

DOI:10.11918/202403002

# 无黏结相碳化钨激光氧化辅助微细铣削工艺

张凌浩<sup>1</sup>,周天丰<sup>1,2</sup>,吴驯未<sup>1</sup>,刘 朋<sup>1,2</sup>,王西彬<sup>1,2</sup>,赵 斌<sup>1,2</sup>

(1.北京理工大学 机械与车辆学院,北京 100081; 2.北京理工大学 重庆创新中心,重庆 401120)

**摘要:**无黏结相碳化钨是耐高温模具的理想选择,但高硬低韧的特性导致其可加工性差,现有切削加工方法很难进行高效精密加工。为改善无黏结相碳化钨的可加工性,实现高效高质量加工,本研究提出了碳化钨的激光氧化辅助微细铣削工艺。文中采用1 065 nm 光纤连续激光器对无黏结相碳化钨表面进行了氧化烧蚀实验,研究了不同激光功率、扫描速度以及扫描次数对烧蚀沟槽形貌的影响,分析了无黏结相碳化钨硬质合金的氧化机理,并对烧蚀沟槽进行了微细铣削实验,同时对比了无激光诱导氧化辅助工艺的微细铣削实验,探究了激光氧化辅助微细铣削工艺在碳化钨高硬脆材料加工方面的优势。结果表明:当激光功率大于7 W时,无黏结相碳化钨表面会产生明显氧化烧蚀痕迹,功率越高、扫描速度越慢,氧化烧蚀越剧烈;在激光高温作用下,沟槽底部会产生热裂纹,多次激光扫描可降低热裂纹长度;高温下碳化钨晶粒发生氧化,其氧化产物主要为疏松状WO<sub>3</sub>;激光诱导氧化工艺可以降低刀具磨损,改善无黏结相碳化钨的切削加工性能。

**关键词:**无黏结相碳化钨(BTC);激光加工;表面形貌;氧化机理;微细铣削;刀具磨损

中图分类号:TH16 文献标志码:A 文章编号:0367-6234(2025)04-0131-11

## Laser-oxidation-assisted micro-milling process of binderless tungsten carbide

ZHANG Linghao<sup>1</sup>, ZHOU Tianfeng<sup>1,2</sup>, WU Xunwei<sup>1</sup>, LIU Peng<sup>1,2</sup>, WANG Xibin<sup>1,2</sup>, ZHAO Bin<sup>1,2</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

2. Chongqing Innovation Center, Beijing Institute of Technology, Chongqing 401120, China)

**Abstract:** Binderless tungsten carbide (BTC) is an ideal material for high-temperature resistant molds, but the high hardness and low toughness characteristics lead to a poor machinability, making efficient and precise machining difficult with existing cutting methods. In order to improve the machinability of binderless tungsten carbide and achieve high-efficiency and high-quality machining of binderless tungsten carbide, a laser-oxidation-assisted micro-milling process for tungsten carbide was proposed in this study. The oxidation ablation experiments were carried out on the surface of BTC using a 1 065 nm fiber continuous laser. The effects of different laser power levels, scanning speeds, and the number of scans on the morphology of the ablation grooves were studied to analyze the oxidation mechanism of BTC. Then micro milling experiments on the oxidation grooves were carried out. Meanwhile, a control group without laser-induced oxidation process was set up for comparison with the micro milling experiments. The advantages of the laser-oxidation-assisted micro-milling process in the machining of high-hard, brittle tungsten carbide were explored. The results show that the surface of BTC showed obvious oxidation and ablation traces when the laser power was greater than 7 W. Higher power levels and the slower scanning speed lead to more intense oxidation ablation. Under the high-temperature effects of the laser, thermal cracks generated at the bottom of the grooves, and the length of the thermal cracks was reduced by multiple laser scans. The tungsten carbide grains were oxidized at high temperatures, and the oxidation product was mainly the loose WO<sub>3</sub>. The laser oxidation process can lower the tool wear and improve the machinability of BTC.

**Keywords:** binderless tungsten carbide (BTC); laser processing; surface morphology; oxidation mechanism; micro milling; tool wear

硬质合金是一种具有硬度大、耐磨、耐腐蚀等优良性能的工程材料,在现代工业中具有举足轻重的地位,在切削刀具、钻头以及模具材料等领域有广泛的应用<sup>[1]</sup>。碳化钨材料(tungsten carbide, WC)具有

优异的物理机械性能以及化学稳定性,该材料在硬质合金领域发挥重要作用,被广泛的应用于刀具、耐磨零件以及模具材料等领域<sup>[2]</sup>。WC 硬质合金的主要成分是 WC 以及作为黏结相的 Co,其硬度随 Co

收稿日期:2024-03-01;录用日期:2024-04-22;网络首发日期:2025-03-11

网络首发地址:https://link.cnki.net/urlid/23.1235.T.20250310.1728.006

基金项目:国家自然科学基金(52205441,52375403);重庆市自然科学基金(2022NSCQ-MSX3775)

作者简介:张凌浩(1998—),男,硕士研究生;赵 斌(1991—),男,副教授,博士生导师;周天丰(1981—),男,教授,博士生导师;王西彬(1958—),男,教授,博士生导师

通信作者:赵 斌,bin.zhao@bit.edu.cn

质量分数的增大而降低,而抗弯强度随 Co 的增大而升高。但由于引入黏结相会使 WC 硬质合金的熔点降低、抗腐蚀性降低、硬度降低,并且由于黏结相与 WC 热膨胀系数不同,在高温下会使硬质合金表面质量下降,极大的限制了其在高温环境以及强腐蚀环境下的应用<sup>[3]</sup>。

无黏结相碳化钨 (binderless tungsten carbide, BTC) 是近年开发出来的新型硬质合金,其由纯 WC 或 WC 以及其他金属碳化物组成。由于没有 Co 等金属黏结相, BTC 具有传统 WC-Co 硬质合金无法比拟的高硬度、抛光性、耐腐蚀性以及抗形变能力<sup>[4]</sup>。Kanemitsu 等<sup>[5]</sup>在 1982 年首次提出了关于无黏结相碳化钨的研究。由于 WC 是一种熔点高达 2 900 ℃ 的碳化物,因此传统的烧结技术无法获得致密的无黏结相碳化钨。随着热等静压烧结 (hot isostatic pressing, HIP) 技术<sup>[6]</sup>、放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 技术<sup>[7]</sup>以及亚微米级 WC 粉末合成技术的发明和推广,才使得致密的无黏结相碳化钨的合成得以实现。目前日本钨、富士模具、黛杰工业等厂商也推出了无黏结相碳化钨产品,以应用于各个领域<sup>[4]</sup>。无黏结相碳化钨被应用在严重腐蚀性环境下的机械密封件、磨料水射流喷嘴、玻璃精密模压成型模具等方面<sup>[8]</sup>。

无黏结相碳化钨由于其具有高硬度、耐高温的优良性能,使其成为了高温磨具的理想材料。由于无黏结相碳化钨的硬度大,导致其可加工性较差。目前无黏结相碳化钨的主要加工方式主要有超精密磨削<sup>[9]</sup>、单点金刚石切削<sup>[10]</sup>、特种加工<sup>[11]</sup>以及超声震动辅助加工<sup>[12]</sup>等。对于超精密磨削、单点金刚石切削等传统机加工方式,无黏结相硬质合金的脆硬性使得临界切削深度降低、刀具磨损加剧,使其已加工表面难以保持良好的一致性。特种加工虽然避免了由于无黏结相硬质合金高硬度、低韧性带来的加工困难,但由于其非接触式加工方式,使其表面质量、形貌精度无法满足精密模压成型的要求。

激光辅助加工 (laser assisted machining, LAM), 其工作原理是先用激光对待加工材料进行处理,通过加热软化或者改性之后,使其切削性能得到提升,再通过机械加工对其进行加工的方式<sup>[13]</sup>。激光辅助切削是一种加工陶瓷材料和高温合金等难加工材料的有效方法。硬质合金的氧化会显著降低其机械性能,从而影响其可加工性。Wu 等<sup>[14]</sup>研究了等温和激光辐照条件下 WC-Co 硬质合金的氧化情况,采

用纳秒脉冲激光在空气和纯氧中进行激光诱导氧化,发现激光诱导氧化中氧化层更多孔,具有蜘蛛网和棉花的微观结构,与等温氧化截然不同。Wu 等<sup>[15]</sup>提出了激光诱导硬质合金氧化与微铣削混合的工艺,对 WC-15% Co 硬质合金进行了有激光氧化辅助和无激光氧化辅助的微铣实验,发现混合加工工艺可大大降低刀具磨损和切削力,同时还能获得精细的表面光洁度。无黏结相碳化钨由于其没有 Co 黏结剂,其在高温环境下的一致性较好,是高温模具的理想材料,可以用于熔融石英等高温玻璃的超精密模压。但无黏结相碳化钨的氧化机理鲜有报道,激光对无黏结相碳化钨的氧化效应还不明确,导致其激光诱导氧化辅助切削进展缓慢。本文将对无黏结相碳化钨的激光诱导氧化机理进行研究,并探讨无黏结相碳化钨激光诱导氧化辅助切削的可行性。

## 1 方法

### 1.1 研究对象

本文以特殊合金株式会社的无黏结相硬质合金 R07 为对象,研究无黏结相碳化钨在激光热场下的氧化烧蚀行为。如图 1 所示,试样为直径 20 mm、高度 5 mm 的圆柱,表面经抛光后粗糙度为 Ra0.054 μm。表 1 为无黏结相碳化钨 R07 的常用物理参数。



图 1 无黏结相碳化钨 R07 试样

Fig. 1 Sample of binderless tungsten carbide R07

表 1 R07 的力学参数

Tab. 1 Mechanical properties of R07

洛氏硬度/ HRA	断裂韧度/ (MPa · m <sup>1/2</sup> )	弹性模量/ GPa	泊松比	密度/ (g · cm <sup>-3</sup> )
94.8	6.5	667	0.31	14.42

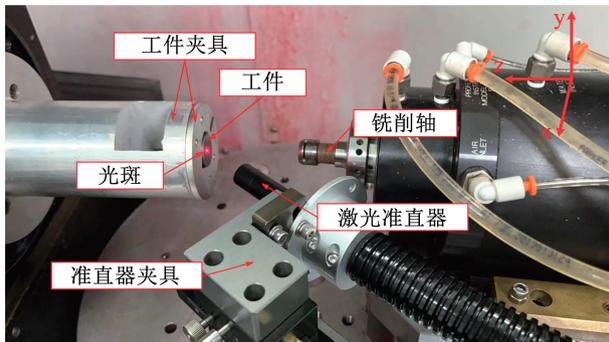
### 1.2 激光氧化实验

本文采用大族激光科技产业集团股份有限公司的光纤连续激光器,型号为 HB - GC30W - ZJ,其激光波长为 1 065 nm,输出功率范围为 0 ~ 30 W。通

过准直器可使激光光斑在距镜头 40 mm 处达到最小,最小尺寸约为 100  $\mu\text{m}$ 。如图 2 所示,本文实验平台以 Nanoform 超精密机床为基础,将激光器与工件通过自行设计的夹具集成。



(a) 激光加工平台



(b) 激光准直器与工件装夹

图 2 激光氧化实验装置

Fig. 2 Laser oxidation experimental device

采用连续性激光在不同的功率、扫描速度、扫描次数条件下对无黏结相碳化钨表面进行扫描,通过观察表面与截面形貌,测试氧化后表面元素,分析表面激光热场,研究无黏结相碳化钨在连续激光作用下的氧化机理。对于激光功率与扫描速度,采用单因素实验方案,激光功率由低到高选用 8 组:6.5、7.0、10.0、12.0、15.0、20.0、27.0、30.0 W,扫描速度选取 5 组:0.01、0.05、0.10、0.50、1.00 mm/s,总计 40 组实验。为了研究不同扫描次数对无黏结相碳化钨表面氧化的影响,选取激光功率 12.0 W,扫描速度为 0.01 mm/s 工艺参数分别对试样表面进行 1、3、5 次扫描,总计 3 组实验。

### 1.3 烧蚀沟槽微细铣削实验

为了分析激光诱导氧化工艺对无黏结相碳化钨可加工性的影响,对氧化烧蚀沟槽区域进行微细铣削切削实验,激光氧化烧蚀沟槽微细铣削实验见图 3。激光光束与 PCD 微细铣刀轴线处于同一水平面内,且刀具与工件表面的法线成  $30^\circ$  夹角。先采用激光扫描工件表面,形成氧化烧蚀沟槽,再采用 PCD 刀具对氧化烧蚀沟槽进行微细铣削加工。

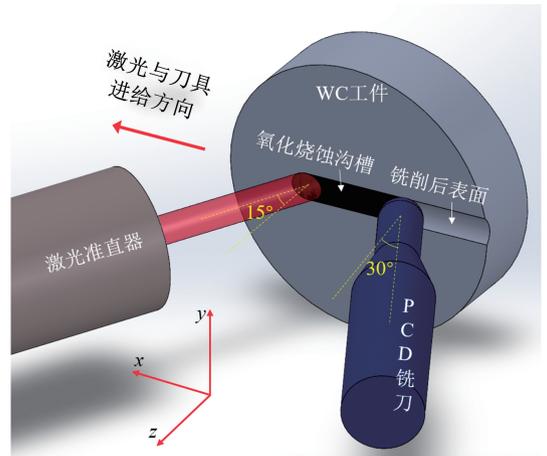


图 3 激光烧蚀沟槽微细铣削示意

Fig. 3 Schematic of laser ablation assisted micro-milling

实验中刀具采用圆弧半径  $R$  为 0.25 mm 的 PCD 单刃球头铣刀。由于无黏结相碳化钨的临界切削深度为 150 nm,因此设置铣削轴转速  $\omega = 20\,000$  r/min,进给速度  $f = 0.025$  mm/s,此时每转进给量为  $75$  nm  $<$  150 nm,铣削参数设置合理。本实验中激光光斑直径约为 100  $\mu\text{m}$ ,为保证激光氧化层被完全切除,设定铣削痕迹宽度为 120  $\mu\text{m}$ 。根据球头刀半径得出铣削深度为 7.3  $\mu\text{m}$ ,设置单次切削深度为 500 nm,微细铣削时使用切削液。

### 1.4 试样表征与测试

激光氧化试样的表征包括表面轮廓形貌、截面轮廓、微观组织、物相组成等。为了观察烧蚀沟槽截面的特征,通过对激光氧化烧蚀后试样进行镶嵌、研磨、抛光等工序,获得截面样件。采用日本基恩士激光共聚焦显微镜 VK-X260K 测量烧蚀后沟槽的表面形貌特征。采用日本电子 JSM7200F 扫描电镜观察烧蚀沟槽的表面/截面微观组织形貌,同时采用设备配备的牛津仪器 X-Max 能谱仪测量各特征区域的元素组成。

为了表征无黏结相碳化钨在激光作用下的氧化产物,采用布鲁克 D8 Focus X 射线衍射仪对激光烧蚀后的表面进行 XRD 检测。由于微区 XRD 检测的最小尺寸为  $1$  mm  $\times$   $1$  mm,激光光斑直径只有 0.1 mm。如图 4 所示,通过设定激光功率  $P = 27.0$  W,主轴转速  $S = 5$  r/min,扫描速度  $F$  为 0.50 mm/s,采用旋转扫描方法制备了半径  $R = 2$  mm 的试样。工件在扫描过程中,每转一圈,光斑向外周移动 0.1 mm,正好与光斑直径相吻合。如图 4 所示,对边缘至中心区域,由中心到边缘分别选取具有代表性的 3 个(1、2、3)位置进行 XRD 检测,分析氧化物相组成。

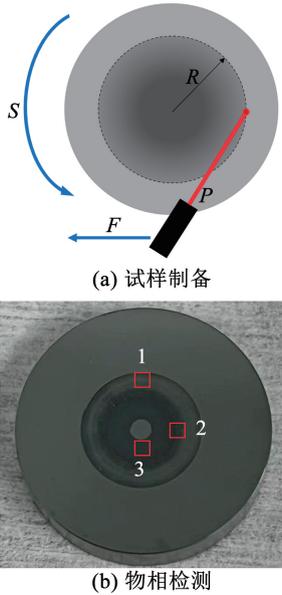


图 4 XRD 分析试样制备与检测位置示意

Fig. 4 Schematic of XRD sample preparation and detection

## 2 激光氧化与微细切削实验

### 2.1 无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽表面形貌

通过基恩士激光显微镜对无黏结相碳化钨激光烧蚀形貌进行分析,获得了不同激光功率和扫描速度下试样表面的烧蚀情况,见表 2。

表 2 不同激光功率和扫描速度下碳化钨表面烧蚀情况

Tab.2 Surface ablation of BTC at different laser powers and scanning speeds

扫描速度/ (mm·s <sup>-1</sup> )	激光功率/W							
	6.5	7.0	10.0	12.0	15.0	20.0	27.0	30.0
1.00						□	■	■
0.50				□	□	■	■	■
0.10				□	■	■	■	■
0.05	□	□	□	◊	■	■	■	■
0.01	□	◊	■	■	■	■	■	■

注:□为试样表面具有氧化痕迹但没有形成显著烧蚀沟槽,◊为试样表面初始氧化并逐渐累积的过程,■为试样表面形成稳定烧蚀沟槽。

从表 2 中可以看出,在功率 7.0 W, 速度 0.01 mm/s 和功率 12.0 W, 速度 0.05 mm/s 时,试样表面初始氧化并逐渐累积。如图 5 所示为两组参数下获得的碳化钨试样表面形貌,从图 5 中可以看出,试样表面均出现了烧蚀沟槽从不明显的细线逐渐扩大到稳定宽度烧蚀沟槽的现象。图 5 中现象表明,两组参数下均产生了激光功率的累积效应,碳化钨的氧化烧蚀处于临界状态。激光功率的累积现象是指在激光扫描过程中,激光的光能随着时间的增加,在一定区域内的能量逐渐增多。

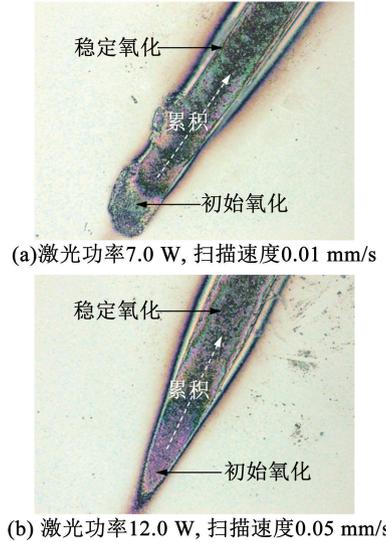
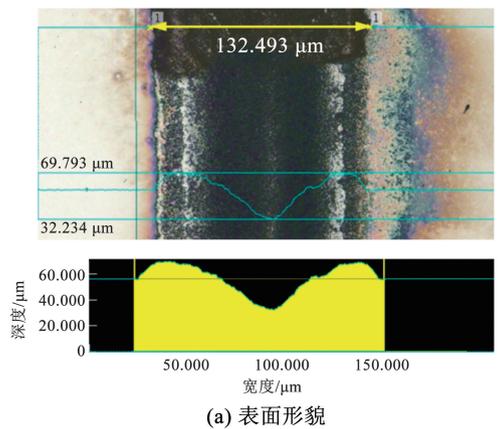


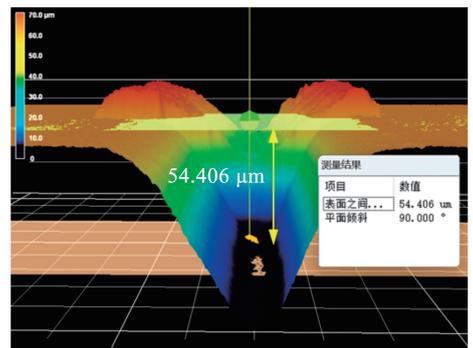
图 5 碳化钨试样表面初始氧化与累积现象

Fig. 5 Initial oxidation and accumulation on the surface of BTC samples

图 6 展示了基恩士激光共聚焦显微镜测量烧蚀宽度 and 烧蚀深度的示意图(激光功率 30.0 W, 扫描速度 0.01 mm/s)。从图 6 中可以看出,在高功率激光作用下,无黏结相碳化钨的表面出现明显的烧蚀现象,产生了较深的沟槽。在激光功率 30.0 W, 扫描速度 0.01 mm/s 条件下,碳化钨试样表面激光烧蚀宽度约为 132.493 μm,深度约为 54.406 μm。



(a) 表面形貌



(b) 三维形貌

图 6 激光烧蚀沟槽的共聚焦显微镜测量结果

Fig. 6 Confocal microscopy measurement results of laser ablation grooves

通过对不同激光参数下碳化钨试样表面形貌进行统计分析,获得了试样表面激光烧蚀宽度与深度随激光功率和扫描速度的变化曲线(见图7)。从图7(a)中可以看出,烧蚀宽度和烧蚀深度均随激光功率和扫描速度的增加而增加。当扫描速度为0.01 mm/s时,不同激光功率下烧蚀宽度和烧蚀深度均得到显著提高。对于烧蚀宽度而言,当扫描速度为0.01 mm/s时,随着激光功率的增加,平均烧蚀宽度从57.667 μm增加到132.102 μm,增加了131.36%;对于烧蚀深度而言,当扫描速度为0.01 mm/s时,随着激光功率的增加,平均烧蚀深度从0.561 μm显著增加到53.694 μm。当扫描速度≥0.05 mm/s时,激光功率对其影响不显著。

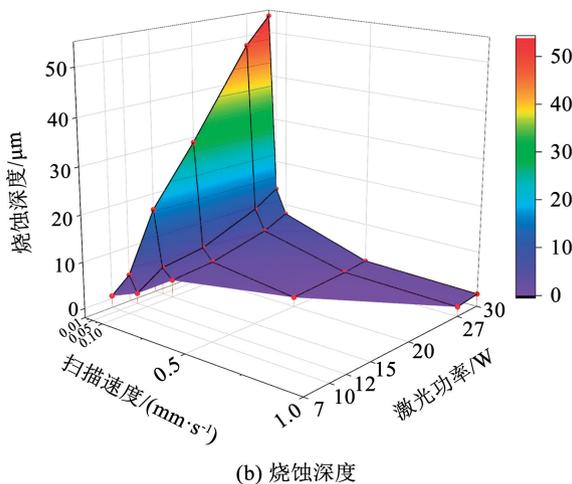
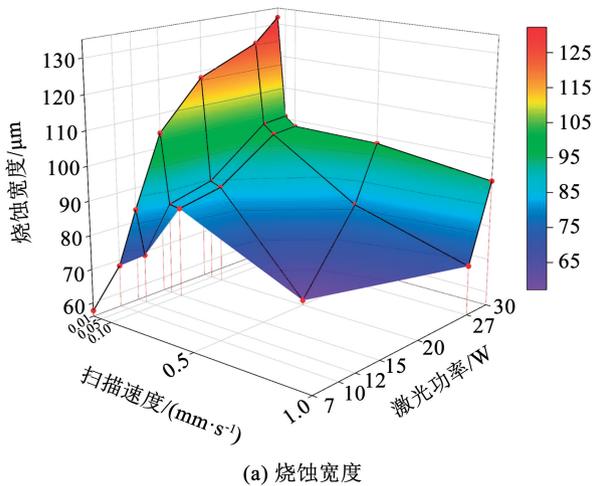


图7 激光烧蚀宽度与深度随激光功率和扫描速度变化规律  
Fig. 7 Variation of laser ablation width and depth with changes in laser power and scanning speed

为了研究激光扫描次数对无黏结相碳化钨表面的影响,设定激光功率为12.0 W,扫描速度为0.01 mm/s,分别对无黏结相碳化钨表面进行1、3、5次扫描。如图8所示为激光烧蚀特征随扫描次数的变化曲线,图中展示了不同扫描次数下烧蚀沟槽的宏观形貌。从图8中可以看出,随着扫描次数的增加,烧蚀沟槽的宽度和深度变化趋势相同,均呈现逐渐增加的趋势。其中,烧蚀宽度从78.004 μm逐渐增加到116.811 μm,增加了约49.75%;烧蚀深度从3.899 μm逐渐增加到17.676 μm,增加了约353.35%,因此激光扫描次数对烧蚀深度的影响更加显著。

观形貌。从图8中可以看出,随着扫描次数的增加,烧蚀沟槽的宽度和深度变化趋势相同,均呈现逐渐增加的趋势。其中,烧蚀宽度从78.004 μm逐渐增加到116.811 μm,增加了约49.75%;烧蚀深度从3.899 μm逐渐增加到17.676 μm,增加了约353.35%,因此激光扫描次数对烧蚀深度的影响更加显著。

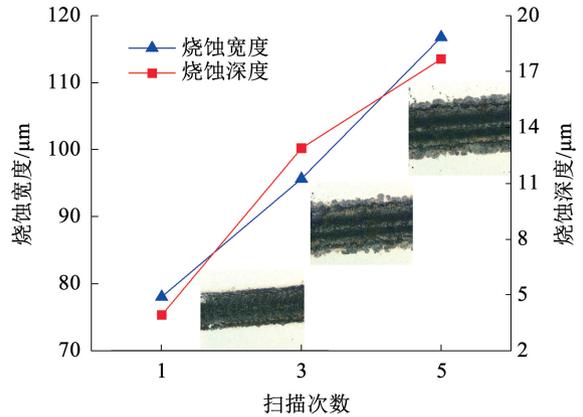
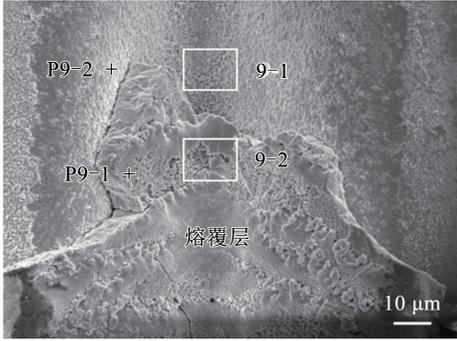


图8 激光烧蚀宽度与深度随激光扫描次数的变化曲线  
Fig. 8 Variation curves of laser ablation width and depth with increasing laser scanning passes

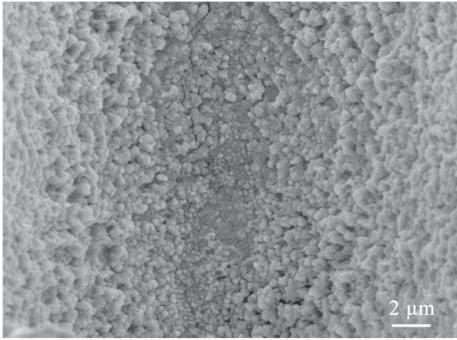
## 2.2 无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽表面微观形貌

根据不同条件下激光对无黏结相碳化钨表面的烧蚀现象,发现在高功率慢扫描的情况下,碳化钨基体表面出现了较深的烧蚀沟槽;在低功率慢扫描的情况下,基体表面只有较浅的烧蚀沟槽。为了更进一步研究无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽表面微观形貌以及元素组成,选取3组激光参数:30.0 W, 0.01 mm/s、12.0 W, 0.10 mm/s、12.0 W, 0.05 mm/s对烧蚀沟槽进行SEM测试和EDS分析。其中,30.0 W, 0.01 mm/s为高功率慢扫描实验组,碳化钨表面烧蚀沟槽产生明显的熔覆层;12.0 W, 0.10 mm/s为较低功率快扫描实验组,碳化钨表面仅有氧化痕迹无熔覆层;12.0 W, 0.05 mm/s为具有碳化钨表面初始氧化与累积现象的实验组。

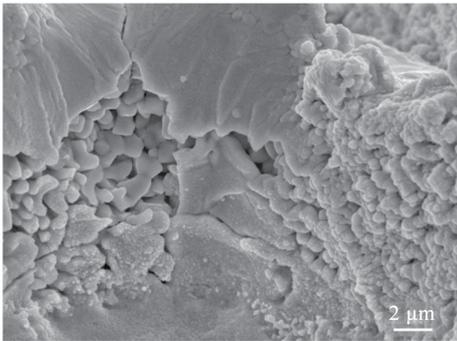
如图9所示为30.0 W,0.01 mm/s条件下碳化钨表面烧蚀沟槽的SEM图。图9(a)展示的是表面烧蚀沟槽整体形貌,从图中可以看出熔覆层发生脱落。图9(b)为9-1区域熔覆层脱落后沟槽表面形貌,表面组织被破坏,形成大量熔融凸点结构。图9(c)为9-2区域未脱落熔覆层的表面形貌,材料表面发生熔融,组织疏松。图10为熔覆层P9-1和沟槽表面P9-2的EDS测试结果。由图10中可以看出,熔覆层与沟槽表面均含有O、C、W、Ta、Ti元素,其中W、C、Ti、Ta分别为无黏结相碳化钨所含元素,O元素的原子数分数 $x(O) = 45.0\%$ ,表明在激光作用下,沟槽内部组织变化主要是高温氧化的结果。



(a) 整体形貌



(b) 9-1区域形貌



(c) 9-2区域形貌

图 9 30.0 W, 0.01 mm/s 条件下烧蚀沟槽 SEM 图

Fig. 9 SEM of ablated groove at 30.0 W, 0.01 mm/s

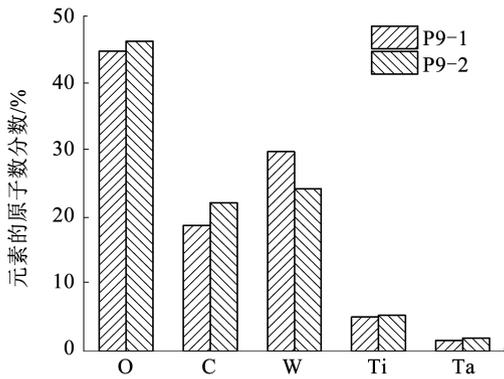
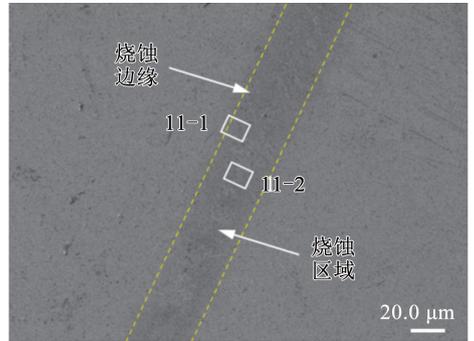


图 10 30.0 W, 0.01 mm/s 烧蚀沟槽的 EDS 测试

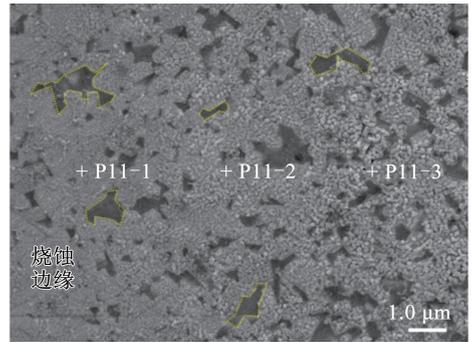
Fig. 10 EDS analysis of ablated groove at 30.0 W, 0.01 mm/s

图 11 为 12.0 W, 0.10 mm/s 条件下碳化钨表面烧蚀沟槽的 SEM 图。与 30.0 W, 0.01 mm/s 条

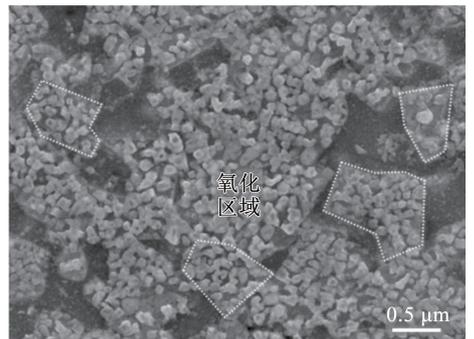
件下相比,该组实验激光功率较低,扫描速度较快,碳化钨表面出现烧蚀痕迹,并没有出现烧蚀沟槽。图 11(b)、11(c)分别为烧蚀沟槽边缘 11-1 与中心 11-2 的表面形貌。从图 11(b)中可以看出,无黏结相碳化钨的晶粒轮廓基本清晰可见,碳化钨表面发生了轻微氧化。通过对图 11(b)中 P11-1、P11-2、P11-3 处进行 EDS 分析发现,边缘至中心处的 O 元素的原子数分数分别为 3.9%、8.1%、11.8%, O 元素原子数分数逐渐增加,表明氧化程度由边缘到中心逐渐加重。结合图 11(c)可以看出,在激光高温作用下,碳化钨晶粒形貌首先发生变化,产生疏松状氧化物。



(a) 整体形貌



(b) P11-1区域



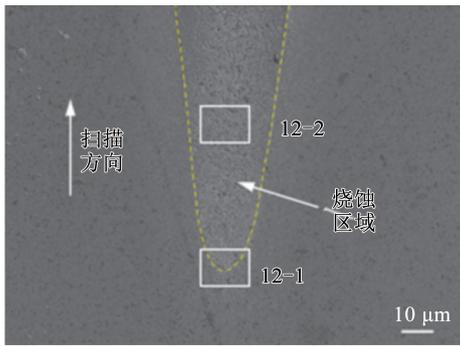
(c) P11-2区域

图 11 12.0 W, 0.10 mm/s 条件下烧蚀沟槽 SEM 图

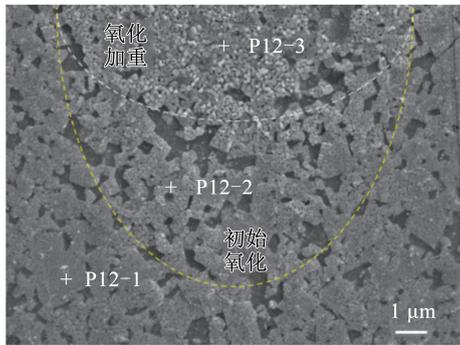
Fig. 11 SEM of ablated groove at 12.0 W, 0.10 mm/s

图 12 为 12.0 W, 0.05 mm/s 条件下碳化钨表

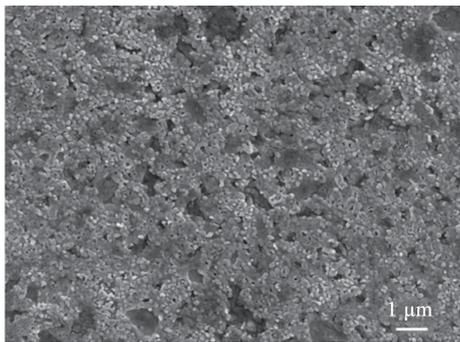
面烧蚀沟槽的 SEM 图。在该组实验条件下,碳化钨表面可以观察到烧蚀累积现象。图 12(b)、12(c) 分别为烧蚀痕迹初始位置 12-1 与烧蚀中心 12-2 的微观组织形貌。从图 12 中可以明显观察到碳化钨晶粒被氧化的过程:在初始氧化阶段晶粒表层发生轻微氧化,晶粒形貌发生轻微改变;随着激光能量累积,氧化烧蚀加重,碳化钨晶粒氧化加重,表面组织发生显著改变,生成疏松组织结构。通过对图 12(b) 中的 P12-1、P12-2、P12-3 进行 EDS 分析发现,3 个位置的 O 元素的原子数分数从 20.5% 增加到 44.5%,其中 P12-2 和 P12-3 的 O 元素的原子数分数接近。



(a) 整体形貌



(b) P12-1区域



(c) P12-2区域

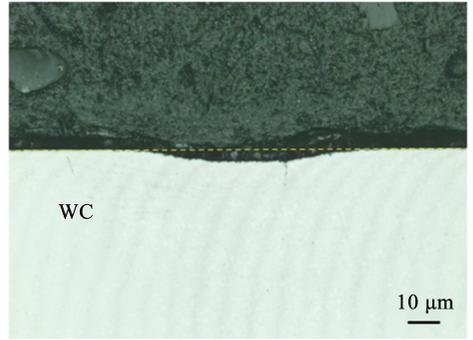
图 12 12.0 W, 0.05 mm/s 条件下烧蚀沟槽 SEM 图

Fig. 12 SEM of ablated groove at 12.0 W, 0.05 mm/s

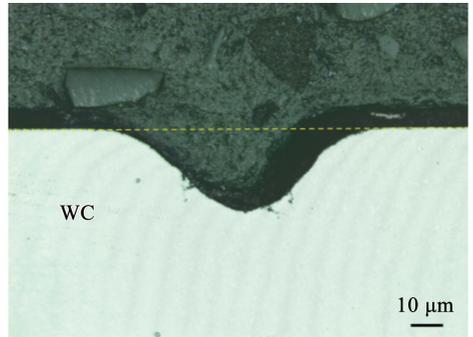
### 2.3 无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽截面特征

为了分析激光扫描无黏结相碳化钨的沟槽截面

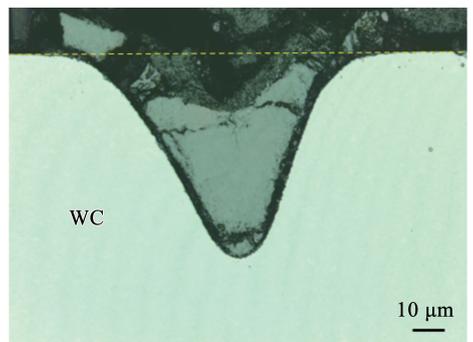
特征,选取了扫描速度为 0.01 mm/s,扫描次数 1 次,功率大小分别为 15.0、20.0、30.0 W 实验参数。图 13 为不同激光功率下沟槽截面显微镜图。从图 13 中可以看出,随着激光功率的增加,沟槽深度逐渐增加。当激光功率为 15.0 W 时,沟槽形貌为平坦浅槽形;当激光功率为 20.0 W 时,沟槽截面形貌为近半圆形结构;当激光功率为 30.0 W 时,沟槽截面形貌为深 V 形槽结构。



(a) 15.0 W



(b) 20.0 W

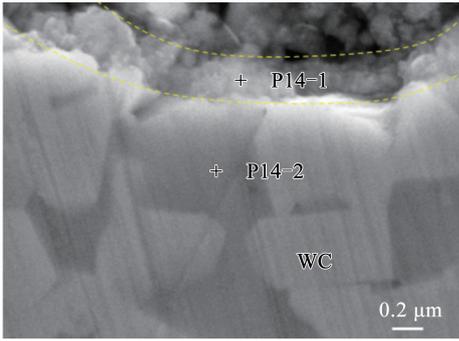


(c) 30.0 W

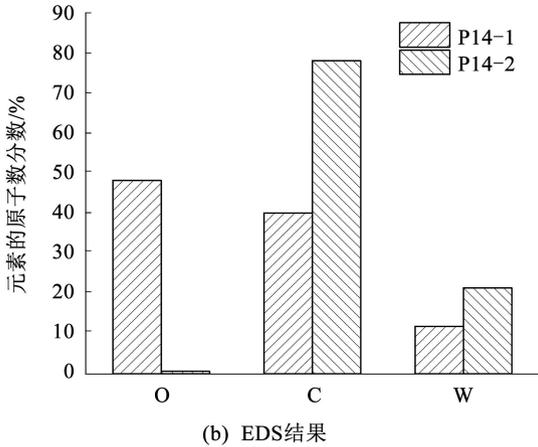
图 13 激光功率对沟槽截面的影响

Fig. 13 Influence of laser power on groove cross-section of ablation grooves

如图 14 所示为激光功率为 30.0 W 时,烧蚀沟槽底部的显微形貌和能谱分析结果。氧化层区域中 P14-1 处的 O 元素的原子数分数为 48.2%。通过对比图 14(b) 中的 P14-1 和 P14-2 能谱分析结果可知,激光烧蚀的氧化区域与碳化钨基体界线显著,不存在过渡层。



(a) 微观组织



(b) EDS结果

图 14 激光功率 30.0 W 时截面 SEM 图与 EDS 结果  
Fig. 14 SEM and EDS results of ablated groove at 30.0 W

通过观察激光作用下的无黏结相碳化钨截面发现:烧蚀沟槽表面存在微裂纹,近似垂直于表面,表现为热裂纹特征(见图 15)。热裂纹主要出现在烧蚀沟槽底部附近。如图 15(a)、15(b)所示,在功率实验组中,15.0 W 比 20.0 W 条件下的热裂纹长度短 1.0 μm,30.0 W 的热裂纹不明显。对比图 15(b)、15(d)可以看出,扫描速度改变没有显著改变热裂纹的长度。对比图 15(b)、15(e)、15(f)可以看出,随着扫描次数的增加,热裂纹的长度变短,情况得到改善,5 次扫描比 1 次扫描的热裂纹长度约短 50%。

### 2.4 无黏结相碳化钨激光氧化产物

根据无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽的 EDS 测试结果,测得了氧化物是以 W、O 元素为主,夹杂少量 Ti、Ta 元素。为了更好研究无黏结相碳化钨的激光氧化机制,对无黏结相碳化钨在激光作用下的氧化改性过程进行分析。

如图 16 所示为图 4 中 3 个激光烧蚀区域的 XRD 微区扫描结果。由于 XRD 扫描有一定的探测厚度,烧蚀层的厚度会被穿透,扫描结果会包含一部分基体材料。从图 16 中结果可以看出,除了基体材料 WC 和 TiC 以外,边缘区域 1 含有碳化钨的氧化物  $WO_3$ ;中间区域 2 和中心区域 3 均含有碳化钨的

氧化物  $WO_3$ 、少量  $WO_{2.92}$  和微量  $W_5O_{14}$ 。无黏结相碳化钨在激光作用下产生的氧化物为不同类型的氧化钨。

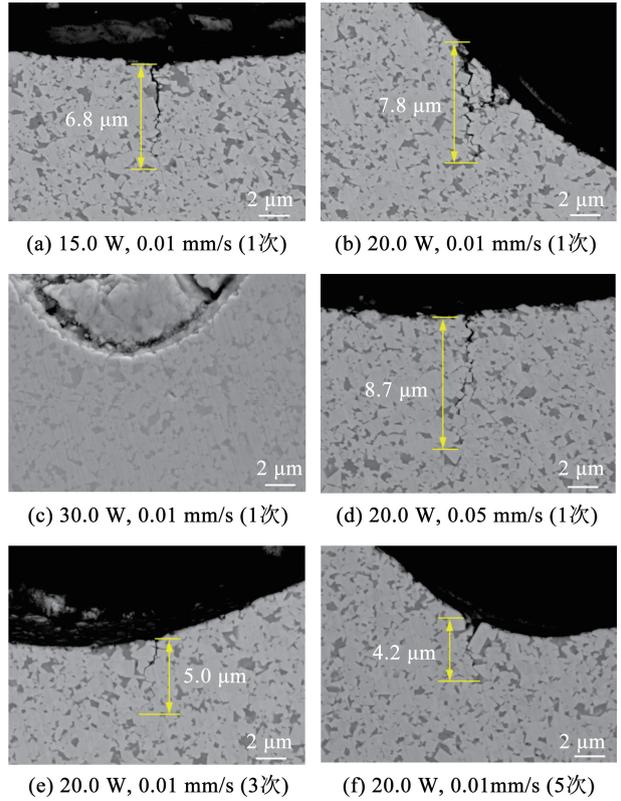


图 15 不同激光参数下沟槽截面微裂纹 SEM 图

Fig. 15 SEM of the groove cross-section at different laser powers

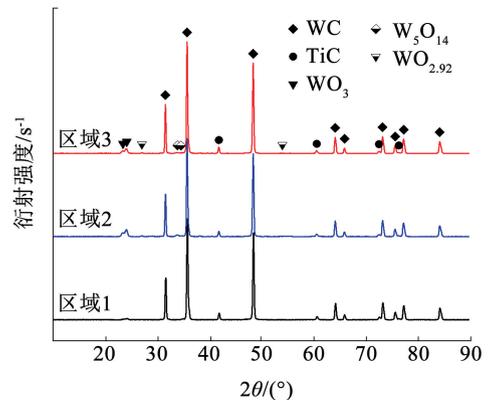


图 16 碳化钨激光烧蚀区域 XRD 微区扫描结果  
Fig. 16 XRD results of laser ablation region of BTC

### 2.5 激光烧蚀沟槽微细铣削实验

由于铣削深度设置为 7.3 μm,为了使氧化烧蚀沟槽完全被切除,需选择氧化烧蚀深度小于 7.3 μm 的激光参数。当激光功率 12.0 W, 扫描速度 0.05 mm/s 扫描 5 次时,得到深度 6.0 μm 的沟槽。为了对比激光诱导氧化辅助微铣削的效果,设置直接微细铣削无黏结相碳化钨表面的对照组,切削参数与实验组一致。

图 17 为采用微细铣刀铣削烧蚀沟槽后的显微镜图,其中图 17(a)为微细铣削后沟槽的整体形貌,从图 17(a)中可以看出,沟槽表面有残余热裂纹存在。图 17(b)为虚线处的截面轮廓,微细铣削后,沟槽轮廓清晰且平滑,经测量得出铣削沟槽宽度约为 125.417  $\mu\text{m}$ ,沟槽深度约为 7.525  $\mu\text{m}$ 。

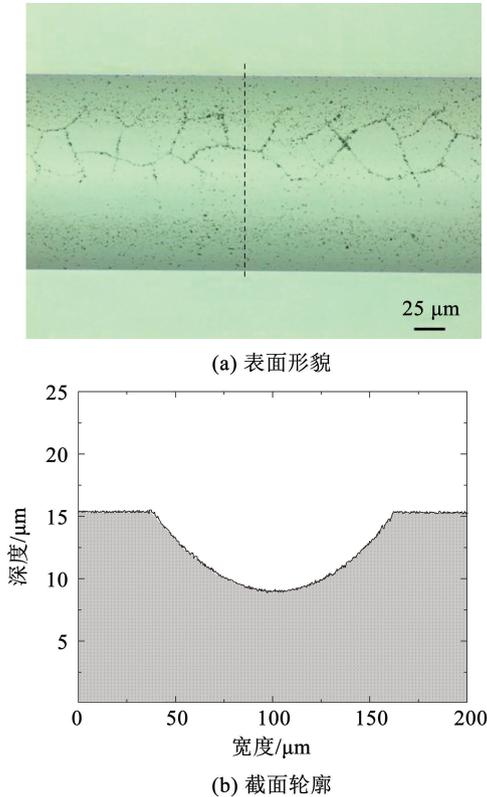


图 17 烧蚀沟槽微细铣削表面的显微镜图与截面轮廓

Fig. 17 Microscope surface and cross-sectional profile of the ablated groove after micro-milling

图 18 为微细铣削沟槽表面的 SEM 图。图 18(a)展示了残余热裂纹随机分布在沟槽底部附近,与图 15 中热裂纹的分布情况一致。图 18(b)为残余热裂纹局部的形貌特征,从图 18(b)可以发现,WC 晶粒清晰,氧化烧蚀层被完全去除,除残余热裂纹以外,表面无明显刀痕,沟槽表面质量相对较好。

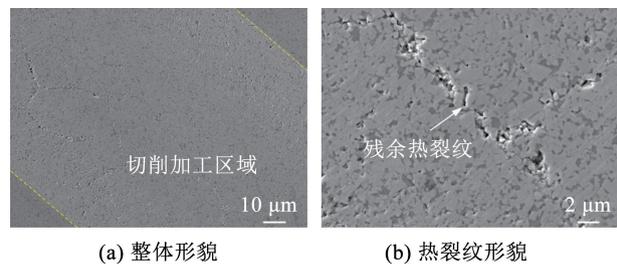


图 18 烧蚀沟槽微细铣削表面 SEM 图像

Fig. 18 SEM of ablated groove after micro-milling

图 19 为实验组与对照组 PCD 微细铣刀后刀面的 SEM 图像。在实验组中,PCD 刀具的磨损以后刀面磨损为主,没有出现崩刃现象,磨损带比较均匀,

磨损宽度约为 3.0  $\mu\text{m}$ 。在对照组中,PCD 刀具在切削过程中发生了崩刃现象。通过激光高温氧化作用,碳化钨烧蚀沟槽表面形成疏松氧化层,在后续的切削过程中,材料表面的氧化层容易去除,材料去除量较少,刀具磨损降低。因此,激光诱导氧化辅助加工工艺使无黏结相碳化钨的可加工性得到改善,是一种高效加工无黏结相碳化钨的方式。

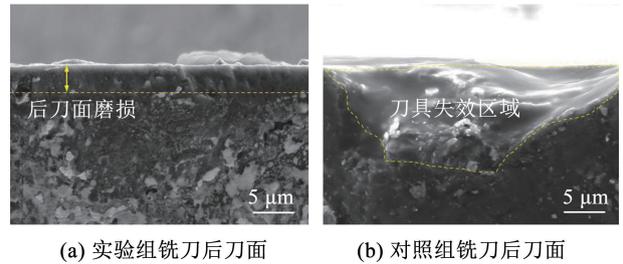


图 19 实验组与对照组后刀面磨损 SEM 图像

Fig. 19 SEM of tool flank wear of the experimental group and the control group

从图 17(a)与图 18(a)可以看出,切削沟槽的表面质量整体较好,但沟槽底部有激光诱导氧化产生的热裂纹。根据无黏结相碳化钨激光烧蚀沟槽截面特征中结果,激光功率 12.0 W,扫描速度 0.05 mm/s,扫描 5 次时,热裂纹长度减少 50% 即为 3.0  $\mu\text{m}$  左右。实验组铣削后沟槽实际深度约为 7.5  $\mu\text{m}$ ,去除烧蚀沟槽深度 6.0  $\mu\text{m}$ ,因此残余热裂纹长度在 1.5  $\mu\text{m}$  左右。结合图 18(b)可知,通过铣削加工沟槽表面氧化层被完全去除,显现出无黏结相碳化钨基体。由表 1 可知无黏结相碳化钨硬度 94.8 HRA,进一步铣削会增加刀具磨损。根据图 7 激光工艺对烧蚀沟槽形貌的影响结果,无黏结相碳化钨的临界烧蚀功率为 7.0 W,因此后续将在临界烧蚀功率 7.0 W 以下开展激光软化辅助微细铣削试验,进一步去除热裂纹缺陷层,提高表面质量。

### 3 讨论

#### 3.1 激光工艺对烧蚀沟槽形貌的影响

激光烧蚀是由于激光照射在无黏结相碳化钨的表面,光能一部分被散射另一部分被吸收转化为内能,使碳化钨表面局部温度迅速升高,达到材料氧化温度,形成烧蚀沟槽,熔融后的材料重新凝固在沟槽表面形成熔覆层。根据图 6(b),能够清晰观察到烧蚀沟槽表面熔覆层的断面。此断面是由于在进行共聚焦显微镜观察前,对试样进行了超声波清洗,洗掉了一部分的熔覆层,该现象说明:激光烧蚀产生的熔覆层与碳化钨基体材料的结合力较弱。根据图 14,烧蚀沟槽上的熔覆层由于其结合力弱,在制作截面试样时脱落,残留在基体表面的为结合力较强的氧

化层;氧化层较薄,测得氧化层厚度仅为  $0.4\ \mu\text{m}$  左右,其受激光功率、扫描速度、扫描次数影响不大,因此在激光作用下,无黏结相碳化钨表面烧蚀沟槽的宏观结构如图 20 所示,包含了碳化钨基体、界面氧化层、弱结合熔覆层。

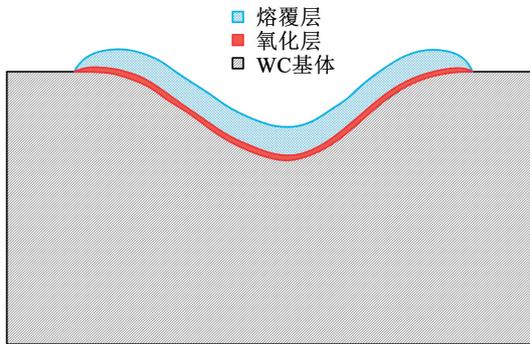


图 20 烧蚀沟槽截面示意

Fig. 20 Schematic of the ablated groove cross-section

结合图 7 可知,激光烧蚀的宽度与深度与激光的功率和扫描速度有关,激光功率越大、扫描速度越慢,碳化钨基体材料吸收的光能越多,温度越高,烧蚀越剧烈。扫描次数实验结果表明,在对烧蚀后的沟槽进行重复烧蚀过程中,热量会先作用在熔覆层上,使之重新熔融、气化,随后作用在沟槽的底部和侧壁使之发生进一步的烧蚀,从而让深度和宽度进一步增大。本文研究的目标对象为深度  $10\ \mu\text{m}$  的柱面微透镜结构。假设以烧蚀宽度  $100\ \mu\text{m}$ ,烧蚀深度为  $10\ \mu\text{m}$  沟槽结构为优化目标,对应激光参数为  $30.0\ \text{W}$ ,  $0.05\ \text{mm/s}$ ,  $27.0\ \text{W}$ ,  $0.05\ \text{mm/s}$ ,  $15.0\ \text{W}$ ,  $0.01\ \text{mm/s}$ (扫描 1 次)或  $12.0\ \text{W}$ ,  $0.01\ \text{mm/s}$ (扫描 3~5 次),但本文加工工艺包括激光氧化和微细铣削两个环节。由图 15 可知,激光氧化烧蚀会使沟槽产生热裂纹。为避免微细铣削后表层残留热裂纹缺陷,需确保氧化烧蚀沟槽深度与其底部热裂纹长度的总和小于  $10\ \mu\text{m}$ 。当激光氧化烧蚀沟槽深度为  $6.0\ \mu\text{m}$  时,其热裂纹长度约为  $3.0\ \mu\text{m}$ ,经后续切削加工能够保证加工表面质量。

从图 9 和图 14 中可以看出,熔覆层与氧化层均为蓬松的多孔结构,与质密的无黏结相碳化钨基体有明显区别。且熔覆层的结构较为疏松,孔洞较大;氧化层的结构孔隙较小,较为紧密,成絮状。由图 10 中可知,P9-1 和 P9-2 氧元素的原子数分数基本相同,表明熔覆层与氧化层的组成成分基本相同。较高的氧元素的原子数分数说明在激光烧蚀无黏结相碳化钨时,碳化钨与氧气发生了充分的反应。

图 11(b)和图 12(b)展示了烧蚀沟槽边缘附近的微观形貌特征,从图中可以看出:越靠近烧蚀中心处,碳化钨表面因氧化而生成的微型凸起越显著越

密集,表面粗糙度越大;而越靠近烧蚀边缘处,这种凸起越小越稀疏,碳化钨晶界越清晰。从图 11(c)和图 12(c)可以更加清晰的看出,碳化钨晶粒表明生成了絮状结构。通过图 12 中 P12-3 氧化区域可以发现,氧化区域氧元素的原子数分数约为  $45.0\%$ ,与图 9 中熔覆层中的氧元素的原子数分数接近。这种现象说明了在出现明显烧蚀沟槽之后,烧蚀沟槽的含氧量趋于稳定。

从图 15 可知,激光作用下,垂直于烧蚀沟槽表面产生热裂纹。在激光加热无黏结相碳化钨时,由于激光高斯能量的作用,烧蚀沟槽内发生了快速加热和冷却的过程,热冲击使材料内部产生热应力。由于无黏结相硬质合金的断裂韧性较低(见表 1),激光烧蚀表面存在微观缺陷,因此在热冲击作用下,烧蚀沟槽表面缺陷发生裂纹扩展,形成热裂纹。从图 15(b)、15(e)、15(f)可知,多次扫描能够有效降低热裂纹的长度。由于第 1 次扫描后,碳化钨表面形成沟槽,后续的扫描时激光能量沿沟槽表面重新分布,降低了热冲击,随着材料的逐步去除,热裂纹随着扫描次数的增加而变短。通过上述分析可以得出,为了避免热裂纹对材料表面和后期服役性能的影响,在进行激光氧化改性无黏结相碳化钨表面时,采用多次扫描的方式能够降低热裂纹长度,同时应选择较小的激光功率、较大的激光扫描速度。

### 3.2 无黏结相碳化钨氧化改性机理分析

根据图 16 中氧化区域 XRD 结果,得出了碳化钨氧化物分别有  $\text{WO}_3$ 、 $\text{WO}_{2.92}$  和  $\text{W}_5\text{O}_{14}$ ,其化学方程式分别为:



式中:式(1)中  $\text{O}_2$  与  $\text{WC}$  的比例为  $2.50:1.00$ ,式(2)中  $\text{O}_2$  与  $\text{WC}$  的比例为  $2.40:1.00$ ,式(3)中  $\text{O}_2$  与  $\text{WC}$  的比例为  $2.46:1.00$ ,表明  $\text{WO}_{2.92}$  和  $\text{W}_5\text{O}_{14}$  为碳化钨未完全氧化的产物。式(1)所述反应在 3 个 XRD 微扫描区域均有发生,说明该式为碳化钨氧化的主反应。

不同于含黏结相的  $\text{WC-Co}$  硬质合金的氧化过程(金属 Co 先发生氧化),无黏结相碳化钨硬质合金在高温时以碳化钨晶粒的氧化为主。在激光高温作用下,碳化钨晶粒发生氧化,结构被破坏,主要生成多孔状氧化物  $\text{WO}_3$ 。

## 4 结 论

1)进行了对无黏结相碳化钨的激光氧化实验,发现功率累积现象会使光能转化为碳化钨表面材料

的内能,激光功率越大、扫描速度越慢,功率累积现象越明显,表面烧蚀沟槽宽度与深度越大。当功率高于7.0 W时,碳化钨表面会产生明显烧蚀沟槽。

2)通过观察激光氧化烧蚀痕迹,发现无黏结相碳化钨激光氧化改性后的表面呈现疏松多孔的絮状物,且在烧蚀后表面附着有结合力很弱的熔覆层,在碳化钨基体与熔覆层间存在平均厚度为0.4 μm的残留氧化层。

3)通过观察激光氧化烧蚀沟槽的截面特征,发现无黏结相碳化钨激光氧化改性后会在沟槽底部出现热裂纹。通过增加扫描次数能够降低热裂纹长度,激光功率或扫描速度对热裂纹长度影响不大。

4)通过对氧化层进行XRD观测,发现无黏结相碳化钨在激光作用下以碳化钨晶粒的氧化为主,主要氧化产物为 $WO_3$ 。在高温作用下,碳化钨晶粒发生氧化,结构被破坏,与含黏结相的WC-Co硬质合金的氧化机制不同。

5)进行了激光烧蚀沟槽的微细铣削实验,证明了激光诱导氧化辅助切削工艺可以改善无黏结相碳化钨切削加工性,有助于提高加工效率,降低刀具磨损。

## 参考文献

- [1] GARCÍA J, CIPRÉS V C, BLOMQUIST A, et al. Cemented carbide microstructures: a review [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 80: 40. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004
- [2] POETSCHKE J, RICHTER V, HOLKE R. Influence and effectivity of VC and  $Cr_3C_2$  grain growth inhibitors on sintering of binderless tungsten carbide [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2012, 31: 218. DOI:10.1016/j.ijrmhm.2011.11.006
- [3] 邹芹, 李爽, 李艳国. 无黏结相 WC 硬质合金的研究进展 [J]. *硬质合金*, 2021, 38(4): 297  
ZOU Qin, LIU Shuang, LI Yanguo. Research progress of binderless WC tungsten carbide [J]. *Cemented Carbide*, 2021, 38(4): 297. DOI:10.3969/j.issn.1003-7292.2021.04.010
- [4] 刘超. 无黏结相硬质合金的发展及展望 [J]. *中国材料进展*, 2016, 35(8): 622  
LIU Chao. The development and prospect of binderless carbide [J]. *Materials China*, 2016, 35(8): 622. DOI:10.7502/j.issn.1674-

3962. 2016. 08. 09
- [5] KANEMITSU Y, NISHIMURA T, YOSHINO H, et al. Effect of hot isostatic pressing on binderless cemented carbide [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1982, 1(2): 66
- [6] WANG Yong, ZHU Degui, JIANG Xiaosong, et al. Binderless sub-micron WC consolidated by hot pressing and treated by hot isostatic pressing [J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2014, 122(1425): 329. DOI:10.2109/jcersj2.122.329
- [7] OMORI M. Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS) [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 287(2): 183. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00773-5
- [8] 王鹏, 时凯华, 顾金宝, 等. 不同黏结相碳化钨基硬质合金的研究与应用(II) [J]. *硬质合金*, 2020, 37(2): 152  
WANG Peng, SHI Kaihua, GU Jinbao, et al. A review on WC-based cemented carbides with different binder phases (II) [J]. *Cemented Carbide*, 2020, 37(2): 152. DOI:10.3969/j.issn.1003-7292.2020.02.009
- [9] YAN Guangpeng, FANG Fengzhou. Fabrication of optical freeform molds using slow tool servo with wheel normal grinding [J]. *CIRP Annals*, 2019, 68(1): 341. DOI:10.1016/j.cirp.2019.04.083
- [10] GOEL S, LUO Xichun, COMLEY P, et al. Brittle-ductile transition during diamond turning of single crystal silicon carbide [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2013, 65: 15. DOI:10.1016/j.ijmactools.2012.09.001
- [11] 李乾坤, 刘学青, 成荣. 基于激光加工的玻璃透镜阵列制备 [J]. *激光技术*, 2021, 45(2): 131  
LI Qiankun, LIU Xueqing, CHENG Rong. Fabrication of glass microlens arrays by laser-based technology [J]. *Laser Technology*, 2021, 45(2): 131. DOI: 10.7510/jgjs.issn.1001-3806.2021.02.001
- [12] GUO Bing, ZHAO Qingliang. Ultrasonic vibration assisted grinding of hard and brittle linear micro-structured surfaces [J]. *Precision Engineering*, 2017, 48: 98. DOI:10.1016/j.precisioneng.2016.11.009
- [13] ZHAO Guolong, ZHAO Biao, DING Wenfeng, et al. Nontraditional energy-assisted mechanical machining of difficult-to-cut materials and components in aerospace community: a comparative analysis [J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2024, 6(2): 022007. DOI:10.1088/2631-7990/ad16d6
- [14] WU Xian, SHEN Jianyun, JIANG Feng, et al. Study on the oxidation of WC-Co cemented carbide under different conditions [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, 94: 105381. DOI:10.1016/j.ijrmhm.2020.105381
- [15] WU Xian, LI Liang, HE Ning, et al. Laser induced oxidation of cemented carbide during micro milling [J]. *Ceramics International*, 2019, 45(12): 15156. DOI:10.1016/j.ceramint.2019.04.257

(编辑 张红)