮化物涂层是刀具涂层领域应用最广泛的涂层, 其具有硬度高、

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国防基础科研计划项目 (JCKY2020110C004)

作者简介: 李 超, 男, 1996 年生, 硕士, 东北大学冶金学院, 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: neulichao@163.com

抗高温氧化性好和耐磨性好等特性使其在钛合金切削时, 磨损率大幅降低, 刀具的使用寿命明显提高<sup>[18]</sup>。氮含量会影响氮化物涂层的结构, 已有研究表明氮原子的掺杂会导致金属材料的相变<sup>[19]</sup>。不同氮含量的氮化物涂层的力学性能也有较大的差异, Al、Ti、Ta 等氮化物涂层的硬度可从 10 GPa 提高至 40 GPa<sup>[20-21]</sup>, 远高于其金属合金和非氮化物形成元素(Co、Ni、Cu)制备的涂层<sup>[22]</sup>。因此, 调控氮含量对制备力学性能优异的涂层至关重要。

目前刀具涂层制备方法主要包括化学气相沉积和物理气相沉积, 化学气相沉积多用于片刀制备, 但是由于涂层生长时需要高温, 其应用受到限制。物理气相沉积包括多弧离子镀和磁控溅射, 多弧技术是目前常用刀具涂层制备方法, 但是该方法容易引起靶材宏观粒子蒸发, 从而在涂层表面形成微米量级的大颗粒, 不适用于高表面质量加工。磁控溅射可将表面粗糙度控制在几十纳米, 且具有膜层均匀、结合力高等优点。Ti 过渡层能够减少涂层与硬质合金基底材料因晶格失配和热膨胀系数差异造成的应力, 同时能够有效抑制硬质合金中钴原子的扩散, 提高膜基结合力, 因此通常会选择 Ti 作为过渡层。传统硬质耐磨涂层研究多集中在涂层硬度和摩擦系数等力学性能, 对涂层导热相关的研究较少, Ti、Al、Ta、Cr、Zr 元素的原子半径差异较大, 一方面会产生固溶强化的效果, 提升涂层的硬度等力学性能; 另一方面原子半径差异会造成晶格畸变产生点缺陷, 增加电子热导率, 提高涂层的导热性。因此, 本研究采用直流磁控溅射的方法在不同氮气流量下制备不同氮含量的(TiAlTaCrZr)N 涂层, 涂层由 Ti 过渡层和(TiAlTaCrZr)N 耐磨层组成。研究氮含量对涂层形貌、力学性能和切削性能的影响。

## 1 实 验

本研究采用直流磁控溅射方法在硬质合金基体上制备涂层。靶材为 TiAlTaCrZr 合金靶和 Ti 合金靶。其中, Ti 合金靶材采用真空熔炼方法制备, 纯度为 99.99%。TiAlTaCrZr 合金靶采用粉末压制的方法制备, 5 种元素原子比相同, 纯度为 99.9%。靶材的直径为 76.5 mm、厚度为 5 mm。镀膜前用丙酮和乙醇分别对抛光后的基片超声清洗 15 和 10 min, 然后用 Ar 气吹干备用。首先在基体上沉积一层 Ti 过渡层, 然后再沉积(TiAlTaCrZr)N 层, 具体实验参数如表 1 所示。钛合金切削加工试验在德马吉森精机机床贸易有限公司生产的 NHC4000 卧式车铣加工中心进行, 采用切削液降温的湿切加工方式。具体切削参数如下: 进给量 0.2 mm/r, 切削深度 0.3 mm, 切削速度 100 m/min。

采用日本理学公司生产的 Ultima IV 型 X 射线衍射仪(XRD)分析了涂层的相组成, 工作电压为 40 kV, 电流为 40 mA, 扫描范围为 20°~80°, 扫描速度为 10°/min。通过瑞士 Nanosurf 公司生产的 Flex-Axiom 型原子力显微镜(AFM)观察了涂层的表面粗糙度。通过 Zeiss 公司生产的 Ultra Plus 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察了涂层的表面形貌和截面形貌。截面样品是用金刚石笔在硅片基体背面划一条线, 然后沿线掰断获得。通过 Oxford inca 型能谱 (EDS) 仪检测涂层的成分。通过美国生产的 Agilent G200 型纳米压痕仪测量涂层的硬度, 条件为下压深度 100 nm, Poisson 比为 0.23, 测量 10 个不同的位置取平均值。采用兰州物化所生产的 MFT-4000 型划痕仪对涂层的摩擦系数和结合力进行测量, 摩擦副选用直径为 6 mm 的 TC4 钛球, 加载力为 2 N, 速度为 50 mm/min, 摩擦时间为 60 min, 摩擦长度为 5 mm, 检测环境为室温, 相对湿度 50%左右。检测涂层结合力时加载力范围为 0~130 N, 加载力速率为 100 N/min。通过 Olympus DSX 500 型光学显微镜观察划痕形貌和刀具后刀面磨损形貌。

## 2 结果与讨论

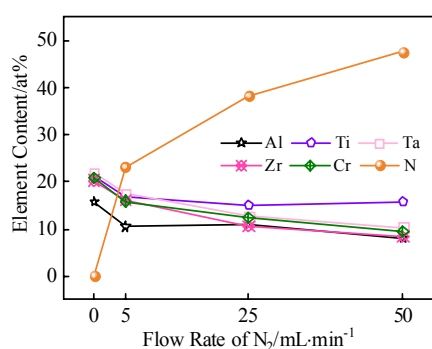
图 1 是不同氮气流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的元素含量。随着氮气流量的增加, 涂层中 N 含量增加, 金属元素含量降低, 溅射时的择优溅射效应造成了涂层中各金属元素原子比与靶材中的略有偏差。涂层中 N 含量均小于 50%, 为不饱和氮化物涂层。

用 SEM 和 AFM 观察了涂层的表面形貌、截面形貌和表面粗糙度, 其结果如图 2 所示。涂层的表面粗糙度在氮气流量 0、5、25 和 50 mL/min 时分别为 3.634、4.659、3.600 和 6.107 nm, 具有较低的表面粗糙度, 说明通过磁控溅射方法制备的涂层的表面质量较高。涂层的表面为致密的球状颗粒, 但截面发生了明显的变化。当氮气流量为 0 和 5 mL/min 时, 涂层具有明显

表 1 TiAlN 涂层和不同 N<sub>2</sub> 流量下(TiAlTaCrZr)N 涂层的沉积参数

Table 1 Deposition parameters of the TiAlN coatings and the (TiAlTaCrZr)N coatings with different N<sub>2</sub> flow rates

Coating	Power/ W	Temperature/ °C	N <sub>2</sub> flow rate/ mL·min <sup>-1</sup>	Film thickness/μm
TiAlN	700	350	36	1.38
TiAlTaCrZr	300	350	0	0.95
(TiAlTaCrZr)N	300	350	5	1.16
(TiAlTaCrZr)N	300	350	25	0.92
(TiAlTaCrZr)N	300	350	50	0.90

图1 不同 N<sub>2</sub> 流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的元素含量Fig.1 Elemental contents of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different N<sub>2</sub> flow rates

的非晶或者纳米晶结构; 当氮气流量增加至 25 和 50 mL/min 时, 涂层由低氮气流量的非晶或纳米晶结构转变为柱状晶结构。这说明可以通过改变涂层中氮的含量来调控涂层的柱状晶结构与非晶或者纳米晶结构。

图 3 为不同 N<sub>2</sub> 流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的 XRD 图谱。可见, 当氮气流量为 0 mL/min 时, 涂层没有尖锐的衍射峰, 只在 38°附近出现 1 个馒头峰, 这表面涂层具有非晶或者纳米晶结构。随着氮气流量的增加, 涂层在 4 个位置出现了衍射峰, 根据 SEM 的结果可知, 这是因为涂层由非晶或者纳米晶结构转变为柱状晶。涂层呈现出单相固溶的 fcc 结构, 这是因为高熵合金的组元较多, 混合熵较高, 倾向于形成简单的固溶体结构<sup>[23]</sup>。而且, 晶体取向随着气流量的增加由(111)面向(200)面转变, 氮含量改变了涂层的择优取向。

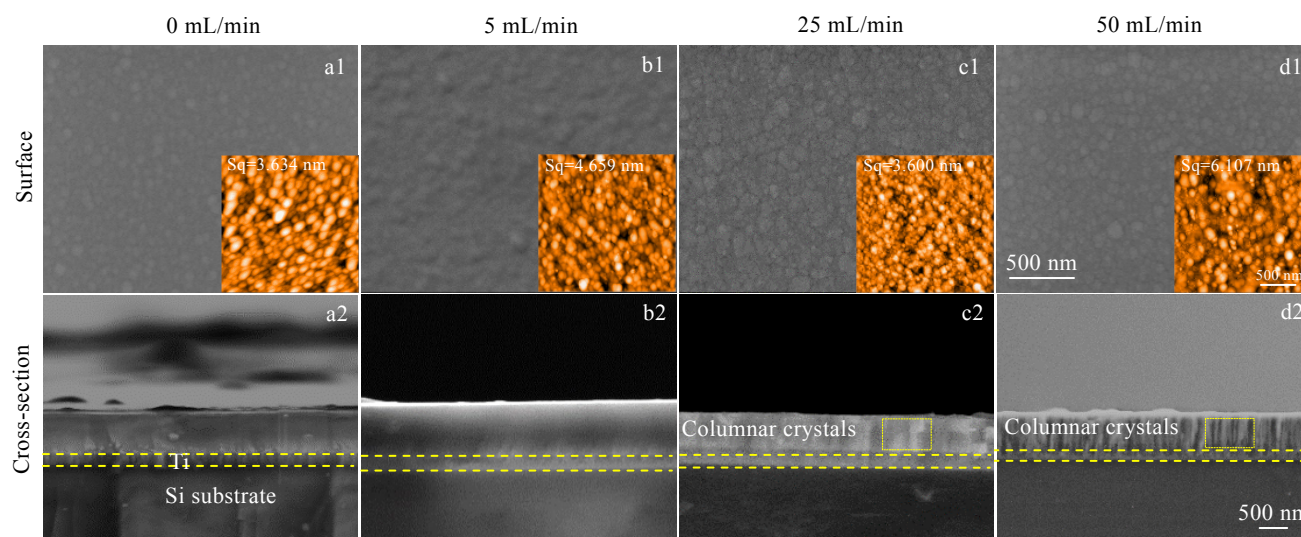
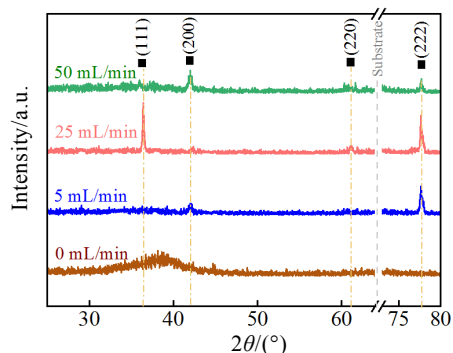
图2 不同 N<sub>2</sub> 流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的 AFM 表面(2 μm×2 μm)和 SEM 形貌Fig.2 AFM surface (2 μm×2 μm) and cross-section morphologies of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different N<sub>2</sub> flow rates图3 不同 N<sub>2</sub> 流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的 XRD 图谱Fig.3 XRD patterns of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different N<sub>2</sub> flow rates

图 4 为不同 N<sub>2</sub> 流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的硬度、临界载荷和摩擦系数。可见, 4 种涂层的摩擦系数均在 0.5~0.6 之间, 低于文献中报道的 TiAlN 涂层的摩擦系数, 可以减少一部分切削热的产生。当氮气流量为 0 mL/min 时, 涂层的硬度值为 11.0 GPa, 与磁控溅射方法制备的传统二元或三元涂层的硬度相似。当氮气流量增加至 5 和 25 mL/min, 涂层的硬度分别达到 20.6 和 21.8 GPa, 涂层中形成的金属-氮键增多, 以及氮原子进入金属晶格中增强了晶格畸变效应, 从而提高了涂层硬度。当氮气流量为 50 mL/min 时, 涂层的硬度略微降低, 这是由于随着氮含量的增加, 涂层柱状晶结构以及择优取向等变化造成了涂层硬度的变化<sup>[24]</sup>。当氮气流量为 0 和 5 mL/min 时, 涂层的膜基结合力均能达到 130 N, 随着氮气流量的增加, 涂层的结合力下降至 70 N 左右。

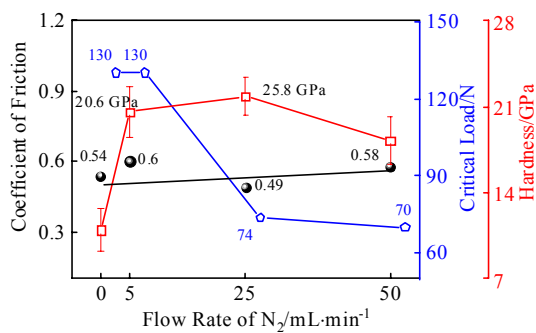


图 4 不同  $N_2$  流量(TiAlTaCrZr)N 涂层摩擦系数、临界载荷和硬度

Fig.4 Coefficient of friction, critical load and hardness of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different  $N_2$  flow rates

为了考察涂层的膜基结合力,对涂层的声信号和划痕形貌进行了分析,其结果如图 5 所示。当涂层剥落并露出基体时,认为涂层失效,此时的加载力定义为涂层的结合力。当氮气流量为 0 和 5 mL/min 时,涂层的声信号在在加载力达到 130 N 时未出现明显变化,通过右侧划痕末端位置形貌可以看出涂层仍完整的覆盖在基体上,说明涂层具有高于 130 N 的结合力。当氮气流量为 25 和 50 mL·min<sup>-1</sup> 时,涂层的声信号产生了剧烈的变化,这是由于涂层达到临界载荷而发生剥落造成的,在划痕形貌图中也观察到了白色的基体部分,证明涂层的膜基结合力为 74 和 70 N。其中,在氮气流量为 25 mL/min 涂层的声信号中可以看出,加载力为 20 和 40 N 附近均出现了信号峰,这是因为涂层中的大颗粒或者涂层微量剥落使声信号发生了变化。利用金相显微镜对划痕进行了观察,从划痕形貌的放大图可以看出当加载力为 20 和 40 N 时,涂层出现了微量剥落,这是由于涂层生长时有杂质造成的。在划痕末端,即当加载力为 74 N 时,涂层完全剥落并露出基体,此时涂层失效。因此,认定涂层的结合力为 74 N。

为了考察涂层的导热性能,通过热像仪对加热后涂层的表面温度进行了检测,结果如图 6 所示。将无涂层的硬质合金基体、不同氮含量(TiAlTaCrZr)N 涂层和 TiAlN 涂层置于温度为 100 °C 的加热台上加热 150 s,待表面温度趋于稳定后考察涂层的导热性能。随着氮气流量的增加,涂层的表面温度由 0 mL/min 涂层的 46.8 °C 逐渐升高至 50 mL/min 涂层的 74.5 °C,涂层的导热性能变差。这是因为随着 N 原子的增多,更多的 N 原子进入晶格中加剧了晶格畸变,这会在涂层中产

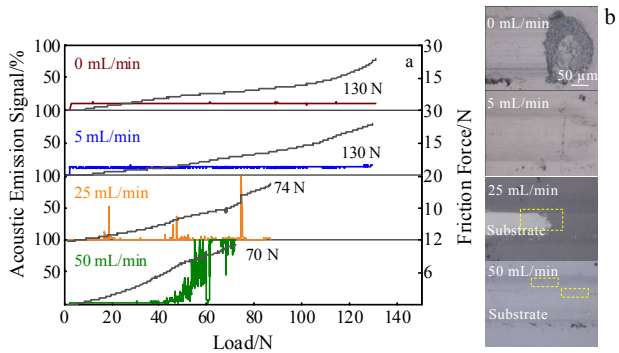


图 5 不同  $N_2$  流量(TiAlTaCrZr)N 涂层的声信号和划痕形貌放大图

Fig.5 Acoustic signal diagram (a) and enlarged scratch morphologies (b) of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different  $N_2$  flow rates

生更多的缺陷,增加电子热导率,提高涂层的导热性<sup>[25]</sup>。当氮气流量为 5 mL/min 时,涂层具有较高的硬度和结合力,而且表面温度为 49.0 °C,相比 TiAlN 涂层的温度下降了 34.2%,说明涂层的导热性能也明显优于其他高氮含量涂层和 TiAlN 涂层。在钛合金切削过程中会产生大量的切削热,一部分热量会随着切屑排出,但是大部分热量会保留下来,这些热量不但会使涂层变软失效,还会造成元素扩散,使钛合金中的元素扩散到涂层内,改变了涂层材料的组织结构,使得涂层的性能下降。因此,高导热涂层可以减少因切削热过高引起的摩擦磨损,提升刀具的使用寿命。

为了考察涂层在钛合金高速切削时的实际效果,本研究考察了氮气流量为 5 mL/min 时制备的综合性能最佳的(TiAlTaCrZr)N 涂层硬质合金车刀的切削距离及后刀面磨损量  $V_b$ ,并与相同的无涂层车刀和 TiAlN 涂层车刀进行了对比,其结果如图 7 所示。当刀具后刀面磨损量超过 0.3 mm 的时,刀具即被认为失效<sup>[26]</sup>。无涂层刀具虽然由于没有表面的涂层而具有更好的导热性,大部分热量随着切屑排出,但是刀具基体的硬度较低,在钛合金切削过程中会在表面形成氮化物和碳化物等粘结物,这些粘结物的硬度通常高于基体的硬度,会对刀具基体表面产生刻划作用,加剧了刀具的磨粒磨损和粘结磨损。因此,在切削距离仅为 200 m 时,后刀面的磨损量已经达到 0.3 mm,此时刀具失效。TiAlN 涂层在切削加工的初期有着较好的效果,在切削距离 200 和 400 m 时,后刀面磨损量分别为 0.2 和 0.28 mm,对刀具保护起到了一定的作用,切削距离提高了 100%,但在加工后期刀具的磨损量急剧增加,在切削距离为 600 m 时,



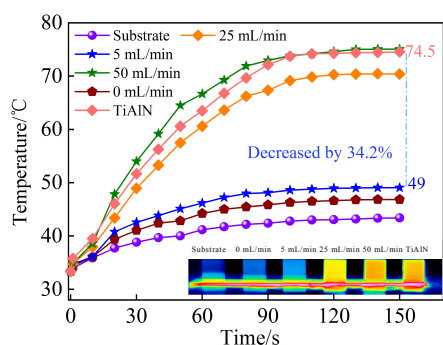


图6 不同 $N_2$ 流量(TiAlTaCrZr)N涂层、TiAlN涂层和硬质合金基片温度随时间的变化曲线

Fig.6 Temperature vs time curves of the (TiAlTaCrZr)N coatings with different  $N_2$  flow rates, the TiAlN coating, and the cemented carbide substrate

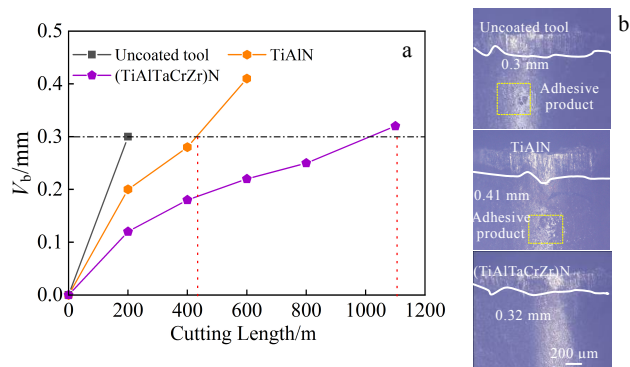


图7 切削速度为100 m/min时无涂层刀具、TiAlN涂层刀具和(TiAlTaCrZr)N涂层刀具的后刀面磨损量( $V_b$ )及OM照片

Fig.7 Tool wear ( $V_b$ ) vs cutting length (a) and OM morphologies (b) of the uncoated tools, the TiAlN coated tools, and the (TiAlTaCrZr)N coated tools at a cutting speed of 100 m/min

涂层的磨损量达到了0.41 mm。(TiAlTaCrZr)N涂层刀具在整个切削加工过程中均保持着稳定的磨损速率。当TiAlN涂层失效时,(TiAlTaCrZr)N涂层磨损量仅为0.18 mm,在切削距离为1100 m时,涂层的后刀面磨损量为0.32 mm,对于TiAlN和(TiAlTaCrZr)N涂层,它们的硬度分别是18.5和20.6 GPa、结合强度都是130 N、摩擦系数分别是0.59和0.6,由此可见硬度和结合强度等性能接近,但切削距离提高了175%。这是因为一方面(TiAlTaCrZr)N涂层的高结合力保证了在切削时涂层更难剥落,能够有效地保护刀具基体,同时涂层的高硬度减少了摩擦磨损;另一方面,通过后刀面磨损金相照片可以看出,(TiAlTaCrZr)N涂层表面与

无涂层刀具和TiAlN涂层刀具相比未产生粘结物,证明(TiAlTaCrZr)N涂层具有更好的导热性,在切削时产生更低的切削热,减少了高温下硬质氮化物和碳化物等粘结物的产生,从而降低了涂层的磨粒磨损。(TiAlTaCrZr)N涂层刀具在钛合金高速切削加工中具有良好的切削效果,有望替代传统TiAlN涂层刀具。

### 3 结论

1) 采用直流磁控溅射的方法,在不同氮气流量下制备了(TiAlTaCrZr)N涂层,涂层由Ti过渡层和(TiAlTaCrZr)N耐磨层组成。

2) 随着氮气流量的增加,涂层中N含量增加,涂层微观结构会由纳米晶向柱状晶转变。涂层的硬度从TiAlTaCrZr涂层的11.0 GPa增加到5 mL/min氮气流量时(TiAlTaCrZr)N涂层的20.6 GPa。涂层在氮气流量为5 mL/min时膜基结合力可达到130 N以上,之后随着氮含量增加逐渐降低。

3) (TiAlTaCrZr)N涂层的导热性均优于TiAlN涂层的导热性,但随着氮含量增加导热性降低。(TiAlTaCrZr)N涂层的高导热性、高结合力、高硬度等特性使其在钛合金高速切削时切削距离比TiAlN涂层提高175%,这为钛合金加工提供了一种新型耐磨涂层。

### 参考文献 References

- [1] Xie Faqin(谢发勤), He Peng(何鹏), Wu Xiangqing(吴向清) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1514
- [2] Yuan Xiangsheng(元想胜), Gao Chunping(高春萍), Luo Tiegang(罗铁钢) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2361
- [3] Wang T, Gwalani B, Shukla S et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 172: 54
- [4] Li A H, Zhao J, Luo H B et al. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 58(5-8): 465
- [5] Liu A H, Deng J X, Cui H B et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2012, 31: 82
- [6] Rebecka L, Filip L, Henrik P et al. *Wear*[J], 2020, 454: 203 329
- [7] Xiao G J, Huang Y. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 100(1-4): 349
- [8] Veprek S, Mannling H D, Jilek M et al. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*[J], 2004, 366(1): 202
- [9] Sui X D, Li G J, Jiang C J et al. *International Journal of*

- Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 58: 152
- [10] Chen Y H, Roa J J, Yu C H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 342: 85
- [11] Polcar T, Cavaleiro A. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 257: 70
- [12] George E P, Curtin W A, Tasan C C. *Acta Materialia*[J], 2020, 188: 435
- [13] Guo Wenhui(郭文晖), Qi Mingfan(祁明凡), Xu Yuzhao(徐玉召) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2570
- [14] Gao M C, Zhang B, Guo S M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy Materials Science*[J], 2016, 47(7): 3322
- [15] Song Ruokang(宋若康), Zhang Lin(张琳). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3707
- [16] Zhang Lu(张璐), Zhang Yong(张勇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 263
- [17] Pole M, Sadeghilaridjani M, Shittu J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 843: 156 004
- [18] Vereschaka A, Tabakov V, Grigoriev S *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 385: 125 402
- [19] Cui P P, Li W, Liu P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 834: 155 063
- [20] Lin Y C, Hsu S Y, Song R W *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 403: 126 417
- [21] Cheng K H, Lai C H, Lin S J *et al. Thin Solid Films*[J], 2011, 519(10): 3185
- [22] Chen R, Cai Z B, Pu J B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 827: 153 836
- [23] Miraclea D B, Senkovab O N. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 448
- [24] Chang S Y, Lin S Y, Huang Y C *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 204(20): 3307
- [25] Zhao M, Pan W, Wan C L *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2017, 37(1): 1
- [26] Grigoriev S, Vereschak A, Milovich F *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 421: 127 432

## Effect of Nitrogen Contents on Mechanical and Titanium Alloy Cutting Performance of (TiAlTaCrZr)N Coatings by DC Magnetron Sputtering

Li Chao<sup>1,3</sup>, Du Feifei<sup>2</sup>, Lü Wenzhang<sup>1,4</sup>, Li Xianliang<sup>1</sup>, Li Guojian<sup>1</sup>, Wang Qiang<sup>1</sup>

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Shenyang Heshitai General Titanium Industry Co., Ltd, Shenyang 110206, China)

(3. School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(4. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** In order to solve the problem of poor thermal conductivity of traditional tool coatings with high wear resistance, the coatings of (TiAlTaCrZr)N were prepared by DC magnetron sputtering under different nitrogen flow rates. The effects of different nitrogen contents on the microstructure, hardness, adhesion and thermal conductivity of the coatings were studied. With the increase in nitrogen flow rate, the content of N in the coatings increases, and the microstructure of the coatings changes from nanocrystalline to columnar crystal. The hardness of the coatings increases from 11.0 GPa of the TiAlTaCrZr coating to 20.6 GPa of the (TiAlTaCrZr)N coating with 5 mL/min nitrogen flow rate. The adhesion of the coating reaches to the value of 130 N when nitrogen flow is 5 mL/min, and then decreases gradually with the increase in nitrogen content. The thermal conductivity of the (TiAlTaCrZr)N coating is better than that of the TiAlN coating, but it decreases with the increase in nitrogen content. Since the (TiAlTaCrZr)N coating has high thermal conductivity, high adhesion and high hardness, the cutting length of the (TiAlTaCrZr)N coating is 175% higher than that of the TiAlN coating for the titanium alloy cutting. It provides a new tool coating with high wear resistance and high thermal conductivity for titanium alloy cutting.

**Key words:** tool coating; high-entropy alloy; mechanical property; titanium alloy cutting

Corresponding author: Li Guojian, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83685649, E-mail: gjli@epm.neu.edu.cn