

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20190529001

金属陶瓷及硬质合金表面 CVD/PVD 涂层的 摩擦与切削性能

孙 磊, 熊 计, 杨天恩

(四川大学 机械工程学院, 成都 610065)

摘要: 为研究涂层沉积方式对金属陶瓷和硬质合金性能的影响, 采用粉末冶金技术制备了 Ti(C,N) 基金属陶瓷和 YT15 硬质合金, 在基体表面先后采用 CVD 和 PVD 制备涂层。采用 SEM、EDS 等手段对涂层的微观组织和元素含量进行分析, 并对涂层试样进行划痕、摩擦因数、切削性能检测。结果表明, 通过复合 CVD+PVD 工艺, CVD 涂层和 PVD 涂层结合良好。不论是金属陶瓷还是硬质合金, CVD 涂层的膜基结合力和摩擦因数均为最大, PVD 涂层最小, 复合 CVD+PVD 涂层介于两者之间。对于金属陶瓷和硬质合金而言, 复合 CVD+PVD 涂层的切削性能最好, CVD 涂层最差, PVD 涂层介于两者之间。切削过程中的磨损机理主要是氧化磨损和磨粒磨损。

关键词: CVD+PVD 涂层; 结合力; 摩擦因数; 切削性能

中图分类号: TG174.44; TG115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2019)06-0045-11

Friction and Cutting Properties of CVD/PVD Coatings on Cermet and Cemented Carbide Surfaces

SUN Lei, XIONG Ji, YANG Tianen

(College of Mechanical Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: In order to study the effect of coating deposition on cermets and cemented carbides properties, Ti(C,N)-based cermets and YT15 cemented carbides were prepared by powder metallurgy technique, and then coated by CVD and PVD. The microstructure and elemental contents of the coatings were analyzed by SEM and EDS. The scratches, friction coefficient and cutting performance of the coatings were tested. The results show that the CVD coatings and PVD coatings are well bonded by the combined CVD+PVD technologies. For both the cermets or cemented carbides substrate, both the adhesion force and friction coefficient are the highest for the CVD coatings, while lowest for the PVD coatings, and moderate for the combined CVD+PVD coatings. As to the substrate cermets and cemented carbides, the cutting performance is the best for the combined CVD+PVD coatings, while is worst for the CVD coatings, and moderate for the PVD coatings. The wear mechanism during cutting is mainly oxidative and abrasive wear.

Keywords: CVD+PVD coatings; adhesion force; friction coefficient; cutting performance

0 引言

随着加工技术的快速发展, 高速、高精、高效、智能和环保成为了现代加工技术的发展方向, 因而对刀具的要求越来越高。涂层技术能有

效满足这些要求, 因此得到了快速发展^[1]。目前涂层的气相沉积方式主要分为化学气相沉积和物理气相沉积两大类^[2-3]。化学气相沉积 (Chemical vapor deposition, CVD) 是将金属卤化物气化后与

收稿日期: 2019-05-29; 修回日期: 2019-11-06

通信作者: 熊计(1965—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 粉末冶金及硬质合金与金属陶瓷刀具; E-mail: xji6789@sina.com

基金项目: 国家自然科学基金(51634006)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51634006)

引用格式: 孙磊, 熊计, 杨天恩. 金属陶瓷及硬质合金表面 CVD/PVD 涂层的摩擦与切削性能[J]. 中国表面工程, 2019, 32(6): 45-55.

SUN L, XIONG J, YANG T E. Friction and cutting properties of CVD/PVD coatings on cermet and cemented carbide surfaces[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(6): 45-55.

导入的反应气体在高温真空下反应生成化合物而沉积在基体表面的一种工艺方法^[4]。CVD 处理具有对真空要求低、涂层均匀性好, 膜基粘附性好, 沉积速率快等优点^[5]。但是其沉积温度较高, 由于基材与薄膜热膨胀系数存在差异会导致从高温冷却至室温后基材变形大甚至发生相变, 产生较大热应力甚至出现微裂纹, 涂层表面较为粗糙, 因而需要对涂层产品进行二次处理, 导致成本增高^[6]。物理气相沉积 (Physical vapor deposition, PVD)^[7-8]是指利用物理方法将原子或分子由靶转移至基材表面的工艺方法。其作用是将性能优异(强度高、耐磨性好、散热性强、耐腐蚀性优良)的物质涂覆在性能较低的基体上, 使基体具有更好的性能^[9]。PVD 处理具有沉积温度低, 工件几乎不变形, 涂层组织结构较细, 抗裂纹扩展能力强, 涂层表面光滑, 成膜种类多, 对基材要求低等优点, 沉积涂层后不需要进行二次处理, 非常适合在硬质合金和金属陶瓷等精密复杂刀具上运用。但是 PVD 处理的沉积速率低, 沉积的膜较薄, 膜基粘附性较差, 抗咬合性较差, 因而也具有一定不足^[10]。

经过对比分析发现, CVD 处理和 PVD 处理在性能方面具有一定互补性, 如 PVD 沉积速率低, 膜基粘附性差, 但是 CVD 沉积速率快, 膜基粘附性好。又如 CVD 处理后涂层较为粗糙, 热应力大抗裂纹扩展性能差, 但是 PVD 处理后涂层粗糙度低, 热应力小抗裂纹扩展性能好。同时为了研究同种涂层沉积在金属陶瓷和硬质合金上的差异, 文中在 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金上分别采用 CVD、PVD 及复合 CVD+PVD^[11]技术沉积涂层, 对其微观组织、结合性能、摩擦性能及切削性能等进行研究, 为涂层沉积方式的选择与涂层的应用提供技术基础和理论依据。

1 试验

1.1 基体制备

将 Ti(C_{0.7}N_{0.3})、WC、Co、NbC、Mo₂C、Ni、TiC 原始粉按表 1 精确称量混合均匀后倒入球料质量比为 6:1 的 1 L 不锈钢球磨罐中, 按固液质量比为 2:1 加入无水乙醇, 密封后置于转速为 68 r/min 的球磨机上湿磨 72 h。球磨后将料浆烘干和过筛后掺入 SD 橡胶成型剂(每 100 g 原料粉末

添加 10 mL 橡胶及适量汽油), 并烘干制粒。将制粒后的粉料压制成尺寸为 6.5 mm×5.25 mm×20 mm 的强度条及 TNMG160408 型刀片。将坯置于 ZYL-ZA150 型真空烧结炉中, 在真空 1310 ℃条件下烧结 0.5 h, 后在 5 MPa Ar 保护下在低压烧结炉中于 1440 ℃烧结 1 h, 烧结后随炉冷得到金属陶瓷试样(记为 S3)及 YT15 硬质合金试样(记为 YT15)^[12]。

表 1 基体材料的粉末组成

Table 1 Powder composition of the substrate (w/%)

Sample	WC	Mo ₂ C	NbC	Co	TiC _{0.7} N _{0.3}	TiC
S3	14	4	6	12	58	0
YT15	79	0	0	6	0	15

将预处理后的样品用无水乙醇清洗 15 min 后烘干, 采用 CVD 技术在 Acti-C280 工业反应器中制备多层膜。涂层成分从里到外依次为 TiN、Ti(C,N)、TiC、Al₂O₃ 和 TiN。TiN、Ti(C,N)、TiC、Al₂O₃ 和 TiN 的沉积温度分别为 900、880、1000、1005 和 1000 ℃; 沉积时间分别为 0.5、6、1、6 和 1 h; 压力分别为 16.8、9.5、10.5、6.8 和 68.3 Pa。

将沉积好 CVD 涂层的试样再次用超声波清洗仪清洗 15 min 后烘干, 置于 R2P-800 型涂覆机中, 利用磁控溅射技术沉积 PVD 涂层。当涂层室内压力达到 8.0×10^{-3} Pa、温度达到 723 K 时, 通过离子轰击给基材预热 60 min。然后在偏置电压 200 V、脉冲电压为 -300 V 下, 用纯 Ar 清洗 80 min, 再次清除表面污染物。通过磁控溅射 Ti-Al 和 Cr_{0.3}Si_{0.1}Al_{0.6} 靶材沉积 TiAlCrSiN 涂层。在 823 K, 20 V 的偏置电压下, 向腔内通入流速为 120 mL/min 的 Ar 和 N₂ 的混合气体 100 min, 随后随炉冷却 90 min 后得到涂好 TiAlCrSiN 涂层的试样^[13]。

1.2 表征与分析

采用 Hitachi S-4800 型扫描电子显微镜观察形貌, 利用其携带的 Oxford 公司的 X 射线能谱仪测定元素含量。划痕试验采用 MFT-4000 型多功能材料表面性能试验仪, 当加载速度为 100 N/min 时, 施加的载荷从 0 到 100 N 逐渐增加, 划痕长度为 5 mm。每个系列进行 3 次测试, 然后取平均值。采用 HT-1000 摩擦磨损试验机检测摩擦因

数。利用法向加载力为 10 N 的 6 mm 直径的 Si_3N_4 球摩擦试样表面, 做直径为 3 mm 的圆形回转摩擦运动, 转速为 996 r/min, 摩擦时间 40 min。采用 CY-K360n/750 型数控车床, 切削工件材料为淬火 9SiCr 合金工具钢, 硬度为 60 HRC。按表 2 的切削参数进行切削性能检测, 每 2 min 用 VMS-X 系列工具显微镜观察刀具的后刀面磨损值(记为 VB), 设定 $VB=0.3$ mm 为磨损临界值。刀片的磨损形貌采用 SEM 进行观察, 用 EDS 检测磨损带成分。

表 2 切削试验中的切削参数

Table 2 Cutting parameters in the cutting experiments

Spindle speed, $n / (\text{r} \cdot \text{min}^{-1})$	Feed, $f / (\text{mm} \cdot \text{r}^{-1})$	Cutting depth, a_p / mm
300	0.05	0.1
300	0.05	0.25
300	0.1	0.1
300	0.1	0.25
600	0.05	0.1
600	0.05	0.25
600	0.1	0.1
600	0.1	0.25

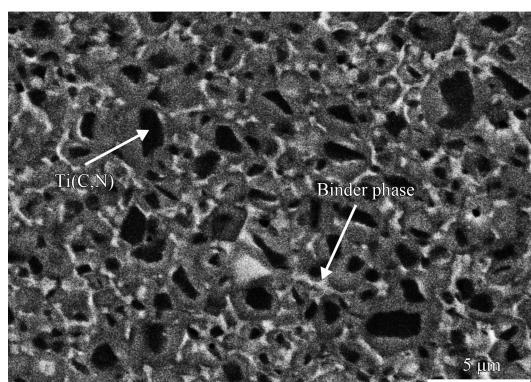
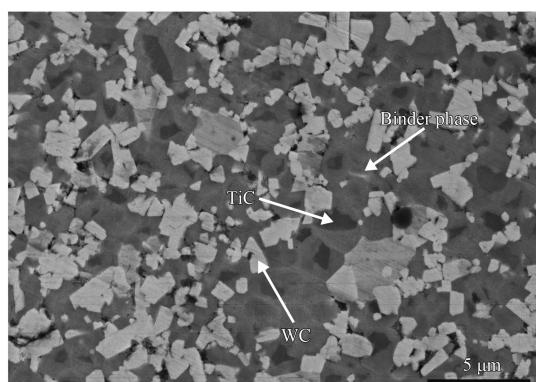
2 结果与讨论

2.1 微观组织结构

$\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金基体的显微组织如图 1 所示。可以看到, $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷为典型的芯-壳结构, 黏结相分布较广, 陶瓷相与黏结相界线清晰。而 YT15 硬质合金中黏结相分布较稀, 硬质相与黏结相界线不明显。这主要是因为金属陶瓷中 Co 含量较 YT15 多, 所以分

布更广。另外, 显微组织中黑色部分为含 Ti 量较高的物质(其中, 金属陶瓷中为 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, YT15 硬质合金中为 TiC), 白色部分为未溶解的 WC, 其余部分为 Ti、W 等共溶体而呈灰色。由于 YT15 硬质合金中 WC 含量较 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷中高, 所以存在更多的未溶解的 WC, 而 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷中 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 含量较 YT15 中 TiC 多, 所以存在未溶解的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 会更多。

$\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金沉积 CVD 涂层、PVD 涂层、复合 CVD+PVD 涂层的断口形貌如图 2 所示。可以发现, 采用同种涂层工艺时, $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷表面的涂层要比 YT15 硬质合金上的涂层厚。这是因为在相同的沉积条件下, 涂层的厚度与其生长速率密切相关。从图 2 还可以看到, $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷相上的 CVD 涂层中的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 部分及 PVD 涂层中的 TiAlCrSiN 柱状晶明显较 YT15 硬质合金上的粗大, 此部分也更厚, 这可能是因为 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷中的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 与涂层中的 TiN 、 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 和 TiAlCrSiN 性质更相似, 在此基体上沉积涂层时, 同类原子相遇时更容易缔合成原子团, 利于体系能量的降低^[2]。同时, 同质材料上的粘结系数 α 更趋近于 1, 因此在 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷上沉积这两种涂层时, 涂层的生长速率较在含有大量 WC 的 YT15 硬质合金上的生长速率快, 相同条件下沉积的涂层更厚。同时还发现 PVD 涂层的表面较为光滑, CVD 涂层表面较为粗糙, 复合 CVD+PVD 涂层表面质量介于两者之间。复合 CVD+PVD 涂层中的 CVD 涂层与最外表面的 PVD 涂层接触紧密, 无固定分界线, 说明两者结合良好。

(a) $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet (S3)

(b) YT15 cemented carbide

图 1 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金基体的显微组织Fig.1 Microstructure of $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet and YT15 cemented carbide substrate

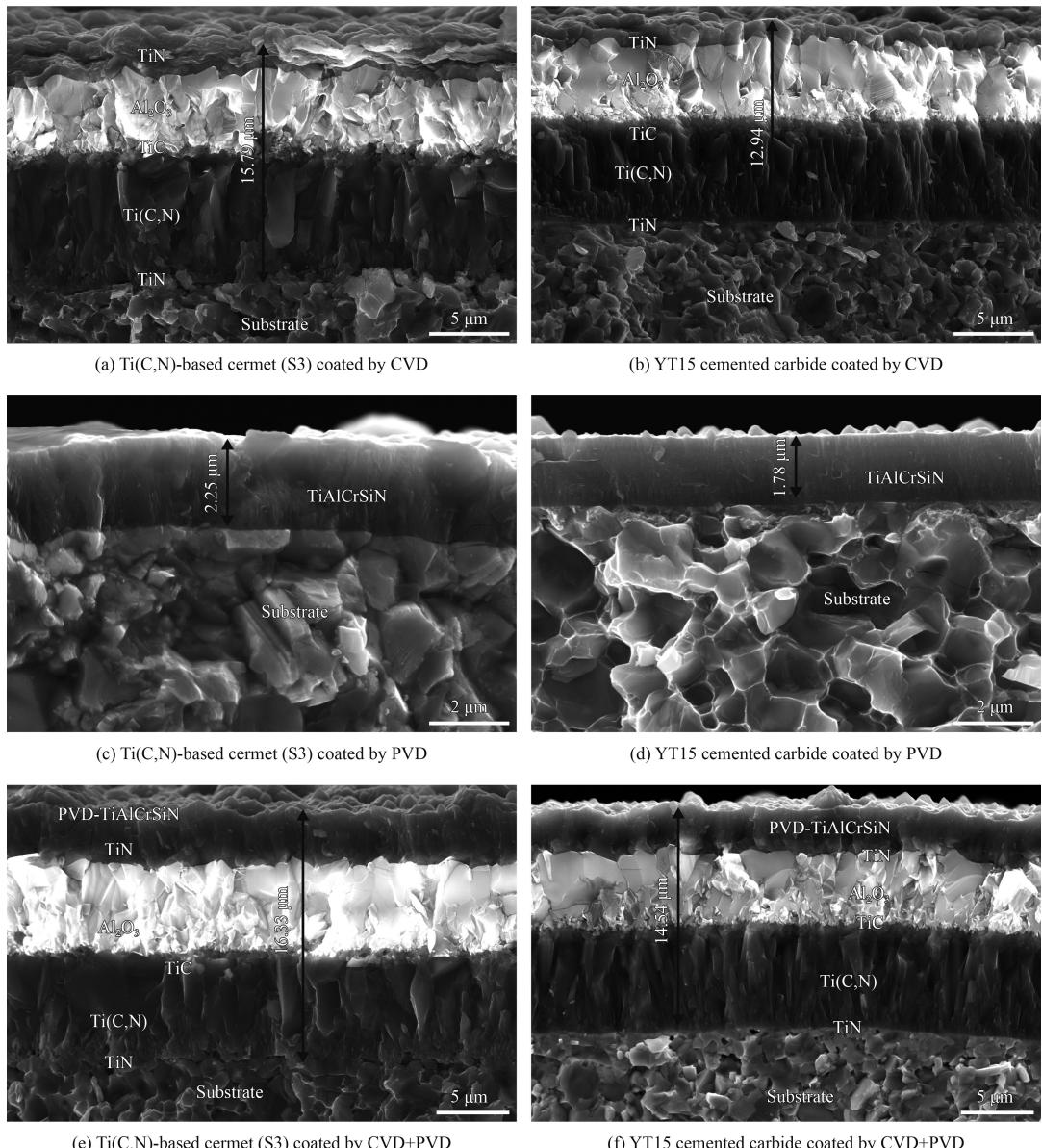


图 2 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金基体上采用不同工艺制备的涂层形貌

Fig.2 Morphologies of the coatings performed by different coating technologies on Ti(C,N)-based cermet and YT15 cemented carbide substrates

2.2 膜基结合力及摩擦因数

图 3 为不同工艺制备的涂层试样的划痕形貌, 图 4 为不同工艺制备的涂层膜基结合力。由于载荷从零开始逐渐增加, 开始时划痕内部比较光滑, 此时主要是涂层表面的凹坑等缺陷使涂层发生破坏, 但随着载荷逐渐加大, 涂层开始横向裂开, 当出现大面积剥落时, 此时的临界载荷就是涂层与基体的结合力。对于同种基体材料, 沉积 CVD 涂层的膜基结合力最大, 沉积 PVD 涂层的膜基结合力最小, 沉积复合 CVD+PVD 涂层的膜基结合力介于两者之间。这是因为基体在沉积

CVD 涂层后, 表面较涂层前更粗糙, 在此表面再沉积一层 PVD 涂层, 由于 PVD 涂层本身致密且与 CVD 涂层接触紧密, 因此膜基结合力会较沉积 PVD 涂层时高。但是在 CVD 涂层表面沉积 PVD 涂层后, 整体涂层变厚, 导致总应变能增加, 膜基结合力较沉积 CVD 涂层时低^[14]。同时还发现, 仅沉积 CVD 或 PVD 一种涂层时, YT15 硬质合金的膜基结合力要高于沉积同种涂层的 Ti(C,N) 基金属陶瓷的膜基结合力。但是沉积复合 CVD+PVD 涂层时, Ti(C,N) 基金属陶瓷基体与涂层的结合力要大于 YT15 硬质合金与涂层的结

合力。这可能是在已沉积过 CVD 涂层的 YT15 硬质合金表面再通过 PVD 工艺沉积一层 TiAlCrSiN 涂层时影响了内部 CVD 涂层与 YT15 硬质合金的结合性能, 且在基体沉积 CVD 涂层后再在其表面沉积 PVD-TiAlCrSiN 过程中, YT15 硬质合金上的涂层厚度增加量(平均增加量为 $1.6 \mu\text{m}$)较 Ti(C,N) 基金属陶瓷上涂层厚度增加量(平均增加量为 $0.54 \mu\text{m}$)要大, 使总应变能增加更多, 从而导致沉积 CVD+PVD 涂层后, YT15 硬质合金的膜基结合力较金属陶瓷的膜基结合力低。

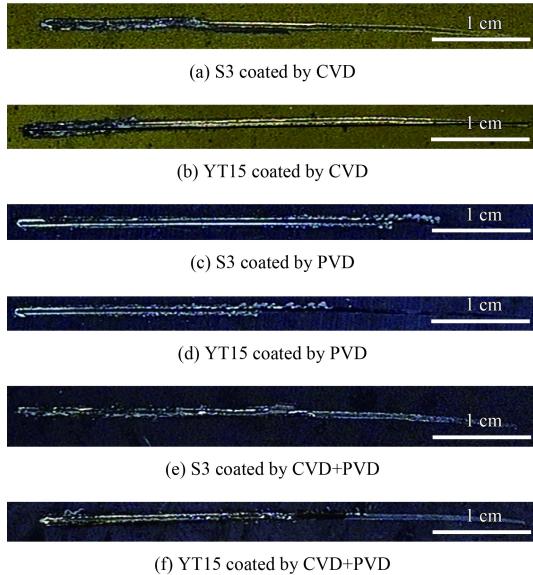


图 3 各试样在划痕试验中的划痕貌

Fig.3 Scratch morphologies of each sample in the scratch tests

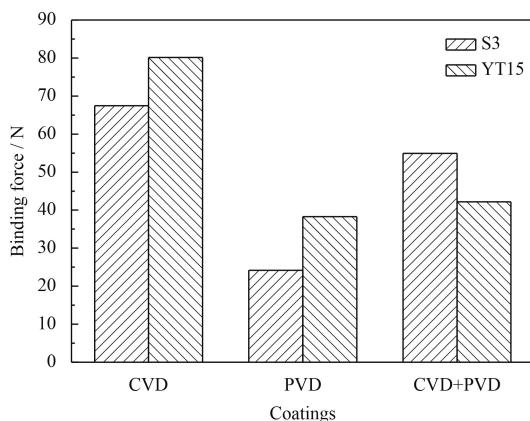
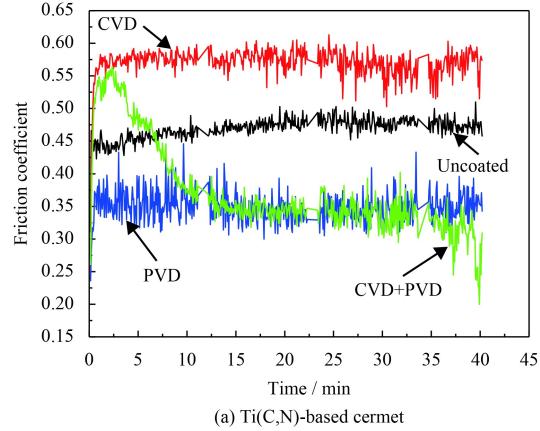


图 4 不同工艺制备的涂层膜基结合力

Fig.4 Adhesive force of coating to substrate by different coating technologies

试样的摩擦因数-时间曲线如图 5 所示。沉积 CVD 涂层的摩擦因数最高, 沉积 PVD 涂层的摩

擦因数较低, 沉积复合 CVD+PVD 涂层的摩擦因数最低。其中, 沉积 PVD 涂层及复合 CVD+PVD 涂层的试样在摩擦磨损试验过程中, 随着摩擦时间延长, 摩擦因数还会逐渐降低, 这是因为沉积在试样最外表面的 PVD-TiAlCrSiN 涂层在摩擦过程中可能产生了某些润滑性物质, 导致摩擦因数有所下降^[15-17]。随着摩擦时间变长, 产生这些润滑性的物质越来越多, 从而摩擦因数逐渐降低^[18]。同时还发现, 未涂层时, YT15 硬质合金的摩擦因数较金属陶瓷的摩擦因数要低。



(a) Ti(C,N)-based cermet

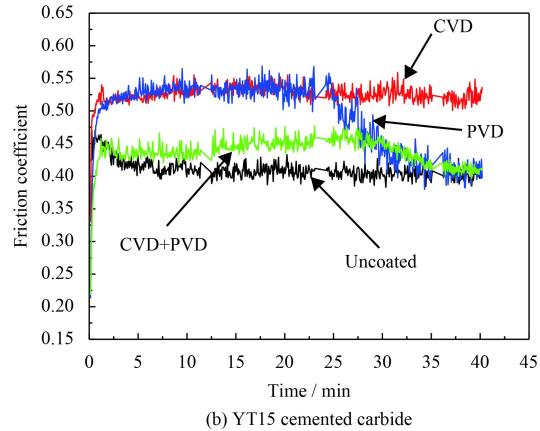


图 5 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金沉积不同涂层后的摩擦因数-时间曲线

Fig.5 Friction coefficient as a function of the friction time of Ti(C,N)-based cermet and YT15 cemented carbide deposited with different coatings

2.3 切削性能与磨损机理

刀具磨损量如图 6 所示(图中 WS3 和 WYT15 为未沉积涂层的刀片, PS3 和 PYT15 为沉积 PVD 涂层的刀片, CS3 和 CYT15 为沉积 CVD 涂层的刀片, CPS3 和 CPYT15 为沉积复合 CVD+PVD 涂层的刀片), 可以发现, 未涂层刀具在较小

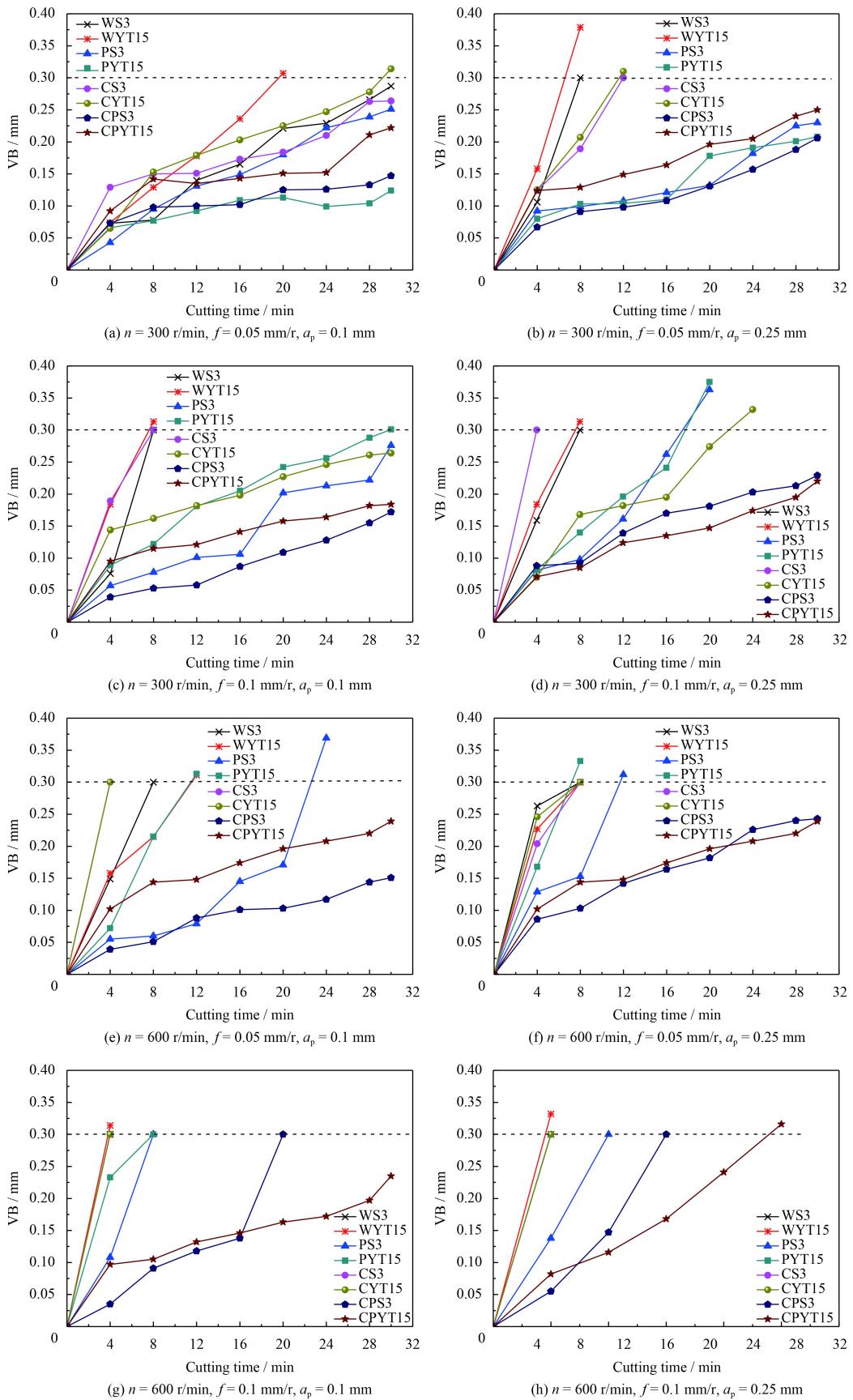


图 6 不同加工参数下的 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金刀片后刀面磨损

Fig.6 Flank wear of Ti(C,N)-based cermet and YT15 cemented carbide inserts at different cutting conditions

的切削用量下磨损平缓, 切削时间较长。但是随着切削用量的增加, 切削产生的热量成倍增加, 刀具出现了崩刃现象。这是因为在切削过程中会产生大量热量, 但只有部分热量被切屑带走, 另一部分热量仍停留在工件和刀片中无法及时散去, 此时刀具会因温度升高而硬度降低, 切削过程中工件还会出现“加工硬化”现象, 刀具磨损会更加剧烈, 因此部分刀具承受不住切削压力而崩刃失效。与未涂层刀片相比, 沉积 PVD 涂层的刀片在相同切削用量下, 切削时间大幅提升, 特别是在切削用量适当提高的情况下尤为明显。这是因为沉积 PVD 涂层后, 由于涂层摩擦因数较低, 切削产生的热量更少, 同时涂层的热传导率低^[19], 可以减缓或减少大量热量传递到基体中, 因此基体可以长时间地保持较高的硬度和强度, 从而提高使用寿命。

沉积 CVD 涂层的刀片在较小切削用量下还能切一段时间, 当切削用量增大时, 很快崩刃而失效, 特别是在转速为 600 r/min 时尤为明显, 这说明沉积 CVD 涂层的试样刀片不适合高速切削淬火 9SiCr。这是因为沉积 CVD 涂层时温度较高, 涂层内热应力较大, 没有 PVD 涂层致密, 虽然 PVD-TiAlCrSiN 涂层和 CVD 涂层最外表面的 TiN 会在切削过程中氧化而硬度降低, 但是 TiAlCrSiN 涂层的抗氧化性能优于 TiN 涂层^[20], 加之 CVD 涂层表面较粗糙, 切削产生的热量更多, 因此, CVD 涂层的刀片更容易出现崩刃现象, 特别是在高速切削时更明显。

沉积复合 CVD+PVD 涂层刀片的切削性能普遍较好, 明显优于未涂层的、沉积 CVD 涂层的、沉积 PVD 涂层的刀片。在转速为 300 r/min 时, 刀片均未出现崩刃现象, 刀具寿命较长。整个切削过程中刀具磨损较为平缓, 磨损量也小。当转速为 600 r/min 时, 在小进给量情况下, 刀片依旧耐磨, 刀具磨损也较为平缓。但是当进给量增大时, Ti(C,N) 基金属陶瓷刀片切削性能下降, 切削一段时间后出现了崩刃现象。同时, YT15 硬质合金的磨损速度也明显加快, 很快也因磨损而失效。这说明金属陶瓷较适合半精车、精车加工。在沉积 CVD 涂层的刀片外表面再沉积一层 PVD-TiAlCrSiN 涂层, 切削过程中, 由于最外表面的 PVD-TiAlCrSiN 涂层高温抗氧化性能较好, 可以

缓解内部涂层因高温氧化而硬度降低, 整个切削过程中刀片均能保持较高的硬度^[21]。同时, 由于 CVD 涂层较厚、与基体的结合性能突出及表面粗糙度高等特点, 在其外表再沉积上一层硬度较高的致密 PVD 涂层, 整体涂层的结合力增强, 涂层也更厚, 这虽然会导致刀片刃口变钝, 但是涂层厚度适当增加可以提高刀具的耐磨性能和切削性能^[22], 且由于涂层硬度较高, 使涂层刀片的硬质层变厚, 切削时能保持很好的完整性, 切削性能更好, 寿命也更长。

试样刀片磨损带形貌如图 7 所示, 其对应的磨损元素 EDS 分析如图 8 所示。图 7 中, 从未涂层刀片的磨损形貌可以看出, 刀具磨损带有较多划痕沟槽, 刃口部分还有黏着物, 这说明切削淬火 9SiCr 时, 由于工件硬度较高, 切削过程中主要磨损形式是磨粒磨损(磨粒平均大小为 4.13 μm), 同时伴有轻微黏着磨损。从沉积 PVD 涂层刀片磨损形貌可以看出, 磨损带有少量划痕, 刃口有微量黏着物, 这说明切削淬火 9SiCr 时, 主要磨损形式是轻微磨粒磨损(磨粒平均大小为 3.51 μm)和黏着磨损, 整体磨损带较小^[20]。这是因为在刀片表面沉积一层硬质致密的 PVD-TiAlCrSiN 涂层, 切削时工件与较硬的涂层接触而并未直接与刀具基体接触, 加之涂层的摩擦因数较低, 因此磨损带较窄。从沉积 CVD 涂层刀片的磨损形貌可以看出, 刀片表面较粗糙, 还伴有少量颗粒, 磨损带有较多划痕, 刃口有部分黏着物。这说明切削淬火 9SiCr 时, 主要磨损形式是磨粒磨损(磨粒平均大小为 5.78 μm)和黏着磨损。由于 CVD 涂层较厚, 导致刀片刃口变厚、变钝, 再加上表面较粗糙, 所以刀片的切削性能较差, 磨损带较宽。从沉积复合 CVD+PVD 涂层刀片磨损形貌可以看出, 表面较粗糙, 有少量划痕和黏着物, 因此主要是轻微磨粒磨损(磨粒平均大小为 3.30 μm)和黏着磨损。这是因为刀片沉积 CVD 涂层后表面较为粗糙(有部分颗粒状聚集物), 再涂覆一层 2 μm 左右的 PVD 涂层后, 仍难以覆盖表面的颗粒状物质, 因此表面仍较为粗糙, 但较为致密, 粗糙度较仅沉积 CVD 涂层的刀具有所改善。沉积 CVD 后再沉积一层 PVD-TiAlCrSiN 涂层, 整体涂层变厚, 工件直接与较硬的涂层接触, 加之 PVD 涂层的摩擦因数较低, 工件与内部 CVD 涂

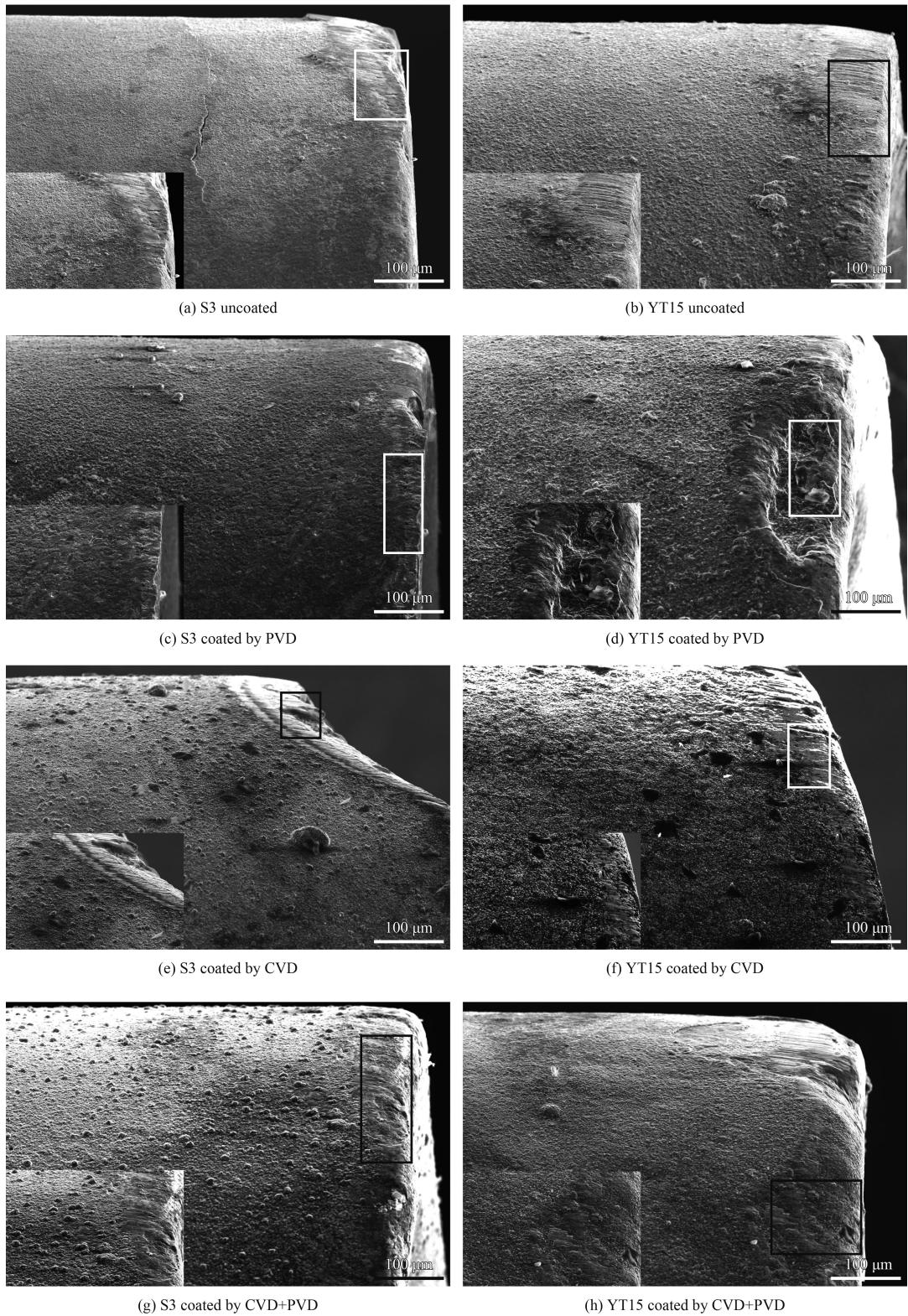


图 7 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金刀片的后刀面磨损带形貌

Fig.7 Morphologies of the flank wear band of the Ti(C,N)-based cermet and YT15 cemented carbide inserts

层及基体未直接接触，整体磨损性能更好。最后，**PVD**涂层及复合**CVD+PVD**涂层的最外表面均为**TiAlCrSiN**，而**CVD**涂层的最外表面是

TiN，由于**TiAlCrSiN**的硬度及高温抗氧化性能要优于**TiN**，在高速切削时，**UV**涂层及复合**CVD+PVD**涂层表面会氧化形成一层致密的

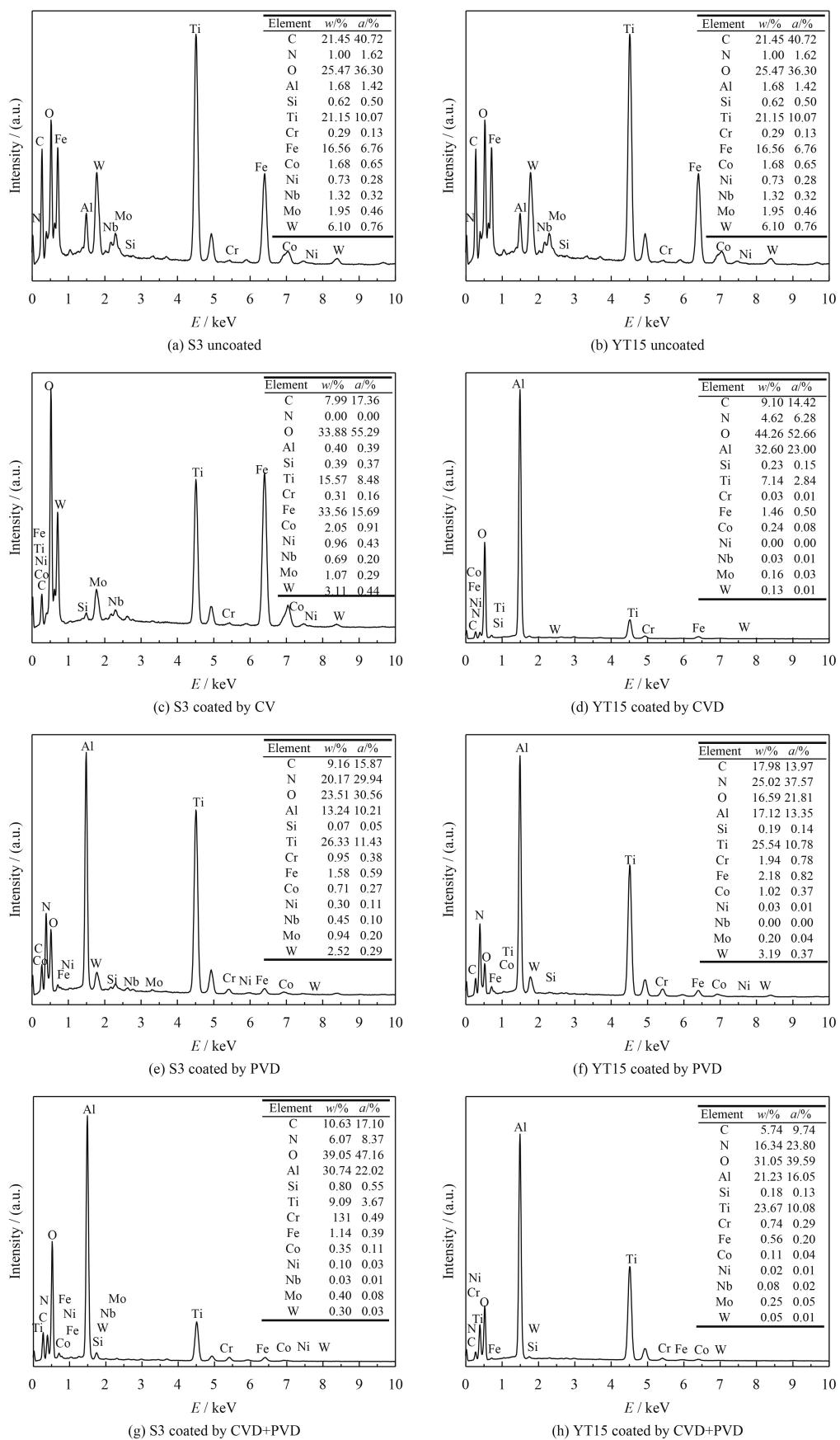


图 8 Ti(C,N) 基金属陶瓷及 YT15 硬质合金刀片磨损带的 EDS 能谱分析

Fig.8 EDS analysis of wear band of Ti(C,N)-based cermet and YT15 cemented carbide inserts

Al_2O_3 保护层，可阻止氧的进一步扩散^[21-23]，减缓或降低磨损速率，使刀具的使用寿命进一步提升。

根据 EDS 元素分析结果，从图 8(a)~图 8(h) 可以看到，各刀片磨损带上 O 含量均很高，说明在切削过程中均发生了较为严重的氧化磨损，尤其是沉积 CVD 涂层的刀片 O 含量非常高，说明发生了剧烈氧化磨损。同时发现磨损带上还含有 Fe、Cr、Si 等元素，这说明在切削过程中发生了扩散磨损或黏着磨损。因为在切削淬火 9SiCr 钢过程中温度很高，基体及涂层中部分元素很快发生氧化而使硬度下降，从而磨损加剧。同时在高温下工件与刀具间还会发生元素扩散现象，部分工件材料还会直接粘附在刀片上（如沉积 CVD 涂层的金属陶瓷刀具的磨损带上含有大量的 Fe），使刀片切削性能下降。

3 结 论

(1) 对于金属陶瓷和硬质合金基体而言，CVD 涂层的膜基结合力和摩擦因数最大； PVD 涂层最小；复合 CVD+PVD 涂层介于两者之间。 PVD 涂层和复合 CVD+PVD 涂层随着摩擦时间的延长，摩擦因数有所降低。

(2) 对于金属陶瓷和硬质合金基体而言，复合 CVD+PVD 涂层刀片加工淬火 9SiCr 钢时，切削性能最好，CVD 涂层刀片较差， PVD 涂层刀片介于两者之间。切削磨损方式主要是氧化磨损和磨粒磨损。

(3) 采用同种涂层工艺时，金属陶瓷基体表面的涂层厚度比 YT15 硬质合金表面的涂层更厚。

参考文献

- [1] 黄林君. Ti-Si-N 涂层的制备和研究[D]. 成都: 四川大学, 2009.
- HUANG L J. Deposition and evaluation of Ti-Si-N coating by a hybrid coating system[D]. Chengdu: Sichuan University, 2009 (in Chinese).
- [2] 姚寿山, 李戈扬, 胡文彬. 表面科学与技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2005: 241-267.
- YAO S S, LI G Y, HU W B. Surface science and technology[M]. Beijing: Machinery Industry Press, 2005: 241-267 (in Chinese).
- [3] 张九渊. 表面工程与失效分析[M]. 浙江: 浙江大学出版社, 2005: 191-248.
- ZHANG J Y. Surface engineering and failure analysis[M]. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2005: 191-248 (in Chinese).
- [4] 胡昌义, 李靖华. 化学气相沉积技术与材料制备[J]. 稀有金属, 2001, 25(5): 364-368.
- HU C Y, LI J H. Chemical vapor deposition and preparation of materials[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2001, 25(5): 364-368 (in Chinese).
- [5] KONYASHIN I Y. PVD/CVD technology for coating cemented carbides[J]. Surface & Coatings Technology, 1995, 71(3): 277-283.
- [6] 王芳. (Ti, Al, Si, Cr)N 超硬涂层的制备及性能研究[D]. 成都: 四川大学, 2014.
- WANG F. Deposition and research on properties of (Ti, Al, Si, Cr)N superhard film[D]. Chengdu: Sichuan University, 2014 (in Chinese).
- [7] SARAKINONS K, ALAMI J, KONSTANTINIDIS S. High power pulsed magnetron sputtering: A review on scientific and engineering state of the art[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204: 1661-1684.
- [8] 田民波. 薄膜技术与薄膜材料[M]. 北京: 清华大学出版社, 2006: 413-415.
- TIAN M B. Thin film technology and film materials[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2006: 413-415 (in Chinese).
- [9] 徐滨士, 朱绍华, 刘世参. 材料表面工程[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2005.
- XU B S, ZHUS H, LIU S C. Surface engineering[M]. Harbin Institute of Technology Press, 2005 (in Chinese).
- [10] 沈宝罗, 高升吉. CVD 和 PVD 及其在工、模具上的应用[J]. 机械制造, 2002, 40(8): 17-18.
- SHEN B L, GAO S J. CVD and PVD and their applications to tools and dies[J]. Machinery, 2002, 40(8): 17-18 (in Chinese).
- [11] GODSE R V, SANTHANAM A T. Composite CVD+PVD coatings[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 209(1-2): 384-388.
- [12] 李体军, 熊计, 郭智兴, 等. WC-x%TiC-6%Co 硬质合金特征及冲刷磨损性能的研究[J]. 硬质合金, 2017, 34(2): 129-135.
- Li T J, XIONG J, GUO Z X, et al. Research on microstructure and erosion resistance of WC-x%TiC-6%Co cemented carbide[J]. Cemented Carbide, 2017, 34(2): 129-135 (in Chinese).
- [13] 陈强, 张而耕, 张锁怀, 等. TiAlN, TiAlSiN 涂层的制备及其切削性能[J]. 表面工程, 2017, 46(1): 118-124.
- CHEN Q, ZHANG E G, ZHANG S H, et al. Preparation and cutting performance of TiAlN and TiAlSiN coating[J]. Surface Technology, 2017, 46(1): 118-124 (in Chinese).

- [14] TAKAADOUM J, BENNANI H H. Influence of substrate roughness and coating thickness on adhesion, friction and wear of TiN films[J]. Surface & Coatings Technology, 1997, 96(2): 272-282.
- [15] 赵芳霞, 王鹏, 杨江海, 等. 纳米 SiO₂ 润滑添加剂的摩擦学性能及其抗磨减摩机理研究[J]. 石油炼制与化工, 2010, 41(9): 74-79.
- ZHAO F X, WANG P, YANG J H, et al. Tribological properties and mechanism of friction reduction and anti-wear of SiO₂ nano-particles lubricant additive[J]. Petroleum Refining and Chemical Industry, 2010, 41(9): 74-79 (in Chinese).
- [16] LIU F, JIA J H, YI C W, et al. Mechanical and tribological properties of NiCr-Al₂O₃ composites at elevated temperatures[J]. Tribology International, 2015, 84(1): 1-8.
- [17] WANG J Y, SHAN Y, GUO H J, et al. The tribological properties of NiCr-Al₂O₃-TiO composites at elevated temperatures[J]. Tribology Letters, 2015, 58(1): 1-10.
- [18] YANG T E, XIONG J, SUN L, et al. Effect of nano-Al₂O₃ and nano-ZrO₂ on the microstructure, behavior and abrasive wear resistance of WC-8Co cemented carbide[J]. Rare Materials, 2011, 30(5): 533-538.
- [19] 陈利, 吴恩熙, 尹飞, 等. (Ti,Al)N 涂层的微观组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(2): 279-283.
- CHEN L, WU E X, YIN F, et al. Microstructure and properties of (Ti,Al)N coating[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(2): 279-283 (in Chinese).
- [20] 黄为民. 淬硬模具钢 Cr₁₂MoV 高效高性能球铣加工机理研究[D]. 济南: 山东大学, 2018.
- HUANG W M. Mechanisms of high efficiency and high performance ball-end milling of hardened die steel Cr₁₂MoV[D]. Jinan: Shandong University, 2018 (in Chinese).
- [21] 徐银超, 陈康华, 王社权, 等. TiN 和 TiAlN 涂层硬质合金的氧化和切削性能[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2011, 16(3): 425-430.
- XU Y C, CHEN G H, WANG S Q, et al. Oxidation and cutting properties of TiN and TiAlN coated cemented carbide[J]. Materials Science and Engineering of Power Metallurgy, 2011, 16(3): 425-430 (in Chinese).
- [22] 姜波, 严宏志, 王社权, 等. TiCN/Al₂O₃ 涂层厚度对刀片切削性能的影响及磨损机理研究[J]. 硬质合金, 2015, 3(3): 188-195.
- JIANG B, YAN H Z G H, WANG S Q, et al. The effect of thick TiCN/Al₂O₃ coating performance of blade and its wear mechanisms[J]. Cemented Carbide, 2015, 3(3): 188-195 (in Chinese).
- [23] 邓建新, 曹同坤, 艾兴. Al₂O₃/TiC/CaF₂ 自润滑陶瓷刀具切削过程中的减摩机理[J]. 机械工程学报, 2006, 42(7): 109-113.
- DENG J X, CAO T K, AI X. Friction reducing mechanisms of Al₂O₃/TiC/CaF₂ self-lubricating ceramic tools in machining processes[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2006, 42(7): 109-113 (in Chinese).