

PVD-TiN/AlTiN 纳米复合涂层板状晶硬质合金刀具铣削行为及失效机制

钟志强^{1,3}, 陈 宜², 薛 彦³, 李声燕³, 殷 磊³, 苏国江³

(1. 崇义章源钨业股份有限公司, 江西 赣州 341300)

(2. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

(3. 赣州澳克泰工具技术有限公司, 江西 赣州 341000)

摘 要: 选取传统硬质合金 WC-10Co-0.6Cr₃C₂ (wt%) 基体作为参照对象, 采用钛诱导法制备了 WC-10Co-0.4TiC-0.6Cr₃C₂ (wt%) 板状晶硬质合金刀具, 并在 2 组刀具表面沉积 PVD-TiN/AlTiN 纳米多层复合涂层。系统研究了 2 种涂层刀具在 316L 不锈钢加工过程中的铣削行为。结果表明: 干式铣削条件下, 刀具的主要失效形式为磨损和崩刃, PT 刀具 (以板状晶硬质合金为基体) 铣削寿命较 CT 刀具 (以传统硬质合金为基体) 寿命提高了 48%; 湿式铣削条件下, 刀具的主要失效形式为涂层剥落和崩刃, PT 刀具铣削寿命较 CT 寿命提高了 42%。干、湿式铣削条件下, PT 刀具表面出现第一条宏观热裂纹的时间均晚于 CT 刀具。PT 刀具在铣削加工过程中具有更长的磨损稳定期, 优异的抗裂纹萌生和扩展能力是以板状晶硬质合金作为基体的涂层刀具 (PT) 铣削寿命提高的重要原因。

关键词: 铣削刀具; 刀具寿命; 板状晶硬质合金; 热裂纹; 失效形式

中图分类号: TG135⁺.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)06-1620-10

1 引言

作为“工业牙齿”, 硬质合金在切削刀具、成形工具、耐磨机械部件等领域已经得到了广泛应用。在硬质合金基体表面涂覆高硬度涂层, 以金属氮化物、碳化物、氧化物等硬质涂层作为化学屏障和热屏障, 是提高刀具和工件使用寿命的有效手段之一。目前超过 90% 的硬质合金刀片采用化学气相沉积 (CVD)、物理气相沉积 (PVD), 或者它们的组合沉积技术进行了表面涂层。因具有更强的可设计性、对尖角效应的不敏感性以及快速的靶材更换效率, PVD 涂层技术在切削刀具领域发展非常迅速^[1-3]。

对硬质合金中 WC 晶粒进行织构化处理是提高合金硬度和韧性的有效途径。研究表明, 在与传统硬质合金强度相当条件下, 板状晶硬质合金可获得更高的硬度、断裂韧性和更高的耐磨性^[4-8]。小林正树以 Co、W 和 C 作为原材料, 制备 Co_xW_yC 化合物, 以 Co_xW_yC 化合物粉末作为前驱体进行碳化; 通过反应和结晶制备了板状 WC-xCo 硬质合金, 并对其制备方法申请了专利^[9]。Zhang 等^[9]采用压力烧结工艺制得具有高强度、高硬度和

高韧性特征的 WC-12Co-0.9Cr₃C₂-0.4VC-0.05La₂O₃ 纯板状晶结构硬质合金。然而, 受板状 WC 晶粒的比例、粒度均匀性、结晶完整性等因素限制, 板状晶硬质合金产业化生产困难。以板状晶硬质合金作为涂层刀具基体材质的报道甚少, 相关刀具铣削行为的研究也非常有限。市场化应用方面, 仅日本东芝公司利用前述专利^[8], 推出钢件车削加工用 TD9000 系列 CVD 板状晶增韧刀具。因此, 开展以板状晶硬质合金作为基体的 PVD 涂层硬质合金刀具的切削性能研究, 可成为涂层硬质合金服役寿命及其稳定性提高的突破口。

本研究采用工程应用中常用的铣削参数, 展开了以板状晶硬质合金作为基体的 PVD-TiN/AlTiN 涂层硬质合金刀具的不锈钢铣削行为研究, 选取传统涂层硬质合金刀具作为参比对象, 测试对比了刀具的铣削寿命, 并系统分析了刀具对于热裂纹的抑制能力和失效形式。

2 实验

本研究选用的新型板状晶硬质合金刀具基体设计成分为 WC-10Co-0.4TiC-0.6Cr₃C₂ (wt%), 以 TiC 均匀掺杂的 WC 粉末作为前驱体, 采用 Ti 诱导法^[10]制备。主要制

收稿日期: 2024-06-23

基金项目: 江西省主要学科学术和技术带头人培养计划-青年人才项目 (20225BCJ23012); 江西省产业链科技创新揭榜挂帅项目 (20224BBE51041); 赣州市科技计划项目 (2023PGX17232)

作者简介: 钟志强, 男, 1985 年生, 博士, 正高级工程师, 崇义章源钨业股份有限公司, 江西 赣州 341300, E-mail: zzqmp007@126.com

备流程为:配料→球磨→干燥→压制→烧结→毛坯→烧结→尺寸精整→刃口钝化→前处理→涂层。采用分压烧结:在 350 ℃保温 120 min 以确保石蜡完全脱除;随后升温至 1430 ℃烧结温度进行低压烧结,最后在 6×10^6 Pa 的压力下保温 60 min 进行压力烧结,随后在氮气气氛下进行冷却至室温。采用传统压力烧结工艺制备 WC-10Co-0.6Cr₃C₂ 对比硬质合金。2 种合金的基本性能见表 1,其烧结体表面的 SEM 照片见图 1。本研究中,板状晶硬质合金(合金 A)作为基体的涂层硬质合金刀具命名为 PT,传统对比硬质合金(合金 B)作为基体的涂层刀具命名为 CT。

刀具基体表面沉积的 PVD-TiN/AlTiN 纳米多层复合涂层采用电弧离子镀技术和商用 Oerlikon Metaplast 物理气相沉积设备制备,涂层总厚为 4 μm。沉积参数为:首先,采用氮气作为氮化物涂层的氮源,Ti 靶作为 TiN 涂层的钛源,在基体表面沉积一层厚度为 0.5 μm 的 TiN 涂层以增加基体和涂层的结合力;随后,选取 Al/Ti 比为 55:45 的靶材作为 AlTiN 涂层的 Al 和 Ti 源,在沉积温度 550 ℃,

偏压-40 V 条件下,沉积调质周期为 12 nm 的 AlTiN 和 7 nm 的 TiN 纳米交替层;最后,采用相同的参数在纳米交替层表面沉积一层厚度为 1 μm 的单层 AlTiN。

参照国标 GB/T 7997-2014 采用美国标乐公司 (Buehler) MICROMET-5103 显微维氏硬度计测定硬质合金的硬度值(载荷 30 kg)。硬质合金的断裂韧性采用压痕法(即 Palmqvist 方法)进行测试,通过金刚石压头以 30 kg 载荷作用于经抛光后的硬质合金表面,产生压痕和裂纹,并在光学显微镜下测量压痕对角线长度和压头造成的裂纹长度,然后通过公式^[1]计算得到合金断裂韧性值(K_{IC})。采用场发射扫描电子显微镜(蔡司公司,Supra 55 型)进行样品表面形貌、微观结构以及截面组织形貌分析,利用安装于扫描电镜中的能量散布光谱仪(EDS)进行元素定性分析。采用三维数码显微镜(基恩士公司,Keyence VHX-600)对刀片磨损形貌进行分析。

为分析涂层硬质合金刀具在铣削加工过程中的寿命和失效机制,选用 316L 不锈钢进行铣削实验,316L 奥氏体不锈钢的工件尺寸为:1200 mm×600 mm×600 mm。加工设备采用韩国大字 Daewoo Mynx-550 立式加工中心。刀具的结构参数和刃口几何参数均相同,刀具和刀杆主要几何参数见图 2;每次铣削实验使用一片刀片。试验所选取的铣削参数和润滑方式见表 2,采用了湿式和干式 2 种方式。湿式铣削选用水基切削液(Blaser B-Cool 755:10%)作为冷却液,冷却方式为浇注供液。

表 1 2 组硬质合金的基本性能和孔隙度
Table 1 Properties and porosity of cemented carbides

Alloy	COM/%	H_c/Oe	$\rho/g\cdot cm^{-3}$	Hardness/ HV ₃₀	$K_{IC}/$ MPa·m ^{1/2}	TRS/ MPa
A	8.53	291.1	14.29	1632	14.69	3737
B	8.46	257.4	14.43	1567	13.40	4434

Note: COM-relative magnetic saturation; TRS-transverse rupture strength

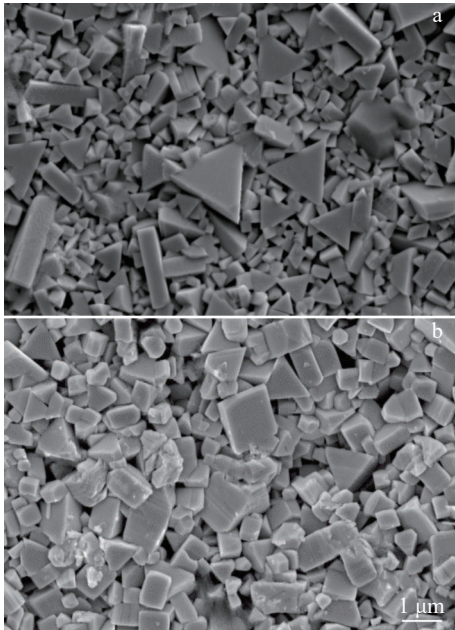


图 1 硬质合金烧结体表面 SEM 照片
Fig.1 SEM images of cemented carbide sintered surface: (a) WC-10Co-0.4TiC-0.6Cr₃C₂ and (b) WC-10Co-0.6Cr₃C₂

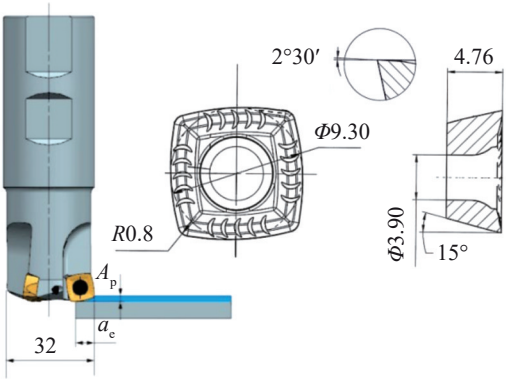


图 2 铣削试验示意图及刀具尺寸
Fig.2 Schematic diagram of the milling experiments and dimensions of the tool

表 2 铣削参数
Table 2 Milling parameters

Milling speed, $V_c/m\cdot min^{-1}$	Feed rate, $f_z/mm\cdot tooth^{-1}$	Axial cutting depth, A_p/mm	Radial cutting depth, a_c/mm	Coolant
200	0.7	0.7	20	Blaser B-Cool 755:10%
200	0.7	0.7	20	-

3 结果与讨论

3.1 基体压痕裂纹扩展特征

本研究从裂纹扩展路径出发,首先分析了硬质合金基体中 WC 晶粒形貌对合金断裂韧性的影响。板状晶硬质合金与传统硬质合金基体经 HV_{30} 加载后的 SEM 裂纹扩展路径分析如图 3 所示,在板状晶硬质合金 A 中,存在如图 3a 和图 3b 所示的沿晶断裂(S)和穿晶断裂(M、N、P 区域),而在传统硬质合金 B 中,WC 硬质相为多面体结构,裂纹在传播过程中倾向于沿 WC/WC 界面和 WC/Co 界面进行扩展(图 3c 中 T 区域)。对于板状晶硬质合金,

裂纹在传播过程中接触到 WC(0001)晶面的几率增加,提高了裂纹偏转或穿晶断裂的比率;一方面,裂纹偏转将增加裂纹传播所需的能量;另一方面,相较于传统非板状 WC-Co 硬质合金,合金内部 WC 穿晶断裂在其所有界面断裂类型(包括 WC 相断裂、Co 相断裂、WC/WC 界面断裂、WC/Co 界面断裂)中所占比例增加^[12],即界面断裂所需能量也有所增加。上述机制能够使板状晶硬质合金的断裂韧性得到了提高,实际测得合金 A 断裂韧性(K_{IC})为 $14.69 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,相比于传统硬质合金 B 的 $13.40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提高约 9.6%。

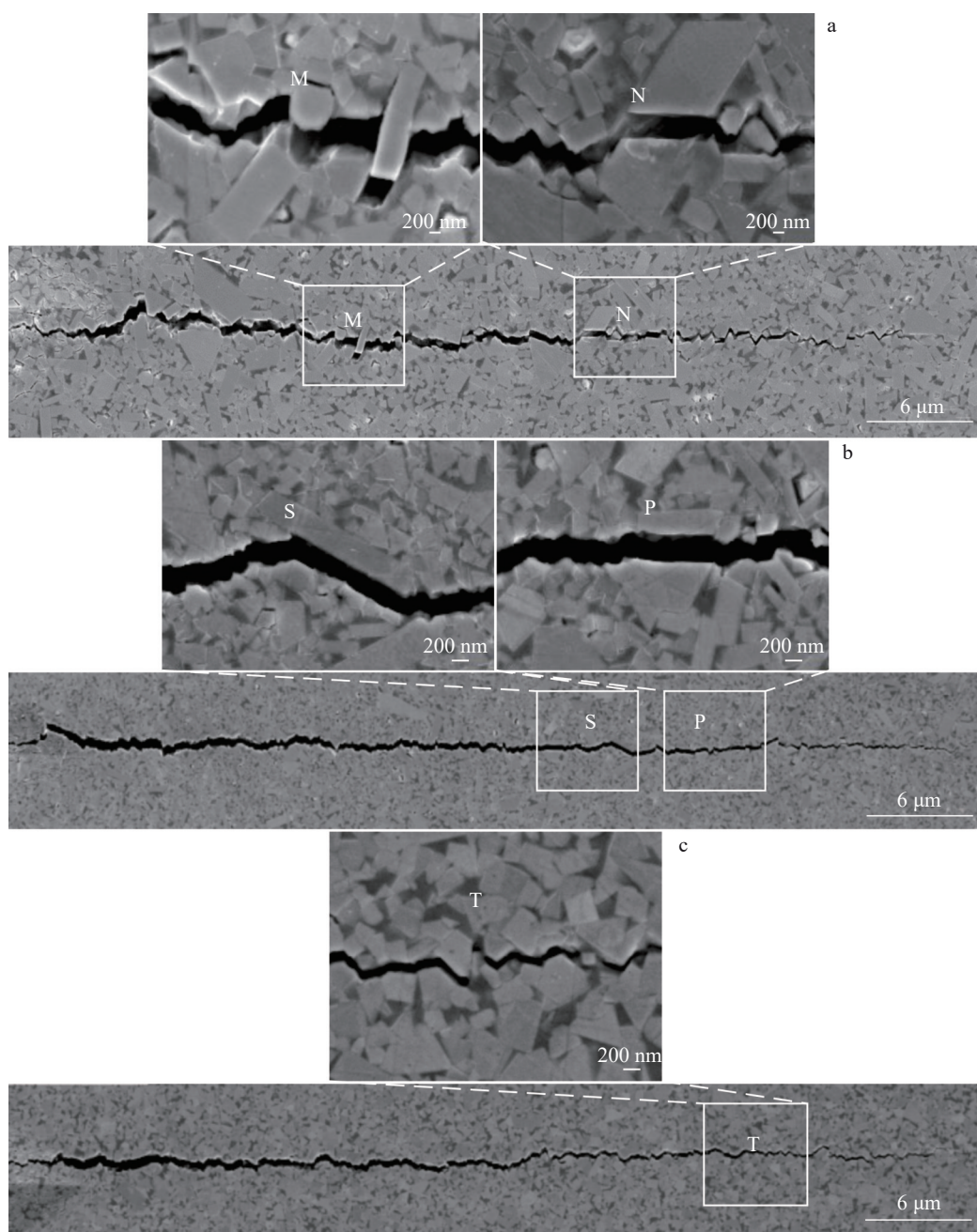


图3 硬质合金表面裂纹扩展SEM分析

Fig.3 SEM images of cracks propagation on surface of cemented carbide alloys: (a–b) WC (platelet)-10Co-0.4TiC-0.6Cr₃C₂ and (c) WC (traditional)-10Co-0.6Cr₃C₂

上述观测结果表明板状晶硬质合金基体自身具有相对较强的抗裂纹扩展的能力。相关研究^[13]表明,板状晶硬质合金作为基体的PVD-AlTiN涂层硬质合金中存在更高比例的AlCrN/WC(0001)界面,这种共格界面具有较小的晶格错配度和较低的界面能,从而有利于基体与涂层之间的界面结合强度、膜基协同抵御外力破坏能力和应力耗散能力的提高;其次,如图4所示,涂层硬质合金膜基界面处板状晶的存在可有效地延长裂纹从涂层传播至基体的扩散路径,消耗裂纹传播的能量,提高涂层硬质合金的抗涂层剥落性能。

3.2 涂层与基体间界面微观结构

图5为涂层板状晶硬质合金样品经FIB切割、减薄后的TEM明场像照片。从图5中可以看出,基体-涂层界面为非平直界面,这与喷砂前处理工艺密切相关,基体表面平整度的变化将影响随后的涂层沉积,影响涂层界面的平整度。如图中箭头指向所示,界面右侧(基体一侧)中边缘平直的物相为WC,WC相的间隙为Co相。界

面左侧涂层中存在明显的柱状结构晶粒。

图6和图7分别为2组典型WC/TiN(基体WC相/涂层)界面的HRTEM照片。从界面HRTEM照片中可以看出WC相和AlTiN之间结合良好,无微孔洞、微裂纹等缺陷。1#、2#界面处的TiN层均依附于WC表面进行生长,其取向关系分别为 $(\bar{1}1\bar{1})_{\text{TiN}}//(\bar{0}1\bar{1}\bar{1})_{\text{WC}}$, $[011]_{\text{TiN}}/[1\bar{2}1\bar{3}]_{\text{WC}}$ 和 $(\bar{2}00)_{\text{TiN}}//(\bar{0}1\bar{1}\bar{1})_{\text{WC}}$, $[011]_{\text{TiN}}/[1\bar{2}1\bar{3}]_{\text{WC}}$ 。对应图6a中C界面,测得的 $(\bar{0}1\bar{1}\bar{1})_{\text{WC}}$ 和 $(\bar{1}1\bar{1})_{\text{TiN}}$ 晶面间距(d)分别为0.198、0.224 nm,对界面晶格错配度计算,该生长方向 $(\bar{1}1\bar{1})_{\text{TiN}}//(\bar{0}1\bar{1}\bar{1})_{\text{WC}}$ 上涂层与基体之间的晶格错配度 $(|d_{\text{WC}} - d_{\text{TiN}}|/d_{\text{TiN}})$ 为11.6%。对应图7a中C界面,测得 $(10\bar{1}0)_{\text{WC}}$ 和 $(11\bar{1})_{\text{TiN}}$ 晶面间距分别为0.189为0.212 nm,该生长方向 $(\bar{2}00)_{\text{TiN}}//(\bar{0}1\bar{1}\bar{1})_{\text{WC}}$ 上涂层与基体之间的晶格错配度为10.8%。上述2组界面都属于半共格界面。依据能量最低原理,涂层在基体表面倾向于沿晶格畸变最小的方向进行形核生长,即图6d中的 $\{111\}$ 密排面和图7d中的 $\{200\}$ 次密排面。相关研究^[14]表明AlTiN/Co界面

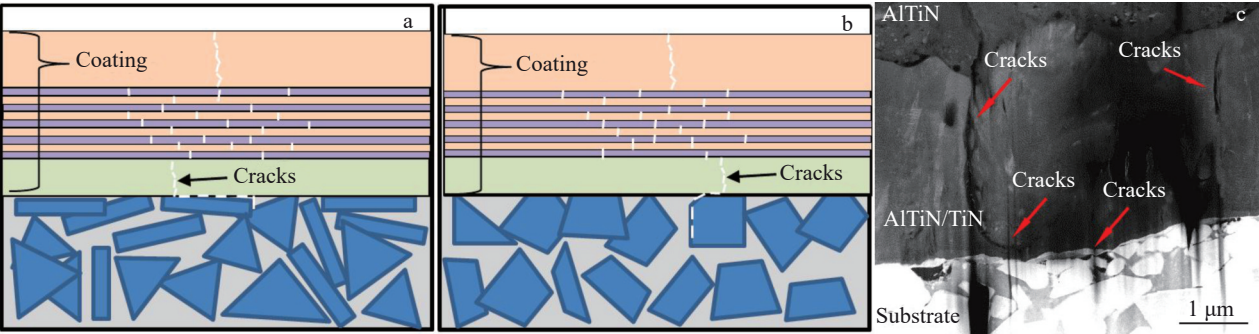


图4 裂纹在涂层硬质合金中传播路径示意图及铣削后试样中的裂纹STEM照片
Fig.4 Schematic diagrams of propagation path of cracks in coated cemented carbide with platelet reinforced substrate (PT) (a) and traditional substrate (CT) (b); STEM image of cracks in samples after milling (c)

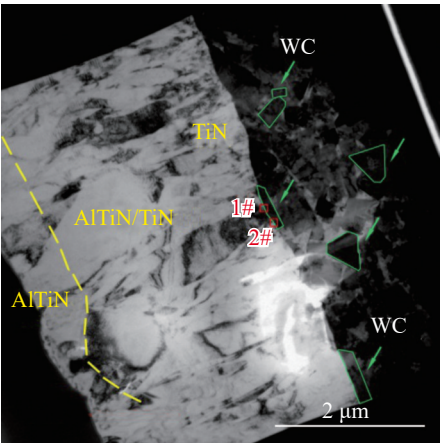


图5 板状晶硬质合金作为基体的PVD涂层样品横截面TEM明场像(BF)照片
Fig.5 Cross-sectional TEM bright field (BF) image of platelet WC-based sample

(AlTiN与TiN晶体结构相同,晶格常数接近)不存在直接外延生长关系。而板状晶基体则存在相对较多的平直WC表面,涂层依附于该类板状WC表面形核生长,有利于膜基界面结合强度的提高。

3.3 铣削寿命测试结果

图8为2种涂层硬质合金刀具在不锈钢干式铣削加工过程中平均后刀面磨损值随铣削时间变化关系图。在切削加工过程中,刀具磨损过程可分为初期磨损、稳定磨损和急剧磨损3个阶段^[15-16]。在切削初期(0~5 min),由于刀具后刀面存在微观起伏,切削刃较为锋利,后刀面与被加工件的接触面积较小,导致压应力较大,刀具磨损较快。在此阶段,两组刀具的磨损值相近。经初期磨损后,刀具进入稳定磨损期,此时刀具与被加工件之间的接触面积增大,压强减小。因此,刀具的后刀面磨损曲线趋于稳定,2组刀具均在一个相对较低的磨损率下切削,延长

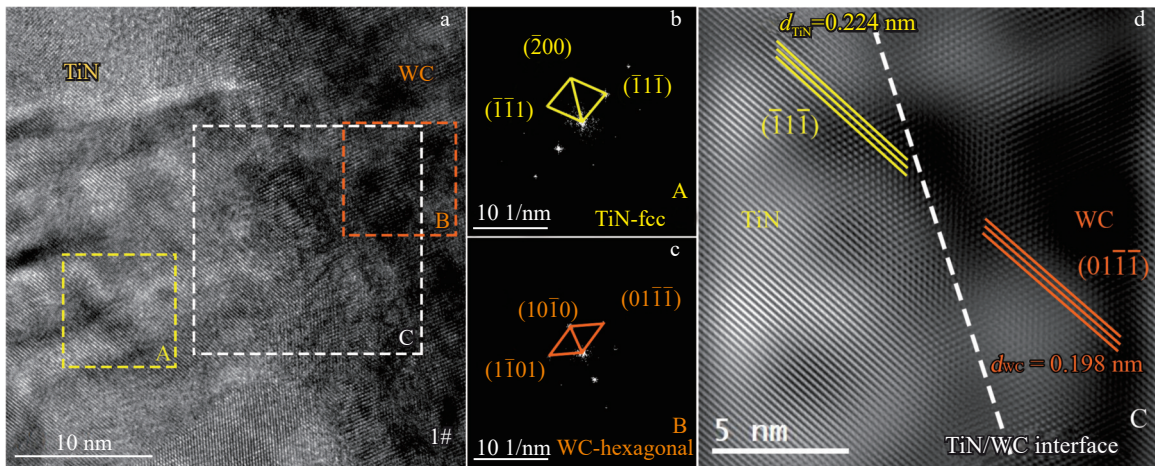


图6 图5中位置1处TiN/WC界面HRTEM照片、局部区域FFT和IFFT花样

Fig.6 HRTEM image of TiN/WC interface (a); FFT pattern of TiN (b); FFT pattern of WC (c); IFFT image of interfacial bonding area (d) (position 1 in Fig.5)

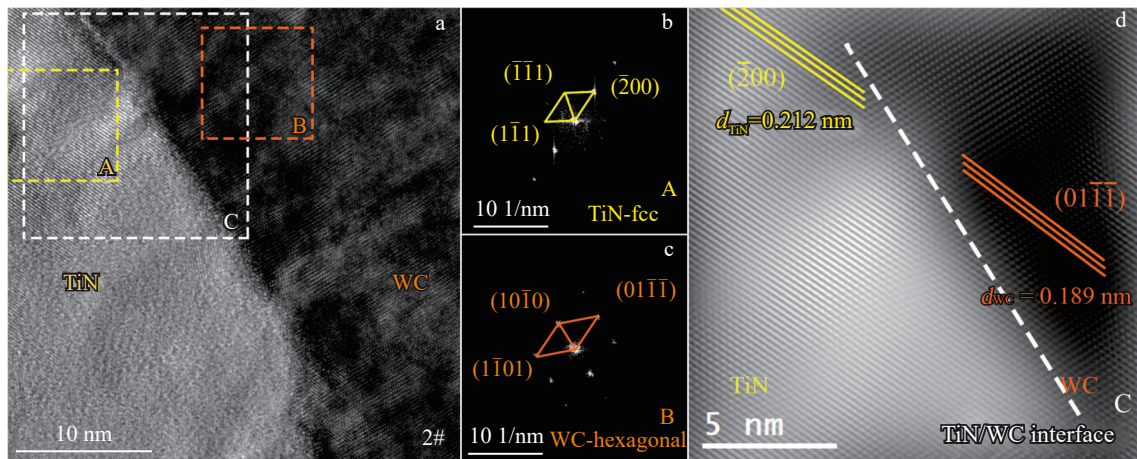


图7 图5中位置2处TiN/WC界面HRTEM照片、局部区域FFT和IFFT花样

Fig.7 HRTEM image of TiN/WC interface (a); FFT pattern of TiN (b); FFT pattern of WC (c); IFFT image of interfacial bonding area (d) (position 2 in Fig.5)

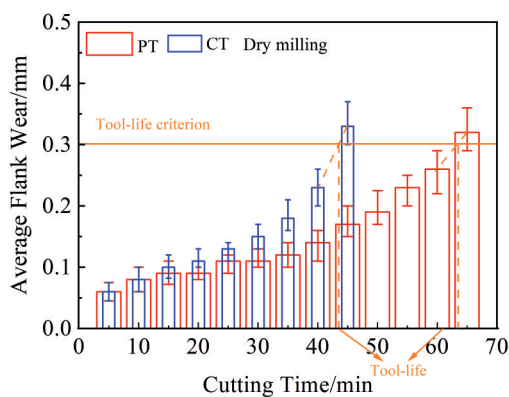


图8 316L 不锈钢干式铣削过程中涂层刀具平均后刀面磨损值随时间变化关系

Fig.8 Variations of average flank wears of coated inserts with cutting time under dry milling of 316L stainless steel

刀具的稳定磨损期,有利于刀具切削寿命和被加工件表面质量的提高。

如图8所示,干式铣削条件下CT和PT刀具的稳定磨损期时长分别为25和35 min,表明PT刀具在该实验条件下具备最长的切削稳定期。在切削后期,即急剧磨损阶段,刀具表面粗糙度增加,切削力和切削温度迅速升高,刀具的磨损迅速加快。如图8中箭头位置所示,定义磨损值连线与刀具寿命评定标准($V_{\text{BB}} = 0.3 \text{ mm}$)交点处所对应的铣削时间为铣削寿命。当铣削时间达到43.5 min(平均铣削时间)时,CT刀具由于平均后刀面磨损值达到0.3 mm而失效,与此同时,PT刀具的平均后刀面磨损值仅为0.17 mm。铣削实验结果表明,在干式铣削条件下,PT刀具的切削寿命(63.5 min)较CT刀具(43.5 min)提高约46%,表明PT刀具在此实验条件下具

备最优异的耐磨损性能。

涂层刀具在 316L 不锈钢湿式铣削过程中平均后刀面磨损值随铣削时间的变化关系见图 9。由图 9 可知,涂层刀具在湿式铣削过程中平均后刀面磨损曲线与干式铣削过程相似(图 8 所示)。值得注意的是,湿式铣削条件下涂层刀具的铣削寿命较干式铣削条件低。分析认为,切削液的使用增大了刀具在周期性切入和切出过程中产生的温差,增大了刀具刃口处的热应力,从而加剧了由于热裂纹的萌生和扩展产生的刀具失效^[17-18]。

在湿式铣削加工 11 min 后,CT 刀具的后刀面磨损值已超过刀具的寿命评定标准($V_{BB}>0.3\text{ mm}$),为 0.37 mm,而 PT 刀具的平均后刀面磨损值仅为 0.18 mm。表明 PT 刀具在干式和湿式铣削条件下均具有最优异的切削性能。铣削寿命结果表明,在湿式铣削条件下,PT 刀具的平均切削寿命(14.5 min)较 CT 刀具(10.2 min)提高约 42%。

3.4 热裂纹抑制能力对比及失效机制分析

图 10 为 2 组涂层刀具在 316L 不锈钢干、湿式铣削加工过程中初始裂纹出现时间和刀具的铣削寿命终止时间。由图 10 可知,在干、湿式铣削条件下刀具表面出现第 1 条宏观热裂纹的时间依次为:CT<PT,这与前期的刀具铣削性能检测结果一致。优异的抗裂纹萌生和扩展能力是以板状晶硬质合金作为基体的涂层刀具(PT)铣削寿命提高的重要原因之一。

为全面评估刀具在铣削加工过程中的失效演变,选取 PT 刀具作为研究对象,根据刀具在干、湿式铣削寿命的差异,分别每间隔 5 和 1 min 暂停实验,把刀片从刀杆中取下,采用基恩士三维数码显微镜(Keyence VHX-600)对刀片的磨损形貌进行分析,其结果见图 11。由图 11 可知,铣削初期,涂层表面光洁,切削刃锋利。因此,刀具的磨损较为稳定。但随着铣削时间的延长,刀具在机械冲击和摩擦磨损的作用下磨损逐渐增大,刃口开始钝化,表面粗糙度也明显提高,这将增大被加工件的粘附

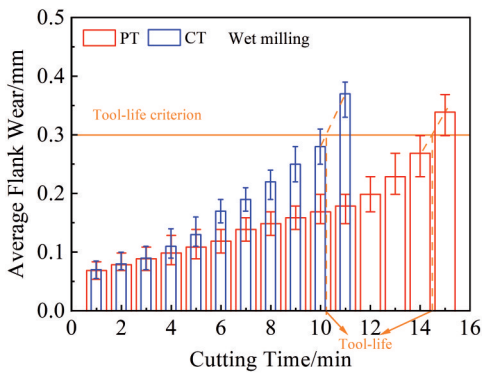


图 9 316L 不锈钢湿式铣削过程中涂层刀具平均后刀面磨损值随时间变化关系

Fig.9 Variations of average flank wears of coated inserts with cutting time under wet milling of 316L stainless steel

作用,加剧涂层的粘结磨损^[15,19]。铣削中期,刃口处出现涂层剥落和微裂纹。铣削后期,随着裂纹的传播和扩展,刀具后刀面的磨损值因达到寿命标准而失效。在干式铣削条件下,PT 刀具于铣削 35 min 后刃口处观测到宏观裂纹,并在铣削 65 min 后发生崩刃失效。而在湿式铣削条件下,PT 刀具在铣削 10 min 后刃口处观测到宏观裂纹,并在加工 15 min 后发生崩刃失效。该结果进一步论证了不锈钢铣削加工过程中,切削液的使用将加剧涂层刀具的失效行为。

刀具在 316L 不锈钢干式铣削加工过程中的磨损形貌 SEM 照片和 EDS 分析结果见图 12 和图 13。由图 12 可知,2 组涂层硬质合金刀具的主要失效形式均为崩刃和裂纹,伴随着前刀面磨损。崩刃形成的源于垂直于刀具前刀面的纵向裂纹的萌生和扩展。在切削过程中,被加工件在刀具的摩擦、剪切和挤压作用下,发生弹、塑性变形而耗功,从而产生大量的切削热。在随后的空转过程中,刀具切削刃与其它部分之间的温差而产生热应力,

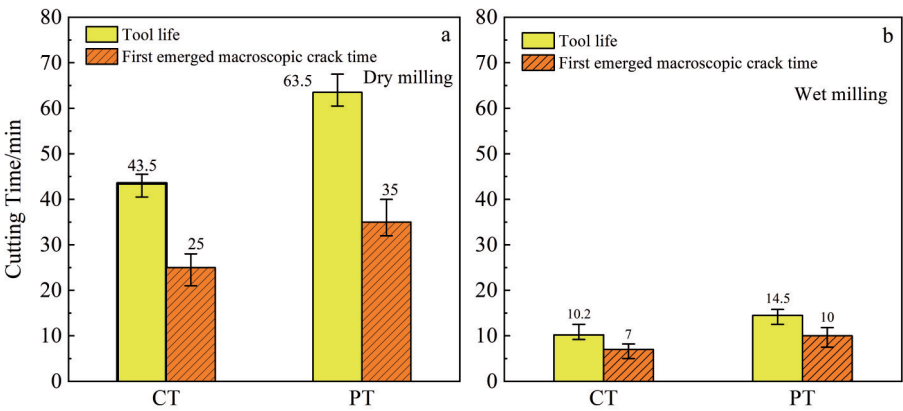


图 10 316L 不锈钢不同铣削条件下涂层刀具初始裂纹出现和切削寿命终止时间

Fig.10 Frist emerged macroscopic crack time and tool life of coated inserts in milling of 316L stainless steel under different conditions: (a) dry milling and (b) wet milling

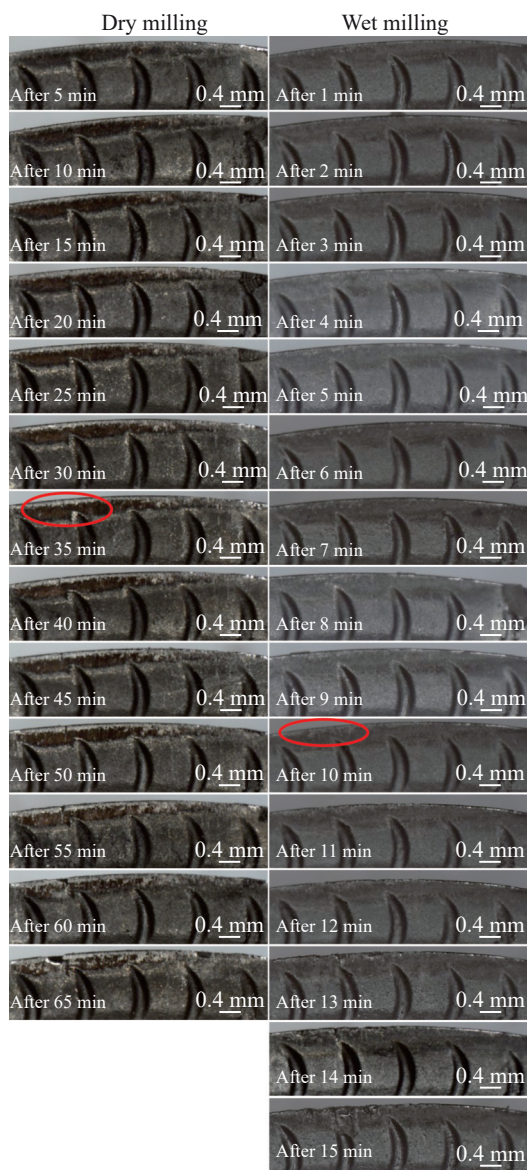


图 11 316L 不锈钢干、湿式铣削加工过程中 PT 刀具的失效演变
Fig.11 Failure evolutions of PT inserts in milling of 316L stainless steel under dry and wet milling conditions

在周期性的机械冲击诱导下萌生热裂纹,裂纹的传播和扩展最终演变成崩刃。

对图 12 中 PT 刀具在干式铣削加工中的磨损形式和磨损机制进行分析,其结果见图 13。分析可知,PT 刀具刃口处 A 区域存在明显的犁沟状磨损带(图 13a 所示)。由图 13c 中 EDS 元素分析结果表明,犁沟磨损处主要元素为 W,同时还存在 Fe、Ni、Cr 等元素,涂层中的 Al 和 Ti 的峰强较弱,表明大部分涂层已被磨穿,造成基体的裸露。研究表明,金属切削加工过程中所消耗的能量 90% 以上均将转化为切削热^[20]。因此,切削过程中产生的摩擦和挤压使刀具与被加工件接触面之间的温度急剧升高,被加工材料发生软化,被加工材料中硬质点的摩擦作用在刀片表面形成犁沟状的磨损带,且磨损带宽度伴随着切削时间的延长而增加。由图 13b 可知,T 刀具刃口发生崩裂区域主要元素为 Fe,表明该区域存在被加工件的粘附。表明在切削过程中的高温和高压作用下,不锈钢被加工件极易软化,从而黏附于刀具的表面产生“冷焊”现象^[21]。图 13d 中 B 区域 EDS 分析结果表明,该区域存在较强的 W 峰、Al 峰和 Ti 峰,表明该区域存在元素的互扩散。由图 13e 中 C 区域处的 EDS 分析结果表明,该区域主要元素为 W,不存在涂层中的 Al 峰和 Ti 峰,进一步证实刃口处产生崩刃。粘结层在机械冲击和摩擦作用下从刀具表面脱落,脱落后摩擦面塑性变形所形成的新鲜表面原子间吸附作用促使被加工件的再次吸附,粘结层脱落后又重新生成加剧了刀具的粘结磨损。

刀具在 316L 不锈钢湿式铣削加工过程中的磨损形貌 SEM 照片见图 14。结果表明,2 组涂层硬质合金刀具的主要失效形式均为崩刃、裂纹以及涂层剥落。CT 刀具刃口处存在大面积的刃口崩裂。与干式铣削加工过程中的失效形式有所不同,2 组涂层刀具的刃口处有明显的涂层剥落现象,表明冷却液的使用加剧了刀具的涂层剥落。PT 刀具在铣削 15 min 后,刃口处的涂层剥落面积依

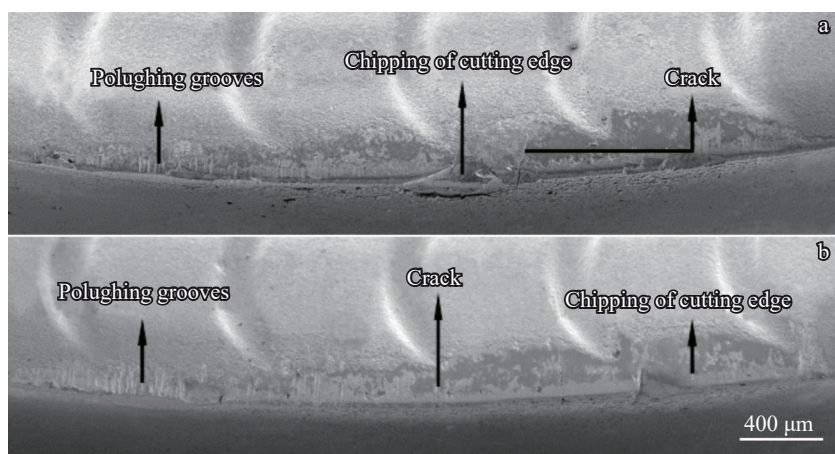


图 12 316L 不锈钢干式铣削条件下失效涂层刀具刃口 SEM 照片
Fig.12 SEM images of cutting-edges after tool life tests under dry milling of 316L stainless steel: (a) PT and (b) CT

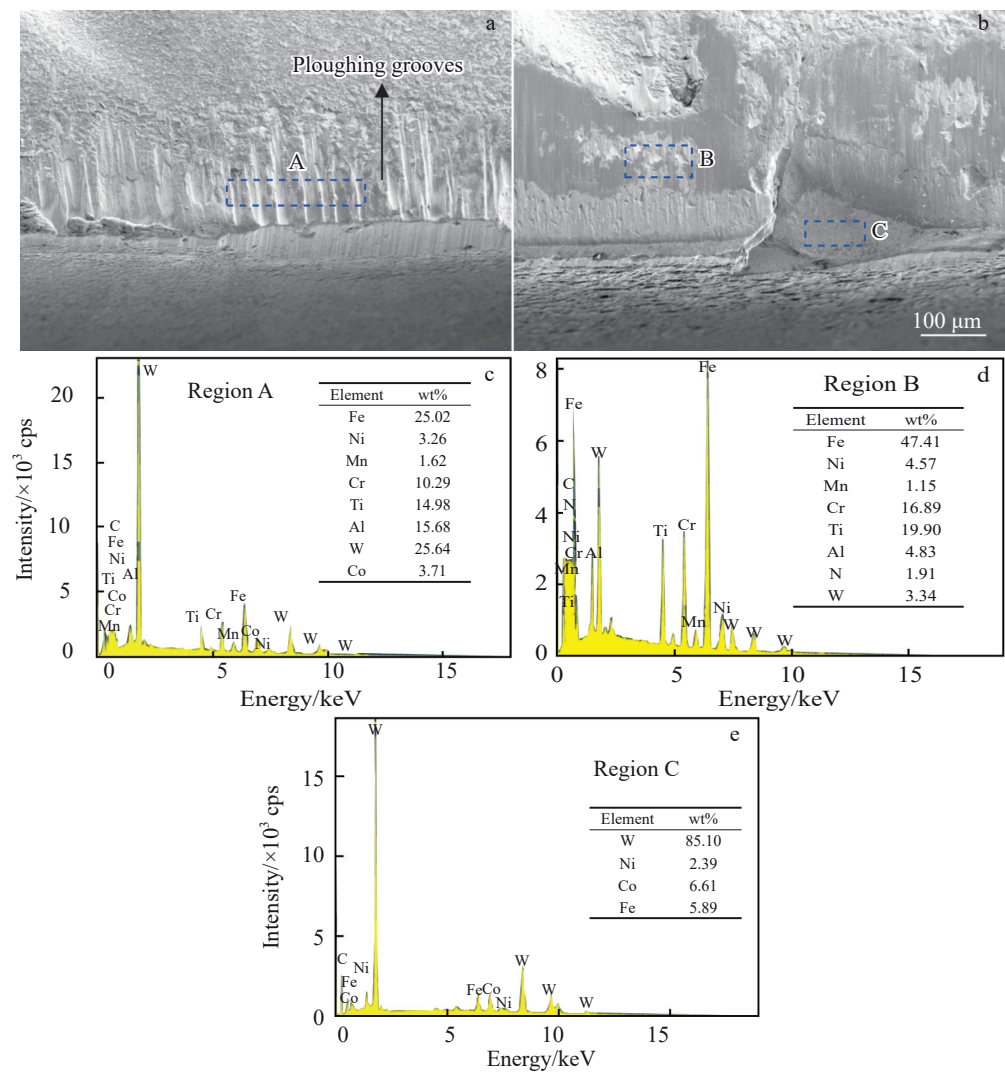


图 13 316L 不锈钢干式铣削条件下 PT 刀具失效后刃口处 SEM 形貌和 EDS 分析结果

Fig.13 SEM image (a–b) and EDS analysis results (c–e) of the PT inserts after tool life test under dry milling of 316L stainless steel

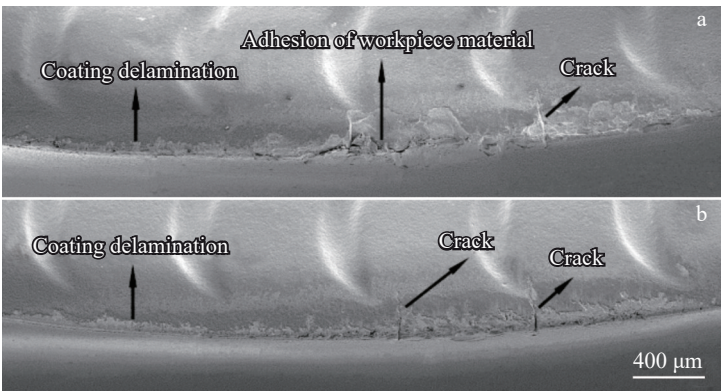


图 14 316L 不锈钢湿式铣削条件下失效涂层刀具刃口 SEM 照片

Fig.14 SEM images of cutting-edges after tool life tests under wet milling of 316L stainless steel: (a) PT and (b) CT

旧最小。在不锈钢湿式铣削加工过程中，涂层剥落产生的原因主要有以下几个方面：首先，刀具在湿式铣削条件下承受的温度梯度和热应力较大，刀具在此条件下容易萌生热裂纹，最终导致涂层剥落；其次，在铣削加工过程

中，黏附于刀具表面的被加工件在冷却液的作用下迅速冷却，“冷焊”效应更为明显。

不锈钢湿式铣削条件下 PT 刀具失效后 SEM 形貌和 EDS 分析结果见图 15。图 15a 为刀具发生崩刃失效处，

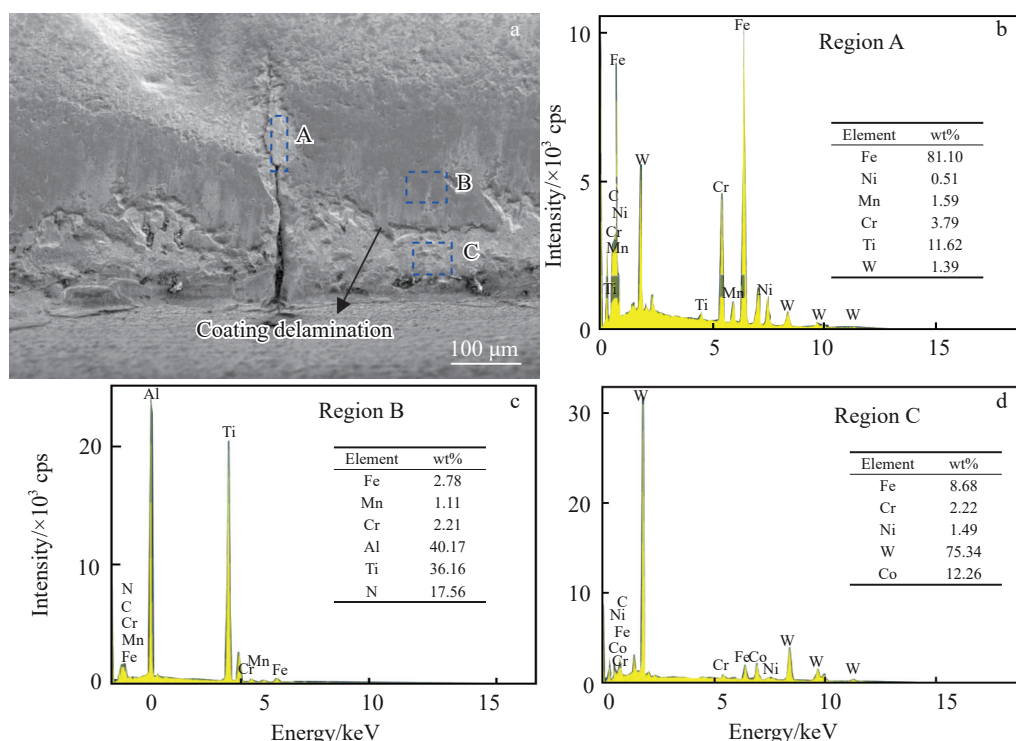


图 15 316L 不锈钢湿式铣削条件下 PT 刀具失效后 SEM 形貌和 EDS 分析结果

Fig.15 SEM image (a) and EDS analysis results of (b-d) the PT inserts after tool life test under wet milling of 316L stainless steel

图中 A 区域的裂纹末端填充了大量物质,EDS 元素分析结果(图 15b)表明,为 316L 不锈钢被加工件。该分析结果表明,在铣削加工过程中被软化的被加工件将被挤压进裂纹内部,加剧裂纹扩展。由 B 位置 EDS 分析结果(图 15c)表明,主峰 Al 和 Ti 为 AlTiN 涂层组元。C 位置 EDS 分析结果(图 15d)表明,主峰为 W,为硬质合金基体主成分。结果进一步表明了涂层剥落的发生,基体的裸露将加剧裂纹的扩展和传播。

4 结论

1) 在 316L 不锈钢干式铣削条件($V_c=200$ m/min, $A_p=0.7$ mm, $a_e=20$ mm, $f_z=0.7$ mm/tooth)下,PT 刀具(板状晶硬质合金作为基体的涂层硬质合金)平均铣削寿命为 63.5 min,较 CT 刀具寿命(43.5 min)提高约 46%;在相同参数的湿式铣削条件下,PT 刀具平均铣削寿命为 14.5 min,较 CT 寿命(10.2 min)提高约 42%。铣削寿命的提高得益于 PT 刀具在铣削加工过程中具有更长的磨损稳定期。

2) 在本研究实验条件下,与湿式铣削相比,316L 不锈钢的干式铣削有利于获得更长的刀具寿命。该条件下所选择的水性切削液(Blaser B-Cool 755: 10%)的使用会增大刀具在周期性切入和切出过程中产生的温差,增大热应力,从而加剧刀具失效。实际生产中仍需根据铣削参数来判断是否使用切削液或选择合适的切削液类型。

3) PT 刀具的硬质合金基体本身具有更高的断裂韧性($14.69 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$),相比于传统硬质合金($13.40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)提高约 9.6%。HRTEM 观测结果表明涂层能够依附于 PT 基体的板状 WC 表面外延生长并形成半共格相界面。优异的抗裂纹萌生和扩展能力是以板状晶硬质合金作为基体的涂层刀具(PT)铣削寿命提高的重要原因之一。

4) 在干式铣削加工过程中,涂层刀具的主要失效形式为磨损和崩刃;在湿式铣削加工过程中,涂层刀具的主要失效形式为涂层剥落和崩刃。

参考文献 References

- [1] Li Chao(李超), Du Feifei(杜菲菲), Lv Wenzhang(吕汶璋) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2141
- [2] Xu Ying(徐颖), Wang Jingjing(王静静), Liu Ping(刘平) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1120
- [3] Li Anqiong(李安琼), Wu Shanghua(伍尚华), Zeng Junjie(曾俊杰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(S1): 697
- [4] Lv Xuepeng(吕学鹏), Tu Yankun(涂彦坤), Zheng Yong(郑勇) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(10): 73
- [5] Kinoshita S, Saito T, Kobayashi M *et al.* *Journal of the Japan Society of Powder Metallurgy*[J], 2001, 48(1): 51
- [6] Zhu Lihui(朱丽慧), Liu Kun(刘坤), Li Zhilin(李志林). *Rare*

- Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 443
- [7] Liao Jiangxiong(廖江雄), Xu Chunfang(徐纯芳), Nie Ji(聂 姬). *Cemented Carbide*(硬质合金)[J], 2018, 35(1): 63
- [8] Kobayashi M, Kitamura K, Kinoshita S. *Japanese Patent*, 1144277A[P]. 1997
- [9] Zhang L, Tian W, Chen Y *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2017, 64: 135
- [10] Lay S, Loubradou M. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2006, 89(10): 3229
- [11] Chen Yuhang(陈宇航), Huang Bihua(黄必华), Zhong Zhiqiang(钟志强) *et al.* *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2023, 51(6): 79
- [12] Wang Wei(王 为). *The Effect of Morphology and Dual-scale Structure of WC on Mechanical Properties of WC-Co Hard Metals*(WC-Co 硬质合金中 WC 的形态和双尺度结构对其力学性能的影响) [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2017
- [13] Zhang L, Zhong Z Q, Chen Y *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 77: 97
- [14] Zhang L, Chen Y, Chen M X *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 377: 124905
- [15] Xu Ning(许 宁), Wu Peng(武 鹏), Zhang Zhuyin(张柱银) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2018, 47(5): 278
- [16] Gao Zhihao(高志浩), Lu Jiabin(路家斌), Yan Qiusheng(阎秋生) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2018, 47(5): 278
- [17] Stanford M, Lister P M, Kibble K A. *Wear*[J], 2007, 262: 1496
- [18] Kim S W, Lee D W, Kang M C, *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 111: 256
- [19] He Jiayu(赫家禹), Wu Xiangqing(吴向清), Xie Faqin(谢发勤) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2430
- [20] Liu Shaoping(刘少平), Tu Yongqiang(涂勇强). *Tool Engineering* (工具技术)[J], 2017, 51(11): 113
- [21] Ai Xing(艾 兴). *High Speed Machining Technology*(高速切削加工技术)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2003: 62

Milling Behavior and Failure Mechanism of PVD-TiN/AlTiN Nano Composite Coated Plate-Grained Cemented Carbide Tools

Zhong Zhiqiang^{1,3}, Chen Yi², Xue Yan³, Li Shengyan³, Yin Lei³, Su Guojiang³

(1. Chongyi Zhangyuan Tungsten Co., Ltd, Ganzhou 341300, China)

(2. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(3. Achteck Tool Technology Co., Ltd, Ganzhou 341000, China)

Abstract: Taking the traditional cemented carbide WC-10Co-0.6Cr₃C₂ (wt%) substrate as the reference object, WC-10Co-0.4TiC-0.6Cr₃C₂ (wt%) plate-grained cemented carbide tools were prepared by Ti induction method, and PVD-TiN/AlTiN nano multilayer composite coatings were deposited on the surfaces of the two groups of tools. The milling behavior of two coated tools in the machining process of 316L stainless steel was studied. The results show that under dry milling, the main failure mode of tools are wear and edge collapse, and the milling life of PT tool (based on the plate-grained cemented carbide) is 48% longer than that of CT tool (based on the traditional cemented carbide). Under wet milling, the main failure modes of tools are coating peeling and edge collapse, and the milling life of PT tools is 41% higher than that of CT tools. Under both dry and wet milling conditions, the first macro thermal crack time on the surface of PT tool is later than that of CT tool. PT tool has a longer wear stability period in the milling process. Its excellent ability to resist crack initiation and propagation is an important reason for the improvement in the milling life of coated tool (PT) based on plate-grained cemented carbide.

Key words: milling tool; tool life; plate-grained cemented carbide; thermal crack; failure mode

Corresponding author: Zhong Zhiqiang, Ph. D., Senior Engineer, Chongyi Zhangyuan Tungsten Co., Ltd, Ganzhou 341300, P. R. China, E-mail: zzqmip007@126.com