

文章编号 1004-924X(2026)09-1423-18

聚晶立方氮化硼脉冲激光烧蚀传热与去除规律

江超凡^{1,2}, 韩江标³, 刘大双⁴, 李宇佳^{1,2}, 丁宗业^{5*}, 纠永涛^{1,2*}

(1. 中国机械总院集团 宁波智能机床研究院有限公司, 浙江 宁波 315700;

2. 宁波中机松兰刀具科技有限公司, 浙江 宁波 315700;

3. 宁波大学 机械设计与智能制造学院, 浙江 宁波 315211;

4. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009;

5. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘要:针对多脉冲纳秒激光烧蚀聚晶立方氮化硼过程中瞬态温升剧烈、热积累显著及烧蚀尺寸预测困难的问题,建立一种瞬态传热与材料去除耦合模型。基于组分体积分数混合与 Voigt-Reuss-Hill 规则,构建温度依赖等效热物性模型,通过建立考虑高斯空间分布、多脉冲时间调制和扫描驻留行为的瞬态传热模型,设置峰值温升和热累积两种计算工况,再引入 Arrhenius 积分去除判据,结合“低功率动力学锚定结合高功率修正”的两阶段标定策略,建立烧蚀尺寸预测方法,并结合 1-pass 与 7-pass 两个代表性工况进行实验对比验证。实验结果表明, PcBN 表面温度呈“快速升温、缓慢冷却”的周期性响应,脉冲间存在明显热积累,且经高温物理修正后,模型抑制了高功率条件下表面峰值温度的非物理高估。单道次和七道次烧蚀深度预测的 R^2 分别为 0.906 和 0.708,对横截面积变化趋势亦具有较好表征能力。截面 SEM 结果表明,高功率条件下沟槽近表层存在更明显的重熔再沉积层及热影响区,这也是表面宽度测量差异的重要来源。该模型可较好描述多脉冲纳秒激光烧蚀聚晶立方氮化硼的瞬态热响应与材料去除过程,为其激光加工热作用分析和参数优化提供了依据。

关键词: 纳秒激光烧蚀; 聚晶立方氮化硼; 瞬态传热; Arrhenius 积分

中图分类号: TG665 **文献标识码:** A

doi: 10.37188/OPE.20263409.1423 **CSTR:** 32169.14.OPE.20263409.1423

Heat transfer and material removal rule in pulse laser ablation of polycrystalline cubic boron nitride

JIANG Chaofan^{1,2}, HAN Jiangbiao³, LIU Dashuang⁴, LI Yujia^{1,2}, DING Zongye^{5*}, JIU Yongtao^{1,2*}

(1. Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd., China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, China;

2. Ningbo Zhongji Songlan Cutting Tool Technology Co., Ltd., Ningbo 315700, China;

3. School of Mechanical Engineering and Intelligent Manufacturing, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

4. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;

5. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University,

收稿日期: 2026-03-25; **修订日期:** 2026-04-03.

基金项目: 宁波市“甬江人才工程”青年创新人才项目(No. 2024A-334-G); 2023年度中国机械总院创新领军人才创新团队项目

Shanghai 200240, China)

* Corresponding author, E-mail: dingzongye@sjtu.edu.cn; jiuyongtao@camsouth.com.cn

Abstract: A temperature-dependent equivalent thermophysical property model was first developed. It was based on constituent volume-fraction mixing and the Voigt-Reuss-Hill scheme. Then, a transient heat-transfer model was established. It considered Gaussian spatial distribution, multi-pulse temporal modulation, and scanning dwell behavior. Two computational cases were defined. They described peak temperature rise and heat accumulation, respectively. An Arrhenius-integral-based removal criterion was further introduced. A two-stage calibration strategy was adopted. It combined low-power kinetic anchoring with high-power correction. This strategy was used to predict ablation dimensions. Experimental validation was performed under two representative conditions, namely 1-pass and 7-pass ablation. The PcBN surface temperature showed a periodic response. Rapid heating and slow cooling were observed. Clear inter-pulse heat accumulation was found. After high-temperature physical correction, the model suppressed the non-physical overestimation of surface peak temperature at high power. The R^2 values of depth prediction were 0.906 and 0.708 for single-pass and seven-pass ablation, respectively. The model also described the variation trend of cross-sectional area well. Cross-sectional SEM results showed a more obvious remelted and redeposited layer near the groove surface at high power. A more pronounced heat-affected zone was also observed. These features were important sources of the measured width deviation. The proposed model can describe the transient thermal response and material removal behavior during multi-pulse nanosecond laser ablation of PcBN. It provides a theoretical basis for thermal-effect analysis and process optimization in PcBN laser machining. A coupled model was established for transient heat transfer and material removal in polycrystalline cubic boron nitride (PcBN). It addresses rapid transient heating, strong heat accumulation, and difficult prediction of ablation dimensions during multi-pulse nanosecond laser ablation.

Key words: nanosecond laser ablation; polycrystalline cubic boron nitride; transient heat transfer; arrhenius integral

1 引言

聚晶立方氮化硼 (Polycrystalline Cubic Boron Nitride, PcBN) 是一类超硬刀具材料, 因其对铁系材料具有较高的化学稳定性、优异的高温硬度和良好的热稳定性, 被广泛应用于淬硬钢、铸铁及部分高温合金的精密切削加工^[1-3]。刀具寿命与加工质量不仅取决于材料性能, 还与刃口微观几何及表面完整性密切相关, 因此, 建立可控、可重复的刃口修整与表面工程方法, 对提升 PcBN 刀具服役性能具有重要意义^[2]。

相比砂轮磨削、尼龙刷磨削和磁粒流加工, 脉冲激光加工具有非接触、能量密度高、路径可编程和易于集成等优势, 为 PcBN 刀具刃口成形、表面微结构构筑及改性提供了新途径^[4-6]。然而, PcBN 在纳秒激光作用下表现出显著的热效应特

征, 往往伴随粘结相熔化与再凝固、立方氮化硼 (cBN) 向六方氮化硼 (hBN) 转变及后续氧化等一系列复杂物理化学过程, 进而引起重铸层形成、热影响区扩展以及热裂纹等缺陷, 最终导致材料硬度和耐磨性下降, 并限制可用工艺窗口^[3,6-8]。因此, 有必要从瞬态热过程、结构转变与材料去除耦合机制出发, 建立能够服务于工艺预测与参数优化的机理模型^[6,8]。

目前, PcBN 刀具材料的精密加工与刃口制备仍存在技术痛点。不同工艺方法在一致性、表面质量、效率、加工难度及成本之间存在明显权衡。对于 PcBN 而言, 由于其具有高硬度和良好的耐磨性, 传统机械精加工往往存在加工成本高、工具磨损大与复杂局部区域成形受限等问题, 这也限制了其在高一致性精密修刃与表面功能构筑中的应用。与传统机械方法相比, 激光加

工属于非接触式去除手段,具有无工具磨损、自动化潜力高以及几何灵活性强等优势,被认为是PcBN刀具几何特征生成与表面工程的重要方法。已有研究表明,超短脉冲激光(皮秒、飞秒)非常适合PcBN加工,并且相较于纳秒脉冲,能够减弱热诱导相变和热损伤。然而,纳秒激光在工程装备中仍具有成本较低、材料去除效率较高及更适合大面积或高效率加工等现实优势,在激光切割,断屑槽加工等方面应用广泛,而超短脉冲系统通常伴随更高的设备与维护成本,故围绕纳秒脉冲特别是百纳秒量级工况建立热作用与材料去除模型,对工艺窗口优化与工程应用更具现实意义。

针对纳秒激光热烧蚀,现有研究常采用高斯光束描述空间能量分布,以等效吸收或Beer-Lambert定律表征能量沉积,并结合瞬态热传导方程预测温度场和烧蚀轮廓^[9-10]。研究表明,脉冲加工中的热积累会影响后续脉冲的温度响应与去除阈值,该过程和温度依赖热物性、吸收行为及蒸发边界效应密切相关^[11-13]。在单晶金刚石、硅等材料中,已有研究实现了纳秒脉冲扫描条件下温度场和形貌演化的预测^[14-15]。

然而,PcBN由高体积分数cBN颗粒与金属粘结相组成,材料热物性具有明显复合特征。现有研究多集中于表面形貌、相变行为及不同激光参数对加工结果的实验表征,而对于多脉冲扫描条件下瞬态峰值温升、道次间热积累与材料去除之间关系的统一建模仍显不足。此外,现有相关建模工作主要面向单一材料温度场分析、烧蚀深度或轮廓预测以及相变动力学描述,尚缺乏针对PcBN多脉冲纳秒激光烧蚀过程的多时间尺度

热-去除耦合建模框架。基于此,本文针对PcBN复合材料热物性参数难以直接获取、纳秒脉冲峰值响应与多道次热积累并存以及高功率条件下峰值温度易出现非物理高估等问题,建立了多脉冲纳秒激光烧蚀PcBN的瞬态传热与材料去除耦合模型。具体而言,首先,基于组分体积分数混合与Voigt-Reuss-Hill规则构建温度依赖等效热物性模型;随后,建立共享统一热源表达和能量标定口径的Study-Peak与Study-Accum双工况求解框架,分别表征脉冲尺度峰值温升与驻留尺度热积累过程;进一步引入高温区热物性有界延拓与等效高温能量损失修正,并结合Arrhenius积分去除判据,提出“低功率动力学锚定结合高功率有效耦合修正”的两阶段标定策略,实现多功率、多道次条件下烧蚀深度及去除量变化趋势的计算与实验验证。需要说明的是,本文重点关注多脉冲条件下的瞬态热响应与等效材料去除行为,对于重熔流动、再凝固堆积以及热裂纹萌生与扩展等更复杂的缺陷演化问题,仅将其作为影响表观形貌和宽度测量差异的重要物理背景加以讨论,未进一步展开专门的显式建模与系统研究。

2 实验材料和方法

2.1 实验材料

本研究选用典型高韧性PcBN刀具材料,记为PcBN-1,由体积分数为90%的立方氮化硼(cBN)颗粒与10%的金属粘结相构成。表1汇总了PcBN-1室温下的关键热物性参数,用于后续热过程建模的初始标定输入。

表1 室温下PcBN-1的主要材料参数

Tab. 1 Main material properties of PcBN-1 at room-temperature

cBN体积分数/%	cBN粒度/ μm	密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	热导率/ $(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	比热容/ $(\text{J}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	热扩散率/ $(\text{mm}^2\cdot\text{s}^{-1})$
90	2.5	4.2	94.10	0.53	43.03

图1给出了PcBN-1的背散射扫描电子显微镜(BSE-SEM, ZEISS EVO 10)组织形貌,并结合能谱(EDS)对其元素组成进行表征,结果见表2。需要指出,B,N等轻元素特征X射线能量低,

易发生吸收与谱峰重叠,因此其EDS结果仅作为半定量参考,EDS结果主要用于识别W,Co,Al等粘结相相关元素组成^[16-17]。上述实验口径与前期工作保持一致。

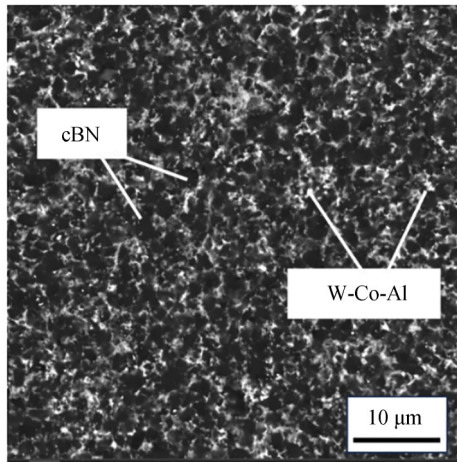


图 1 PcBN-1 的 BSE-SEM 组织形貌
Fig. 1 BSE-SEM micrograph of PcBN-1

表 2 PcBN-1 的 EDS 分析结果
Tab. 2 EDS analysis results of PcBN-1

Element	B	C	N	O	W	Co	Al
w/%	32.17	13.60	29.19	2.03	4.16	17.35	1.47

2.2 实验及分析方法

激光烧蚀实验在 DMG MORI LASERTEC 20 PrecisionTool 五轴激光加工平台上完成。为分离平均功率对烧蚀响应的影响,在保持脉冲宽

度、重复频率、扫描速度与聚焦条件不变的前提下,仅改变平均功率 P_{avg} ,依次设置为 2, 4, 6, 8, 10 W, 在同一样品上进行加工,扫描策略如图 2(a) 所示。

图 2(b) 展示了纳秒激光去除 PcBN 材料的作用机制,在激光作用下,入射光能首先被 cBN 颗粒及金属粘结相吸收并迅速转化为热能,使表层产生瞬态高温。当局部温度-时间历程达到一定条件时,cBN 发生向 hBN 的同素异构转变,并在空气环境下进一步伴随氧化过程;与此同时,粘结相在高温下易发生熔融甚至局部汽化,熔融物在表面张力和快速冷却作用下再凝固,形成重凝固堆积。随着热量向材料内部扩散,近表层区域形成热影响区(HAZ),并诱发裂纹等热损伤特征。因此,纳秒激光加工 PcBN 的材料去除并非单一的热蒸发过程,而是局部吸收升温、相变氧化、粘结相熔融/再凝固及热扩散共同作用的结果。该机理示意也为后续多脉冲瞬态传热建模与 Arrhenius 去除判据的建立提供了物理依据^[6,8,18]。

在 PcBN-1 表面规划 5 条长度为 40 mm 的平行扫描轨迹,每条轨迹对应一个功率等级。为表征多道次加工中的热积累效应,实验分为两组:A 组为单次扫描(1-pass),B 组沿同一轨迹重复扫描 7 次(7-pass)。本文之所以选取这两个道次水

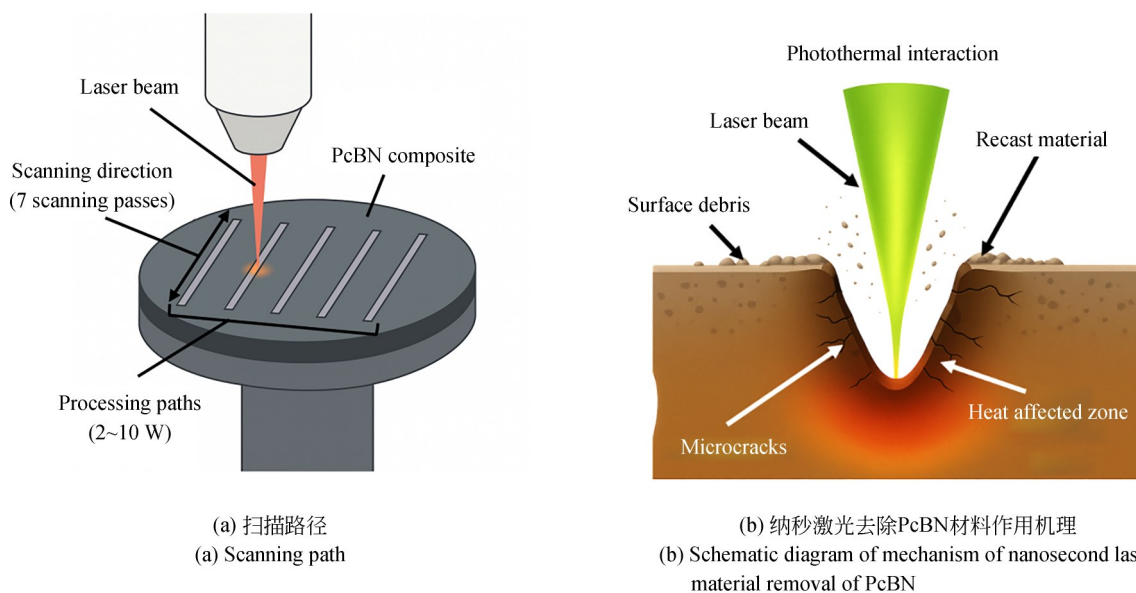


图 2 实验扫描路径及纳秒激光去除 PcBN 材料示意图^[8]

Fig. 2 Experimental scanning path and schematic diagram of nanosecond laser material removal of PcBN^[8]

平,主要基于以下考虑:其一,1-pass对应单次扫描工况,可作为最小热积累条件下的基准组,用于表征单次激光作用后的瞬态热响应与初始去除行为;其二,7-pass对应PcBN断屑槽激光加工程序中采用的代表性重复扫描水平,能够反映实际工程加工中较强热积累作用下的烧蚀特征。因而,本文采用1-pass与7-pass构成“低热积累-高热积累”两个具有明确物理与工程意义的代表性工况,以考察多脉冲重复扫描对温升、去除深度及截面几何的影响。需要指出的是,本文未进一步设置更多中间道次水平,因此当前实验设计更适合用于比较两类代表性工况下模型的适用性,而不足以完整刻画烧蚀次数连续变化时的全部演化规律。

使用超景深显微镜 Keyence VHX-970F 进行三维形貌重建与几何量提取。宽度 W 由图像平面测量获得,深度 D 定义为烧蚀区域最低点相对于参考平面的最大下陷值。为消除原始表面倾斜与热影响区起伏对基准的影响,参考平面由烧蚀沟槽两侧未变形区域进行最小二乘拟合得到,使完好表面对应 $z=0$ 。在此基础上,沿垂直扫描方向提取多条截面曲线,并计算横截面积 A 为基准平面以下的截面积积分。该定义与数据处理流程和前期工作保持一致,可确保实验输出与仿真输出在同一几何口径下对比^[16,19-20]。

3 多脉冲纳秒激光烧蚀 PcBN 耦合建模

本研究基于 COMSOL Multiphysics 的 Heat Transfer in Solids 接口,建立了 120 ns 脉冲激光作用下 PcBN 的瞬态温度场与材料去除预测模型。模型以 PcBN-1 的温度依赖等效热物性为输入,预测不同功率条件下烧蚀中心点温度历程、表面峰值温度及空间温度分布,进一步基于温度历史引入 Arrhenius 积分去除判据,统一输出烧蚀宽度、深度和横截面积等几何量。实验中的脉冲宽度、重复频率、扫描速度、道次节拍及 2~10 W 功率组均作为模型载荷输入和结果验证口径^[19,21]。

3.1 热物性参数建模

本文建立的是面向多脉冲纳秒激光烧蚀过程的瞬态传热-等效去除耦合模型,研究重点在于温度场演化、热积累效应及材料去除量预测,而非热-力-断裂全耦合行为求解。因此,本文未进一步引入弹塑性、黏塑性、断裂或熔体流动意义上的力学本构关系。在模型中,PcBN-1 被等效处理为各向同性连续介质,其材料行为主要通过密度 ρ 、定压比热容 $C_p(T)$ 、热导率 $k(T)$ 等温度依赖热物性参数进行表征;材料去除则通过基于温度历史的 Arrhenius 积分判据进行等效描述。PcBN-1 为 cBN 颗粒与金属粘结相组成的两相复合材料,考虑到 cBN 相和粘结相的热导率及比热容具有显著温度依赖性,本文将 PcBN-1 等效为各向同性均匀介质,并显式引入温度相关参数 ρ_{eff} , $C_{p,\text{eff}}(T)$ 与 $k_{\text{eff}}(T)$ 。等效化过程包括:首先建立两相单相热物性的温度函数,随后在 $T=300\text{ K}$ 处引入有限缩放因子,使单相组合结果与 PcBN-1 的实测室温热导率和比热容相匹配,最后在已知体积分条件下,采用混合规则得到复合体的等效热物性参数^[22-23]。

3.1.1 混合规则与等效化

设 cBN 相与粘结相体积分分别为 v_{cBN} 与 v_b ,满足 $v_{\text{cBN}} + v_b = 1$ 。密度温度敏感性较弱时取常数近似,复合体等效密度为:

$$\rho_{\text{eff}} = v_{\text{cBN}}\rho_{\text{cBN}} + v_b\rho_b. \quad (1)$$

体积热容按质量守恒混合:

$$(\rho C_p)_{\text{eff}}(T) = v_{\text{cBN}}\rho_{\text{cBN}}C_{p,\text{cBN}}(T) + v_b\rho_bC_{p,b}(T). \quad (2)$$

据此得到等效定压比热:

$$C_{p,\text{eff}}(T) = \frac{(\rho C_p)_{\text{eff}}(T)}{\rho_{\text{eff}}}. \quad (3)$$

导热系数采用 Voigt 上界与 Reuss 下界给出区间,并取 Hill 平均作为等效导热系数:

$$k_v(T) = v_{\text{cBN}}k_{\text{cBN}}(T) + v_bk_b(T), \quad (4)$$

$$\frac{1}{k_R(T)} = \frac{v_{\text{cBN}}}{k_{\text{cBN}}(T)} + \frac{v_b}{k_b(T)}, \quad (5)$$

$$k_{\text{eff}}(T) = \frac{k_v(T) + k_R(T)}{2}. \quad (6)$$

追溯的上下界输入,便于不确定性分析^[22-23]。

3.1.2 PcBN-1 的等效热物性参数表达

在 $T = 300\text{ K}$ 处,以 PcBN-1 实测室温 k 与 C_p 为锚点,对单相模型引入缩放因子后执行式(1)~(6)得到 PcBN-1 等效函数(图 3)。其中 $C_{p,\text{eff}}(T)$ 可写为:

$$C_{p,\text{eff}}(T) = 1320.84 \left(\frac{T^2}{T^2 + 9.706T + 60590.141} \right)^2 + 0.0130506T + 72.0393, \quad (7)$$

由式(6)给出,其解析表达式为:

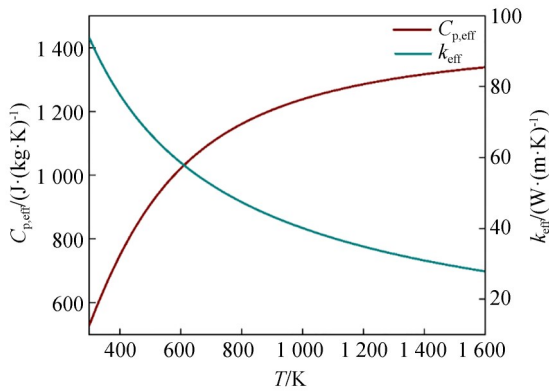


图 3 PcBN-1 的温度依赖性有效比热容和热导率
Fig. 3 Temperature-dependent effective specific heat capacity and thermal conductivity of PcBN-1

$$k_{\text{eff}}(T) =$$

$$\frac{1}{2} \left[0.9 \frac{38077}{T + 129} + 0.1(-0.024T + 158) + \left(0.9 \frac{T + 129}{38077} + \frac{0.1}{-0.024T + 158} \right)^{-1} \right] \quad (8)$$

与将 PcBN 简化为单一均质材料的处理不同,本文通过显式引入 cBN 颗粒/金属粘结相复合特征及其温度依赖性,为后续多脉冲热响应分析提供了更贴近材料实际组成的热物性输入基础。

3.2 传热控制方程和二维等效表示

PcBN-1 等效为各向同性介质后,其瞬态热传导满足公式(9):

$$\rho_{\text{eff}} C_{p,\text{eff}}(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k_{\text{eff}}(T) \nabla T). \quad (9)$$

上表面施加向内热通量边界条件:

$$-k_{\text{eff}}(T) \nabla T \cdot n = q_{\text{net}}(x, t), \quad (10)$$

其中: $C_p(T)$ 在基础 $C_{p,\text{eff}}(T)$ 上可进一步包含高温潜热项(见 3.4 节)^[19]。

为降低计算量,几何上采用二维平面 x - y 矩形域表示截面,默认单位出平面厚度。为使二维边界热通量与三维圆形高斯光斑能量尺度一致,引入等效出平面厚度 t_{eff} ,见表 3 及公式(11),并将三维平均功率 P_{avg} 映射为二维线功率 $P_{\text{line}} = P_{\text{avg}}/t_{\text{eff}}$ 。

表 3 传热方程中的主要表达式

Tab. 3 Main expressions used in heat-transfer equation

参数	表达式	序号
t_{eff}	$t_{\text{eff}} = \frac{\pi}{2} \omega_0$	(11)
$G(x)$	$G(x) = \exp\left(-\frac{2x^2}{\omega_0^2}\right)$	(12)
q_0	$q_0 = \frac{\eta_{\text{eff}}(1-R_1)P_{\text{line}}}{\sqrt{\pi/2} \omega_0}, P_{\text{line}} = P_{\text{avg}}/t_{\text{eff}}$	(13)
$\text{pulseON}(t)$	$\text{pulseON}(t) = \begin{cases} 1, & \text{mod}(t, T_{\text{per}}) < \tau \\ 0, & \text{otherwise} \end{cases} \quad T_{\text{per}} = \frac{1}{f}$	(14)
$\text{gate}(t)$	$\text{gate}(t) = \begin{cases} 1, & t < N_{\text{pass}} T_{\text{pass}}, \text{mod}(t, T_{\text{pass}}) < t_d \\ 0, & \text{otherwise} \end{cases} \quad t_d = \frac{2\omega_0}{v}, T_{\text{pass}} = \frac{L_{\text{path}}}{v}$	(15)
q_{in}	$q_{\text{in}}(x, t) = G(x) \text{gate}(t) [\text{usePulse} \cdot q_{0,\text{pulse}} \cdot \text{pulseON}(t) + (1 - \text{usePulse}) q_{0,\text{avg}}]$	(16)

需要说明的是,等效出平面厚度 t_{eff} 并非试样的真实厚度,也不直接对应材料的实际吸收深度或熔融深度,而是二维截面模型为实现三维圆形高斯光斑到二维线热源等效映射而引入的尺度参数。本文采用的是垂直于扫描路径的二维截面模型,三维激光光斑在真实加工中具有有限的能量分布范围;因此,在二维计算中需要一个等效宽度来表征该三维能量沉积尺度,并将三维吸收功率折算为二维模型中的线功率。简而言之, t_{eff} 的物理含义是在出平面方向上代表实际激光能量作用范围的等效宽度,其作用是保证二维边界热流积分后的总输入能量与原三维高斯光斑的吸收功率在量纲和能量尺度上保持一致。在本文的标定框架下, t_{eff} 在全文保持固定不变,其取值不会改变能量守恒关系本身,但会影响等效耦合系数 η_{eff} 的数值标定幅度。

该选择可由三维高斯在出平面方向积分得到,使二维高斯幅值与三维径向高斯峰值具备一致量纲与可比性;在以 η_{eff} 标定能量耦合的框架下, t_{eff} 的选择不改变能量守恒,但会影响 η_{eff} 的数

值标定幅度,因此需要在全文保持固定不变^[24-25]。

当然只用周长、面积和真圆度有时很难将形状复杂的图元识别出来,因此除了上面的特征参数以外,还要用到长度、宽度、欧拉数以及查看物体长度方向的区域矩等许多特征参数来一起进行图元的识别。

3.3 时空热通量模型和两种工况模型

仿真过程中使用的部分几何/功率映射和校准的关键建模参数见表 4。两种计算工况共用相同的几何模型、材料参数与空间热源表达式,仅在时间尺度处理与输出目标上有所区别:Study-Peak 显式解析 120 ns 脉冲列,用于获得脉冲尺度的瞬态峰值温升与局部温度响应;Study-Accum 则将高频脉冲列等效为周期平均热流,并结合扫描门函数表征驻留窗口与道次间隔,用于获得驻留尺度温度包络,并作为后续 Arrhenius 去除累计模型的温度输入。COMSOL 支持在时变热传导框架下配合分布式 ODE/DAE 处理此类域内累积变量,因此该两工况分解在数值实现上是可行且清晰的。

根据脉冲激光能量分布情况,沿 x 方向采用

表 4 部分几何/功率映射和校准的关键建模参数

Tab. 4 Key modeling parameters for geometry/power mapping and calibration

参数	符号	数值	单位
Average power	P_{avg}	2, 4, 6, 8, 10	W
Pulse width	τ	120×10^{-9}	s
Repetition rate	f	100	kHz
Pulse period	T_{per}	1.0×10^{-5}	s
Gaussian spot radius ($1/e^2$)	ω_0	20×10^{-6}	m
Out-of-plane equivalent thickness	t_{eff}	3.142×10^{-5}	m
Scan speed	v	4×10^{-3}	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$
Path length	L_{path}	40×10^{-3}	m
Dwell time	t_{d}	1.0×10^{-2}	s
Pass period	T_{pass}	10	s
Number of passes	N_{pass}	1, 7	
Effective coupling factor	η_{eff}	0.231	
Surface reflectance	R_1	0.1254	
Apparent activation energy	E_a	400	$\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$
Pre-exponential factor	A_{pre}	7.538×10^3	s^{-1}
Removal threshold	Ω_{th}	1	
Calibration power	P_{cal}	4	W
Saturation exponent	m	2	
Characteristic fluence	F_s	1.66×10^5	$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$

一维高斯空间分布(公式(12)),考虑表面反射与综合耦合效率,定义等效吸收系数为 $\eta_{\text{eff}}(1-R_1)$ 。为保证: $\int_{-\infty}^{+\infty} q(x)dx = P_{\text{linc}}\eta_{\text{eff}}(1-R_1)$ 。热通量幅值写为公式(13),脉冲列函数 pulseON(t) (公式(14))采用矩形脉冲近似,扫描驻留与多道次节拍用门函数 gate(t) (公式(15))表示,最终上表面入射热通量 q_{in} 统一写为公式(16),当 Study-Peak 启用时, $usePulse = 1$, $q_{0,\text{pulse}}$ 为脉冲峰值热流幅值,用于解析单脉冲峰值温升及纳秒尺度局部热响应,当 Study-Accum 启用时, $usePulse = 0$, $q_{0,\text{avg}}$ 为周期平均热流幅值,用周期平均热流替代高频脉冲列,仅保留驻留时间与道次周期带来的毫秒到秒级热积累效应。这种写法保证两工况共享相同的空间分布与能量标定,仅通过开关参数 usePulse 切换不同时间尺度的求解目标,从而避免为不同研究目的重复构造热源表达式。

3.4 高温物理修正与峰值温度约束

纳秒脉冲烧蚀进入高温阶段后,汽化、相变、蒸汽喷射及等离子体羽流会引入额外的能量损失通道,并降低到达材料表面的有效入射能量。若直接将室温附近拟合得到的热物性函数外推到极高温区,则容易在 Study-Peak 中得到非物理偏高的峰值温度。已有研究表明,高通量纳秒激光加工中,羽流或等离子体屏蔽会显著影响有效耦合与温度上限^[26-29]。

基于此,本文将高温修正限定为 Study-Peak 的峰值温度解释模块,其目的在于获得物理上可解释的峰值温度与温度场分布,而不将新增高温修正参数再次耦合进入 Study-Accum 的去除尺寸标定过程。具体处理包括两部分:其一,在高温区对 $k(T)$ 与 $C_p(T)$ 采用分段延拓与有界约束,避免材料热物性在远超拟合区间时发生非物理外推;其二,参考经典表面辐射换热关系,并结合纳秒激光高通量作用下高温能量耗散增强的物理背景。本文将表面辐射热损失与等效高温能量损失共同写入上表面净热通量修正项,如公式(17)所示^[30-31]:

$$q_{\text{net}}(x, t) = q_{\text{in}}(x, t) - q_{\text{loss}}(T_s) - \varepsilon\sigma(T_s^4 - T_0^4), \quad (17)$$

其中: T_s 为表面温度, ε 为表面发射率, σ 为 Stefan-

Boltzmann 常数。为避免在高温修正项开启温区引入硬阈值不连续,并提高数值求解的稳定性,引入平滑开启函数 $sm(T)$ 构造连续过渡的高温修正项,该处理思想与界面数值处理中常用的 regularized Heaviside 函数一致,即通过在有限过渡区内实现连续单调变化,避免源项突变引起的数值震荡^[32-33],见公式(18)和公式(19):

$$q_{\text{loss}}(T_s) = q_{v,0}sm(T_s; T_v, \Delta T_v), \quad (18)$$

$$sm(T; T_v, \Delta T_v) = \frac{1}{2} \left[1 + \tanh \left(\frac{T - T_v}{\Delta T_v} \right) \right]. \quad (19)$$

上述处理并不改变 Study-Accum 中用于尺寸预测的主标定链条,而是用于抑制 Study-Peak 结果中的非物理高温峰值,使表面峰值温度、深度方向温度衰减及瞬态温度场分布更符合纳秒热烧蚀的一般物理图像,该处理并非简单增加经验项,而是将高温区热物性外推失真与高温能量耗散的影响从主传热链条中分离出来,用于改善峰值温度解释的物理合理性。

3.5 网格、边界条件与两工况求解设置

温度梯度主要集中于上表面及近表层区域,因此网格采用表层加密、深部逐级粗化策略(图4)。初始条件设为 $T(x, y, 0) = T_0$ 。边界条件按时间尺度区分:

(1) Study-Peak 关注纳秒尺度单脉冲峰值温升,侧面(边界2、3、5、6)与底面(边界4)采用绝热边界以突出局部瞬态响应,并将计算域尺寸

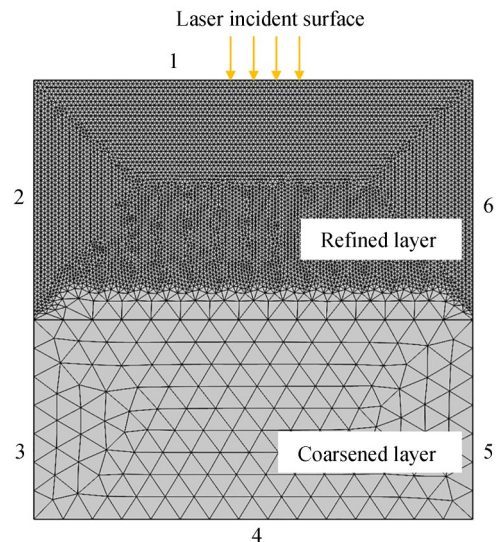


图4 有限元网格与边界条件划分

Fig. 4 Finite element mesh and boundary-condition layout

设置为远大于热扩散长度以避免边界反射影响峰值结果;

(2) Study-Accum 关注毫秒到秒级驻留升温与道次间冷却,侧面与底面采用定温或等效对流边界表征体材料散热。若采用定温边界,应在几何上保证边界距离足够大,使其近似半无限体热汇;若计算域受限,优先采用对流边界或热阻边界以降低人为冷却误差。

时间离散方面, Study-Peak 取 $\Delta t_{\max} \leq \tau/10$ 解析脉冲上升与峰值,并采用自适应步长控制; Study-Accum 采用分段时间列表策略,在驻留窗口内使用细步长,在道次间冷却窗口使用粗步长,以在保证单次驻留热循环解析度的前提下显著降低总步数。

3.6 Arrhenius 积分去除判据与两阶段标定

为在不引入移动边界的前提下表征多脉冲累积去除,本文引入 Arrhenius 型去除积分 $\Omega(x, y, t)$, 并通过 COMSOL 的 Domain ODEs and DAEs 接口在全域耦合求解。对应控制方程见式(20):

$$\frac{d\Omega}{dt} = A_{\text{pre}} \exp\left(-\frac{E_a}{RT(x, y, t)}\right) \text{gate}(t), \quad (20)$$

其中: A_{pre} 为前指数因子, E_a 为表观活化能, R 为气体常数, 需要说明的是, 式(20)中的 E_a 与 A_{pre} 并不被本文解释为 PcBN 去除过程中某一个单独微观机制的本征动力学常数, 而是用于表征局部材料由受热损伤演化至有效去除状态的表观等效动力学参数。Arrhenius 型积分常用于描述非等温条件下不可逆热损伤或热降解过程的累积, 其本质是将温度-时间历程映射为一个随温度指数敏感的损伤/反应积分。在纳秒激光作用下, PcBN 材料去除机制包含 cBN 向 hBN 转变, 后续氧化所导致的结构弱化, 金属粘结相的软化/熔融/局部汽化、cBN-粘结相界面脱粘与裂纹扩展, 以及局部材料最终剥落或被熔融/汽化去除等多种温度驱动过程。因此, 本文中的 E_a 反映的是这些综合去除过程对温度敏感性的等效活化势垒, A_{pre} 则反映对应等效去除过程的频率尺度或尝试频率。鉴于当前模型尚未显式耦合粘结相流动、自由表面演化及独立氧化动力学, 二者应理解为面向有效去除判据的表观参数, 而非单一微观反应的严格材料常数。定义去除阈值 Ω_{th} , 得到去除

指示函数(21):

$$\text{rem}(x, y) = \begin{cases} 1, & \Omega(x, y) \geq \Omega_{\text{th}} \\ 0, & \Omega(x, y) < \Omega_{\text{th}} \end{cases}. \quad (21)$$

本文取 $\Omega_{\text{th}} = 1$ 作为归一化阈值, 避免通过反复调阈值来分别拟合不同功率条件, 从而将主要自由度集中到动力学参数与高功率耦合修正上。Arrhenius 积分本质上是温度历史驱动的累计模型, 这类处理已广泛用于热损伤或热去除问题的数值表征^[34-36]。

纳秒烧蚀中, 重熔流动、羽流遮蔽等会引入能量耦合不确定性, 而去除动力学参数又难以独立测量。为降低参数相关性, 本文采用“两阶段标定, 多功率验证”的闭环策略。第一阶段, 在 $P_{\text{cal}} = 4 \text{ W}$ 、单道次条件下固定 $\Omega_{\text{th}} = 1$, 并选定 E_a 后, 以 $A_{\text{pre}} = 1 \text{ s}^{-1}$ 先计算实验深度位置处的参考累计量 $\Omega_{\text{ref}}(E_a)$, 再利用其与 A_{pre} 的线性关系反算:

$$A_{\text{pre}}(E_a) = \frac{\Omega_{\text{th}}}{\Omega_{\text{ref}}(E_a)}. \quad (22)$$

在本文最终采用的参数组中, $E_a = 4.00 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$, 对应 $A_{\text{pre}} = 7.538 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 。第二阶段, 当固定 η_{eff} 后高功率段仍出现深度系统性偏高时, 引入高通量下有效耦合下降的经验修正, 以表征等离子体或羽流遮蔽及吸收饱和的综合作用。定义单脉冲表面通量尺度:

$$F_0 = \frac{2\left(\frac{P_{\text{avg}}}{f}\right)}{\pi \omega_0^2}. \quad (23)$$

并构造相对于 $P_{\text{cal}} = 4 \text{ W}$ 归一化的有效耦合修正函数:

$$\eta_{\text{eff}}(F_0) = \eta_0 \frac{1 + \left(\frac{F_{\text{cal}}}{F_s}\right)^m}{1 + \left(\frac{F_0}{F_s}\right)^m},$$

$$F_{\text{cal}} = F_0,$$

$$P_{\text{avg}} = P_{\text{cal}}, \quad (24)$$

其中: η_0 为基准耦合系数, m 为饱和指数, F_s 为特征通量尺度。本文取 $m = 2$, 并以 10 W 单道次实验深度为目标对 F_s 进行标定, 最终得到 $F_s = 1.66 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$ 。这一处理使 4 W 锚定点保持不变, 而高功率段可随通量增加自动降低有效耦合, 从而更合理地再现深度增长趋缓的实验趋

势。等离子体或羽流屏蔽在高通量纳秒激光加工中的确会导致有效能量沉积降低,因此这种经验修正具有明确的物理指向。完成上述两阶段标定后,固定 E_a, A_{pre}, η_0, m 与 F_s , 在 2~10 W, 1-pass 与 7-pass 条件下统一输出 W, D, A 并与实验结果对比,以验证模型的可预测性,而非只对单一工况进行拟合。

4 结果与分析

4.1 烧蚀实验结果

图 5 给出了 PcBN-1 在单道次(1-pass)与七道次(7-pass)扫描条件下的低功率和高功率 120 ns 激光烧蚀沟槽形貌,展示了 2 W, 6 W 与 10 W 三组功率的超景深光学图像与三维表面形貌。不同功率下沟槽的宽度 W 、深度 D 与横截面积 A 的测量结果汇总于表 5。

由表 5 可见,在两种道次条件下,随着平均功率由 2 W 增至 10 W,烧蚀深度 D 与横截面积 A 均呈显著增加,表明入射能量提高使更多材料达到强汽化或升华去除条件,从而提高去除量。相比之下,沟槽表观宽度 W 随功率升高出现降低趋势,且在 7 道次条件下降幅更为明显。该现象与高功率下沟槽中心区去除增强并伴随熔融重凝固物在沟槽两侧堆积,导致沟槽口部变窄或被部分覆盖有关;同时,多道次扫描引起的热积累进一步加剧熔融与再沉积过程,使宽度收缩更为显著。

为进一步揭示不同功率下烧蚀沟槽近表面的组织特征,进行了七道次下不同功率下烧蚀沟槽的截面 SEM 观察,如图 6 所示。在 2 W 条件下,沟槽整体较浅,沟槽底部表层已出现连续但较薄的重凝固层,其下方可见一定厚度的热影响

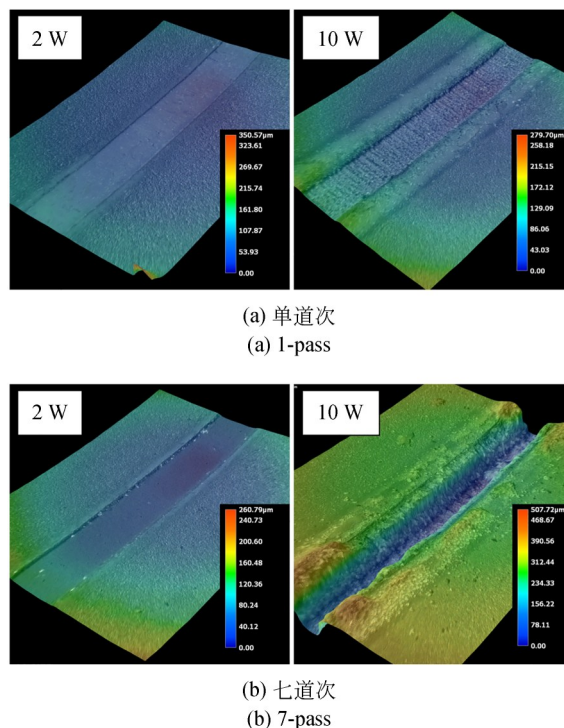


图 5 不同功率烧蚀区域的三维表面形貌

Fig. 5 Three-dimensional surface morphologies of ablated regions under different powers

区(HAZ),说明即使在低功率条件下,纳秒激光作用也已引起近表层热影响和局部重熔再凝固,但整体程度相对较弱。相比之下,在 10 W 条件下,沟槽更深,边缘和底部附近出现更明显的重凝固层,并伴随大量球状重凝固颗粒,表明高功率输入下粘结相重熔、流动与快速冷却后的再凝固现象显著增强。同时,在重凝固层下方仍可观察到较明显的热影响区,反映出高功率条件下更强的热作用和亚表层损伤。需要指出的是,这类重熔堆积层通常较为疏松,结合较弱,制样过程中容易脱落,因此当前截面 SEM 中所观察到的

表 5 不同平均功率下单道次与七道次烧蚀尺寸测量结果

Tab. 5 Measured ablation dimensions under different average powers for single-pass and seven-pass scanning

功率/W	单道次宽度 W_1 /	单道次深度	单道次深度	7 道次宽度	7 道次深度	7 道次截面积
	μm	$D_1/\mu\text{m}$	$A_1/\mu\text{m}^2$	$W_7/\mu\text{m}$	$D_7/\mu\text{m}$	$A_7/\mu\text{m}^2$
2	571.09	8.48	1 865.31	570.31	27.04	12 069.68
4	511.42	12.07	7 247.02	467.6	108.24	51 298.57
6	506.02	17.99	9 839.72	417.7	197.37	90 632.19
8	501.9	25.47	11 299.22	359.62	210.36	95 582.41
10	501.05	38.41	23 568.76	229.27	259.76	101 858.22

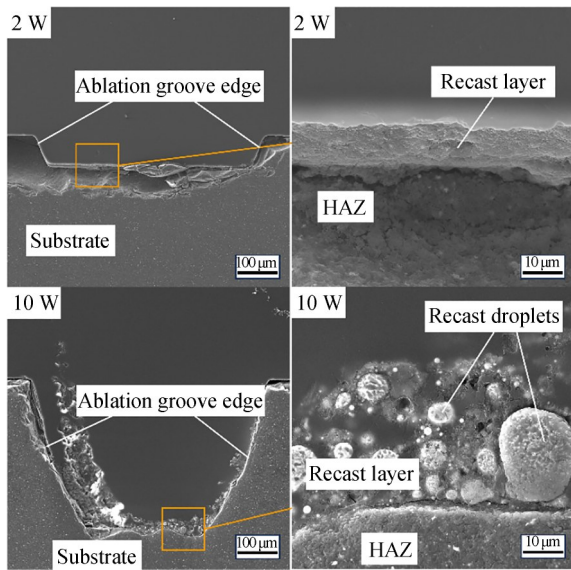


图 6 七道次下不同功率下烧蚀沟槽截面 SEM 形貌

Fig. 6 Cross-sectional SEM morphologies of ablation grooves under 2 W and 10 W of 7-pass

重铸/再沉积形貌更可能反映其残余保留状态,实际沟槽口部附近的堆积程度可能高于截面图像所显示的结果。尽管如此,图中仍可清楚观察到高功率条件下更显著的重熔再沉积特征,说明烧蚀沟槽宽度不仅取决于热去除区域本身,还会受到沟槽边缘熔融物再凝固和再沉积的显著影响。尤其在高功率条件下,重铸层和重凝固颗粒对沟槽口部的局部覆盖与堆积会使测得的表观宽度减小。与此同时,当前模型尚未显式耦合粘结对高温流动、再凝固堆积及自由表面演化,因此难以准确再现该类由重熔再凝固主导的宽度变化。截面 SEM 图像旨在为重铸/再沉积层与热影响区的存在提供直观证据,并辅助解释宽度测量差异;但其系统演化规律及缺陷形成机制并非本文当前工作的主要展开对象。

4.2 多脉冲瞬态升温响应与温度场演化

为揭示 120 ns 多脉冲纳秒激光作用下 PcBN 的瞬态热响应特征,本文基于 Study-Peak 对烧蚀中心点温度历程、表面峰值温度、深度方向温度衰减及空间温度场演化进行了分析。二维模型表征的是垂直于激光扫描路径的横截面,其中 (0,0) 点为激光在材料表面的作用中心,因此选取该点作为温度监测位置,用于表征焦点区域在多脉冲作用下的典型热响应规律。多脉冲纳秒激光加工通常表现出显著的热积累与非线性升

温特征,而高温阶段的汽化、相变及羽流遮蔽又会对进一步升温形成抑制,因此中心点温度历程及其峰值演化是分析热过程及后续材料去除行为的重要依据^[37-39]。

图 7 给出了 Study-Peak 条件下中心点 (0,0) 在 2 W 和 10 W 条件下的瞬态升温曲线。由同一坐标系下的比较可见,10 W 条件下的单脉冲峰值温度和脉冲间谷值温度均明显高于 2 W,表明更强的热积累效应。可以看出,在每个脉冲作用期间,表面温度均在 120 ns 脉宽内快速升高,并在脉冲结束附近达到单脉冲峰值;随后受热扩散和表面散热影响,温度迅速回落,但在下一脉冲到来前并未恢复至初始温度,因此表现出明显的脉冲间残余热积累。与 2 W 相比,10 W 条件下的脉冲峰值更高,脉冲间谷值温度也显著抬升,说明随着入射功率增加,材料表面在相邻脉冲之间保留了更多残余热量,使后续脉冲作用于更高的初始温度背景上。该结果表明,多脉冲纳秒激光加工中的表面升温并非简单的单脉冲独立叠加,而是由热扩散时间尺度与脉冲周期共同控制的累积过程^[37]。

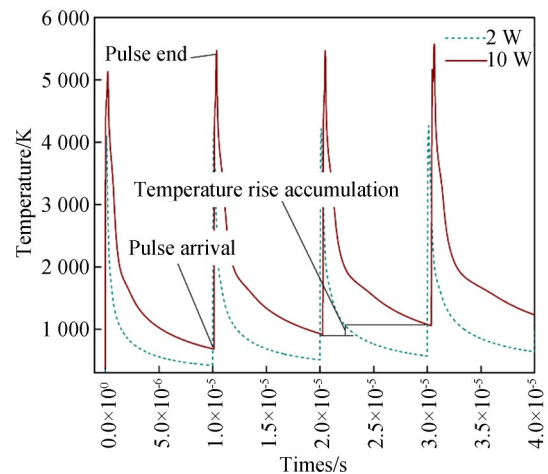


图 7 Study-Peak 条件下中心点 (0,0) 在不同功率条件下的瞬态升温曲线

Fig. 7 Simulated transient temperature histories at center point (0,0) under different laser power in Study-Peak

由图 7 可进一步看出,中心点单脉冲峰值温度均出现在脉冲结束附近。因此,本文统一选取 Study-Peak 中最后一个代表性脉冲结束时刻的

温度作为脉冲峰值温度,并将结果汇总于表 6。图 8 进一步比较了未引入和引入高温物理修正时不同功率下的脉冲峰值温度。未修正模型预测的峰值温度随功率近似线性增加,并在高功率区达到 10^4 K 量级,表现出明显的非物理高估;引入高温物理修正后,峰值温度仍随激光功率单调增加,但增长幅度显著减缓,预测范围约为 $4.3 \times 10^3 \sim 5.8 \times 10^3$ K。这表明高温阶段的能量损失和有效耦合减弱共同形成了显著负反馈,使部分入射能量不再完全转化为显热升温,从而有效抑制了高功率区表面峰值温度的非物理高估^[38-39]。

表 6 不同功率下的脉冲峰值温度

Tab. 6 Pulse peak temperatures under different average powers

Power/W	Pulse peak temperature /K
2	4 265.2
4	5 297.6
6	5 602.7
8	5 783.6
10	5 832.1

为进一步分析热量在深度方向的传播特征,图 9 给出了中心线 $x=0$ 上在 12, 60, 120 和 600 ns 四个典型时刻的温度分布曲线,分别对应脉冲初期、脉冲中段、脉冲结束附近以及脉冲后早期扩散阶段。可以看出,无论低功率还是高功率工

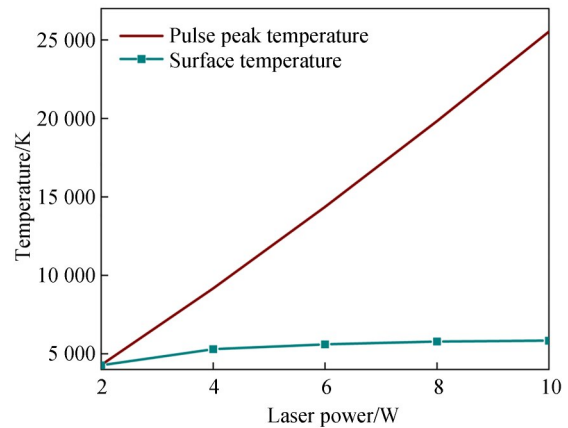
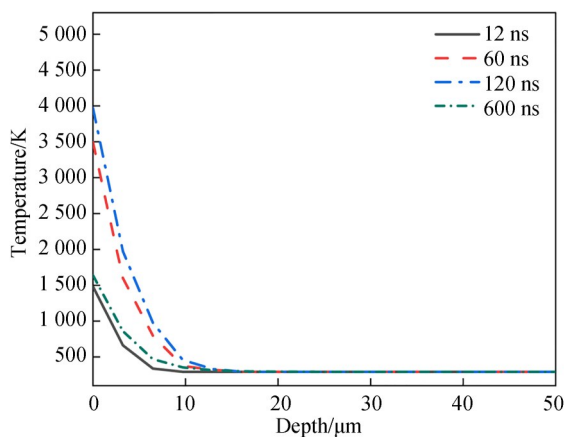


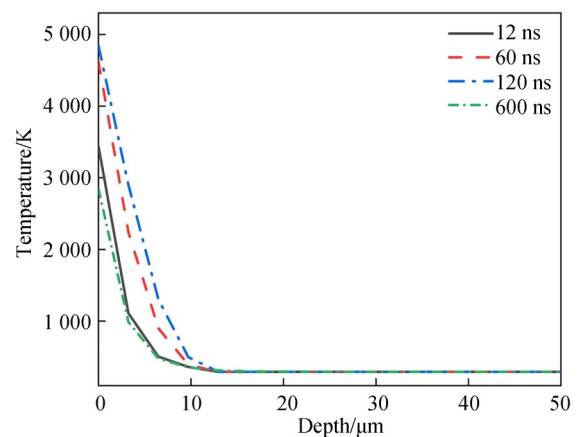
图 8 不同功率下脉冲峰值温度曲线

Fig. 8 Curve of pulse peak temperatures under different average powers

况,温升均主要集中在表面邻近区域,并随深度迅速衰减;在表层数微米范围内温度梯度最大,而在约 $10 \sim 15 \mu\text{m}$ 深度处,温度已接近初始温度,表明纳秒脉冲作用下的热影响主要局限于近表层区域。不同典型时刻之间的对比还表明,120 ns 时刻对应的表面温度最高,而在 600 ns 时刻,表面温度已经显著下降,但热量已向内部发生一定扩散,使温度分布曲线相较脉冲结束时更为平缓。这说明纳秒脉冲热输入虽然能够在极短时间内在表面形成高温峰值,但其热穿透深度有限,符合热扩散主导下“表面高温、浅层快速衰减”的基本特征^[37]。



(a) 2 W 功率
(a) 2 W power



(b) 10 W 功率
(b) 10 W power

图 9 不同功率下四个典型时刻的深度方向温度分布

Fig. 9 Depthwise temperature profiles at four representative time instants under different powers

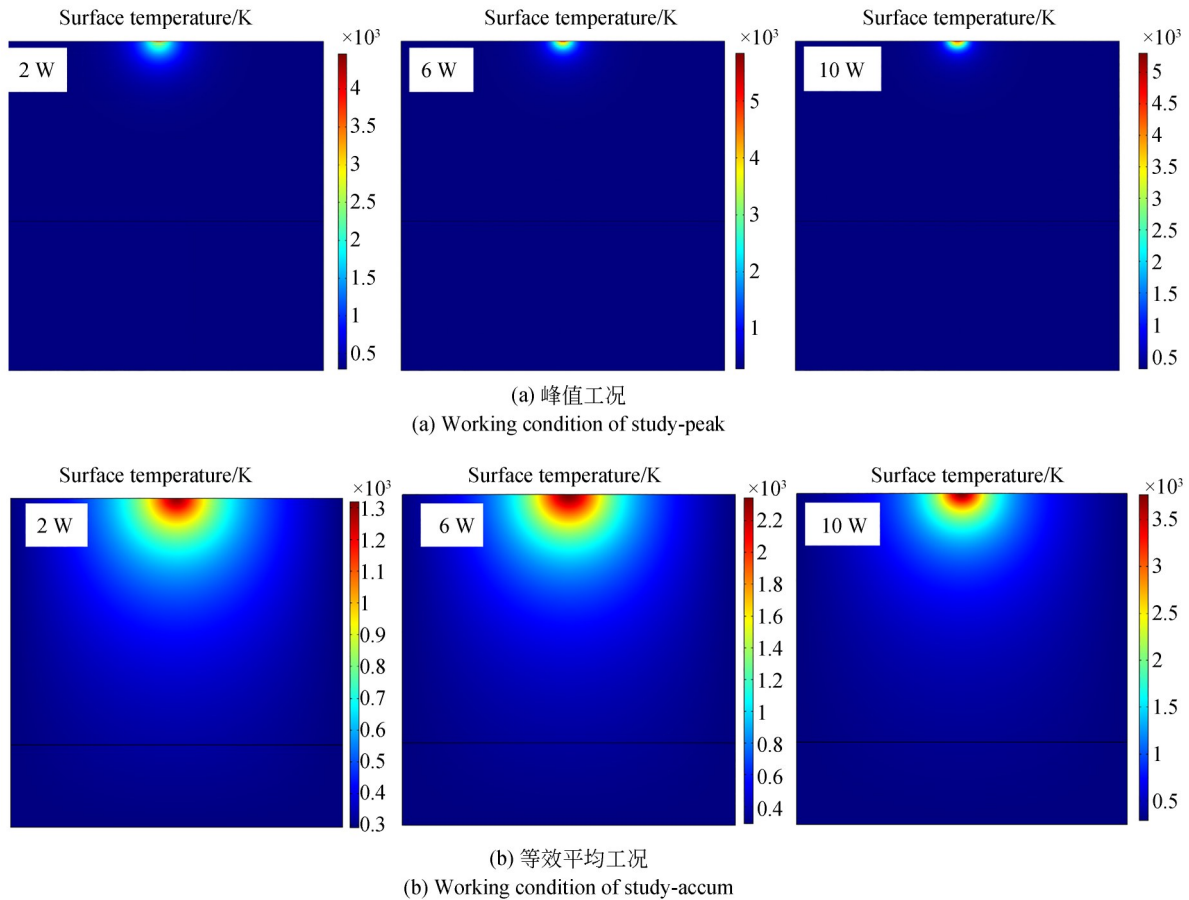


图 10 两类工况下不同功率对应的模拟温度场分布

Fig. 10 Simulated temperature fields under different powers in two complementary studies

图 10 给出了两种工况下 2, 6 和 10 W 条件对应的温度场云图, 其中图 10(a) 为 Study-Peak 在脉冲峰值附近的瞬态温度分布, 图 10(b) 为 Study-Accum 在驻留窗口内的等效温度分布。由图 10(a) 可见, 在脉冲峰值时刻, 最高温度严格集中于激光焦点附近, 表面局部形成极陡的温度梯度, 热影响区域在空间上高度局限, 体现出典型的纳秒脉冲瞬态局域加热特征。相比之下, 图 10(b) 中虽然峰值温度明显低于脉冲峰值时刻, 但高温区在表面及近表层的扩展范围更大, 表明在多脉冲与多道次条件下, 脉冲间残余热的持续叠加使得热量在空间上进一步扩散, 从而形成比单个峰值脉冲更宽的热影响区域。随着功率由 2 W 增至 10 W, 两种工况下的高温区范围均明显扩大, 但 Study-Peak 主要反映瞬态峰值特征, 而 Study-Accum 更适合表征实际扫描加工中的热积累背景与总体温度分布^[37-38]。

4.3 Arrhenius 去除预测与模型验证

图 11 比较了 Study-Accum 条件下单道次 (1-pass) 与七道次 (7-pass) 烧蚀尺寸的预测结果与实验测量值, 其中包括烧蚀深度 D 、烧蚀宽度 W 、及横截面积 A 三个表征量。仿真值与实验值之间的存在偏差, 是由于沟槽表面并不光滑, 使实验测得的表观几何边界具有一定波动; 另外烧蚀尺寸的提取均依赖于三维重建、参考平面拟合和截面选取, 因此不同截面之间会存在统计离散性。

预测值的误差指标见表 7, 从深度 D 的比较结果看, 模型能够较好再现单道次与七道次条件下烧蚀深度随功率增加而单调增大的总体趋势。对于 1-pass 工况, 预测值与测量值吻合较好, 除 2 W 低功率点略有低估外, 其余功率点均保持较好一致性; 对应的平均绝对百分比误差 (MAPE) 为 16.14%, 决定系数 R^2 为 0.906, 说明模型对单道次烧蚀深度具有较高的预测精度。对于 7-pass

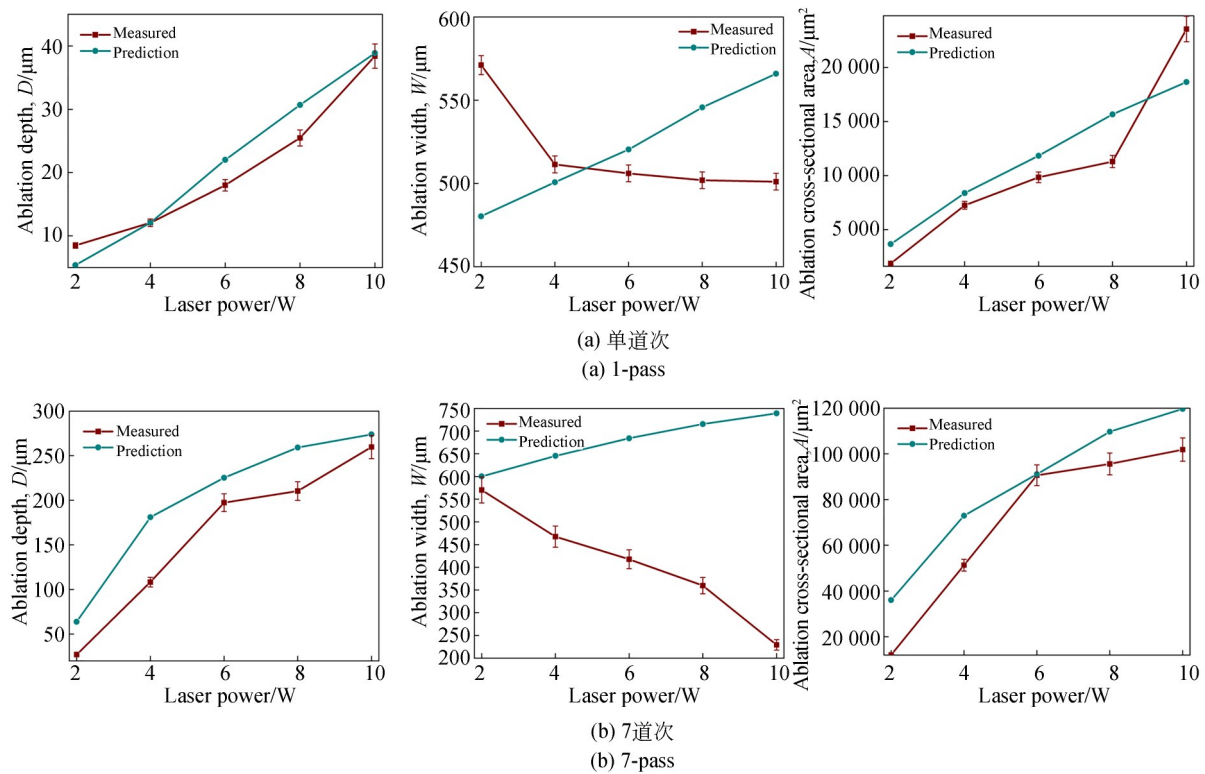


图 11 烧蚀去除尺寸预测值和实验测量值对比

Fig. 11 Comparison between predicted and measured ablation dimensions

表 7 预测去除尺寸的定量误差指标

Tab. 7 Quantitative error metrics for the predicted ablation dimensions

误差	D_1	D_7	W_1	W_7	$A_1/\mu\text{m}^2$	$A_7/\mu\text{m}^2$
MAE	2.56	40.08	44.89	268.06	2 839.30	15 611.50
RMSE	3.26	44.74	54.19	313.16	3 214.75	17 664.19
MAPE/%	16.14	49.13	8.50	85.70	38.26	54.69
R^2	0.906	0.708	-3.134	-6.629	0.799	0.73

注:脚标数字表示烧蚀道次

工况,模型同样能够正确给出深度增长趋势,但在 2~4 W 低中功率区存在明显高估,而在高功率段误差显著减小,10 W 时预测值与实测值已较为接近;其 MAPE 为 49.13%, R^2 为 0.708。该结果表明,基于单道次标定得到的动力学参数与高功率修正项对多道次工况具有一定迁移能力,但在低功率多道次条件下仍会高估热积累导致的有效去除量。

从横截面积 A 的比较结果看,模型同样能够反映材料去除量随功率增加而整体增大的规律。

对于 1-pass 工况,预测结果与实验值在 4~8 W 内具有较好一致性,但在 2 W 与 10 W 条件下偏差相对较大;其 MAPE 为 38.26%, R^2 为 0.799。对于 7-pass 工况,预测结果在 6~10 W 条件下与实验值较为接近,尤其在 6 W 时几乎重合,但在 2 W 与 4 W 条件下存在较明显高估;其 MAPE 为 54.69%, R^2 为 0.731。结合图 10 可见,横截面积的偏差与宽度预测误差具有明显相关性,即当模型高估沟槽宽度时,横截面积也会随之偏大。

相比之下,宽度 W 的预测结果与实验测量

值呈现出明显差异。实验结果表明,无论单道次还是七道次,沟槽表观宽度均随功率升高而减小;而模型预测的 W 随功率增加而增大,特别是在7-pass条件下偏差更为显著。虽然1-pass宽度的MAPE仅为8.50%,但其 $R^2 = -3.134$,说明模型未能正确反映宽度随功率变化的趋势;对于7-pass工况,宽度预测误差进一步增大,MAPE达到85.70%, $R^2 = -6.629$ 。这一差异说明,当前模型所描述的是基于温度历史和Arrhenius累积准则得到的“热去除区域”或“有效损伤区域”宽度,而实验测得的则是包含沟槽口部形貌演化后的表观宽度。由于本研究未进一步引入高温下粘结相重熔、流动、再凝固及沟槽两侧堆积过程,无法再现重铸层对沟槽口部的收窄作用,因此宽度预测偏差是可以预期的。并且由于当前模型未显式引入弹塑性、断裂损伤及熔体流动等本构关系,因此对于热裂纹萌生/扩展、重熔物再分布以及表观口部形貌变化的描述仍然有限。此外,本文实验验证仅选取了1-pass和7-pass两个道次水平,尚未覆盖更多中间道次条件。因此,当前结果更适合用于评估模型在低热积累与高热积累两类典型工况下的适用性,而对于烧蚀次数连续增加过程中宽度 W 的演化规律,仍需要更多中间道次实验进一步约束。换言之,宽度预测的不足也可能受到道次水平设置较少的影响。

综合来看,本模型在烧蚀深度 D 的预测上表现最佳,对横截面积 A 的整体变化趋势也具有较好的再现能力,而对沟槽宽度 W 的预测仍存在明显不足。

考虑到本研究的参数标定主要以深度为核心约束量,且Arrhenius去除模型的本质更适于表征热积累驱动的去除深度与去除体积演化,因此当前模型已能够为多脉冲纳秒激光烧蚀PcBN的材料去除量预测提供有效支撑,但若要进一步准确预测沟槽表观宽度及截面细节,后续仍需耦合粘结相重熔流动、再凝固堆积与自由表面演化等过程。

5 结论

本研究基于cBN颗粒与金属粘结相热物性

数据,结合体积分数混合和Voigt-Reuss-Hill规则,建立了PcBN-1的温度依赖等效热物性模型,并构建了包含高斯空间热源、多脉冲时间调制和扫描驻留行为的瞬态传热模型。结果表明,多脉冲纳秒激光作用下PcBN表面呈现明显的“快速升温-缓慢冷却”周期性热响应,脉冲间存在残余热积累,且单脉冲峰值温度出现在脉冲结束附近。经高温物理修正后,表面峰值温度约为 $4.3 \times 10^3 \sim 5.8 \times 10^3$ K。高功率区温升增幅明显放缓;温升主要集中于近表层区域,深度方向温度在约 $0 \sim 15 \mu\text{m}$ 内快速衰减。在此基础上,引入Arrhenius积分去除判据,并采用“动力学锚定结合定点修正”的两阶段标定策略,实现了多功率、多道次条件下烧蚀尺寸的统一预测。其中,模型对烧蚀深度表现出较好的预测能力,单道次和七道次烧蚀深度预测的 R^2 分别达到0.906和0.708。同时,模型对烧蚀沟槽宽度的预测仍存在明显不足,主要原因在于当前模型尚未耦合粘结相高温重熔、流动、再凝固堆积及自由表面演化过程,后续需进一步引入表面形貌演化机制,以提高对沟槽宽度及横截面积的预测精度。此外,本文实验验证主要基于两个代表性道次水平展开,尚未覆盖更多中间道次条件;后续将进一步结合更丰富的烧蚀次数水平,对模型在宽度演化、多道次热积累及表面形貌变化方面的适用性进行更系统的实验约束与修正。需要指出的是,本文当前研究重点在于多脉冲纳秒激光烧蚀PcBN的瞬态传热响应与等效去除行为建模,对重铸层形成、热影响区演化及热裂纹萌生等缺陷问题尚未展开系统研究。后续工作将结合更丰富的表面/截面表征与缺陷演化分析,进一步建立面向表观宽度、亚表层损伤和表面完整性的多物理场耦合模型。

作者贡献声明:

江超凡:传热和去除机制模型建立,烧蚀实验的设计和撰写,论文构思和撰写;

韩江标:实验结果表征;

刘大双:表征结果分析与论文审核;

李宇佳:数据整理和分析;

丁宗业:实验指导与数据审核;

纠永涛:论文审核与编辑写作。

参考文献:

- [1] GIMÉNEZ S, VAN DER BIEST O, VLEUGELS J. The role of chemical wear in machining iron based materials by PCD and PCBN super-hard tool materials[J]. *Diamond and Related Materials*, 2007, 16(3): 435-445.
- [2] DENKENA B, BIERMANN D. Cutting edge geometries [J]. *CIRP Annals*, 2014, 63 (2) : 631-653.
- [3] PACELLA M, BUTLER-SMITH P W, AXINTE D A, *et al.* The allotropic transformation of polycrystalline cubic boron nitride structures resulting from the thermal effects of pulsed laser ablation [J]. *Diamond and Related Materials*, 2015, 59: 62-68.
- [4] SUZUKI D, ITOIGAWA F, KAWATA K, *et al.* Edge sharpening and surface modification of PcBN cutting tool by pulsed laser grinding[J]. *Key Engineering Materials*, 2012, 523/524: 131-136.
- [5] GARCIA-FERNANDEZ J, SALGUERO J, BATTISTA M, *et al.* Laser surface texturing of cutting tools for improving the machining of Ti₆Al₄V: a review[J]. *Metals*, 2024, 14(12): 1422.
- [6] DENKENA B, KRÖDEL A, GROVE T. Influence of pulsed laser ablation on the surface integrity of PCBN cutting tool materials[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 101(5): 1687-1698.
- [7] KATUKU K, KOURSARIS A, SIGALAS I. High-temperature stability of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool materials in air[J]. *Corrosion Science*, 2012, 64: 55-63.
- [8] JIANG C F, WU L F, LI Y J, *et al.* Surface morphology and transformation mechanisms of polycrystalline cubic boron nitride under 120-ns pulsed-laser ablation [J]. *Diamond and Related Materials*, 2026, 161: 113114.
- [9] XU L H, YUAN G Q. Development and simulation of a 3D thermal-fluid-solid coupled model for nanosecond pulsed moving laser ablation of copper based on the level set method[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 155: 950-970.
- [10] CIPELLI S, HUSSAIN A, DILECCE G, *et al.* Nanosecond laser ablation modeling of silicon and tungsten as support activity for LIBS diagnostic [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2026, 620: 156315.
- [11] XU X F. Phase explosion and its time lag in nanosecond laser ablation[J]. *Applied Surface Science*, 2002, 197: 61-66.
- [12] CHA D, AXINTE D. Transient thermal model of nanosecond pulsed laser ablation: Effect of heat accumulation during processing of semi-transparent ceramics [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2021, 173: 121227.
- [13] LEE H L, HUSSAIN A, MOON Y J, *et al.* Effect of heat-affected zone on the nanosecond pulsed laser scanning ablation of Ag nanoparticle layer[J]. *Current Applied Physics*, 2025, 72: 65-77.
- [14] ZHANG Z, ZHANG Q L, WANG Y Q, *et al.* Modeling of the temperature field in nanosecond pulsed laser ablation of single crystalline diamond [J]. *Diamond and Related Materials*, 2021, 116: 108402.
- [15] TAO S, WU B X, ZHOU Y, *et al.* Thermal modeling and experimental study of infrared nanosecond laser ablation of silicon[J]. *Journal of Applied Physics*, 2009, 106(12): 123507.
- [16] GOLDSTEIN J I, NEWBURY D E, MICHAEL J R, *et al.* *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*[M]. New York, NY: Springer New York, 2018.
- [17] NEWBURY D E, RITCHIE N W M. Is scanning electron microscopy/energy dispersive X-ray spectrometry (SEM/EDS) quantitative? [J]. *Scanning*, 2013, 35(3): 141-168.
- [18] JAROSZ K, UKAR E, KRÖDEL A, *et al.* Laser ablation and processing of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool material [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, 118(3): 785-800.
- [19] 乔健, 吴振铎, 彭信翰, 等. Micro-LED 芯片激光去除机理及工艺参数优化[J]. *光学精密工程*, 2024, 32(9): 1360-1370.
- QIAO J, WU ZH D, PENG X H, *et al.* Mechanism for laser-induced damage bad chip of Micro-LED and optimization of processing parameters [J]. *Optics and Precision Engineering*, 2024, 32

- (9): 1360-1370. (in Chinese)
- [20] GALLERO E, OUTÓN J, VÁZQUEZ-MARTÍNEZ J M, *et al.* Comparative study of focus variation microscopy and SEM stereoscopic reconstruction for characterizing ablation phenomena in laser surface texturing of WC-Co material [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025.
- [21] KARNAM D, LO Y L. Optimized nanosecond laser cutting of SiC wafers: a simulation-driven approach [J]. *Advanced Materials Technologies*, 2025, 10(14): 2401652.
- [22] HILL R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate [J]. *Proceedings of the Physical Society Section A*, 1952, 65(5): 349.
- [23] LENZ P, MAHNKEN R. Multiscale simulation of polymer curing of composites combined mean-field homogenisation methods at large strains [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2024, 290: 112642.
- [24] 王晓光, 温秋玲, 陈金鸿, 等. 激光诱导等离子体加工蓝宝石微结构及其润湿性[J]. *光学精密工程*, 2024, 32(3): 366-380.
WANG X G, WEN Q L, CHEN J H, *et al.* Laser-induced plasma-assisted ablation of sapphire microstructures and their wettability [J]. *Optics and Precision Engineering*, 2024, 32(3): 366-380. (in Chinese)
- [25] SIEGMAN A E. *Lasers* [M]. Mill Valley, Calif.: University Science Books, 1986.
- [26] ZHANG S, XIANG G M, LIU L H. The effects of superheating and thermal plasma on the physical process of nanosecond laser ablation: a numerical study [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2025, 251: 127383.
- [27] LIU H C, MAO X L, YOO J H, *et al.* Early phase laser induced plasma diagnostics and mass removal during single-pulse laser ablation of silicon [J]. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, 1999, 54(11): 1607-1624.
- [28] BULGAKOVA N M, PANCHENKO A N, ZHUKOV V P, *et al.* Impacts of ambient and ablation plasmas on short- and ultrashort-pulse laser processing of surfaces [J]. *Micromachines*, 2014, 5(4): 1344-1372.
- [29] LIU G S, KUANG D F. Damage mechanism in plasma evolution of nanosecond laser-induced damage of germanium sheets in air and vacuum [J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 174: 110689.
- [30] BERGMAN T L, LAVINE A. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer* [M]. 8th ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2017.
- [31] ZHANG T G, LIU T X, ZHAO S S, *et al.* Numerical simulation and experimental study of cleaning mechanisms in multipulse laser paint removal of acrylic polyurethane composite paint layers on aluminum alloy [J]. *Optics & Laser Technology*, 2025, 181: 112048.
- [32] AKKERMAN I. Monotone level-sets on arbitrary meshes without redistancing [J]. *Computers & Fluids*, 2017, 146: 74-85.
- [33] MASUD A, AL-NASEEM A A. Variationally derived discontinuity capturing methods: Fine scale models with embedded weak and strong discontinuities [J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2018, 340: 1102-1134.
- [34] PAIK J, KIM D, KIM H, *et al.* Numerical analysis of thermal damage by changing irradiation angle for peri-implantitis using photothermal therapy [J]. *Journal of Radiation Research and Applied Sciences*, 2024, 17(4): 101054.
- [35] HENRIQUES F C Jr. Studies of thermal injury; the predictability and the significance of thermally induced rate processes leading to irreversible epidermal injury [J]. *Archives of Pathology*, 1947, 43(5): 489-502.
- [36] MOHAMMED Y, VERHEY J F. A finite element method model to simulate laser interstitial thermo therapy in anatomical inhomogeneous regions [J]. *BioMedical Engineering OnLine*, 2005, 4(1): 2.
- [37] LEE H L, SIM I, MOON Y J, *et al.* Influence of the thermal properties of substrate on the nanosecond pulsed laser scanning ablation of Ag nanoparticle layer [J]. *Applied Physics A*, 2024, 130(10): 702.
- [38] JIA X S, CAI Y H, XU J Y, *et al.* Plasma shielding effect in nanosecond/CW combined pulse laser ablation of metals [J]. *Materials*, 2026, 19(6):

1117.

- [39] XU L H, YUAN G Q. The detailed study of surface morphology evolution in copper under moving

pulsed laser ablation considering thermal-fluid-solid coupling effects[J]. *Optics & Laser Technology*, 2025, 187: 112788.

作者简介:

江超凡(2000—),男,山东济宁人,硕士研究生,2022年于江南大学获得学士学位,主要从事PcBN刀具激光精密加工研究。E-mail: jiangchao-fan1020@163.com

通讯作者:

丁宗业(1987—),男,河南商丘人,博士,博士生导师,教授,2018年于上海交通大学获得博士学位,主要从事AI赋能冶金凝固控制的研究工作。E-mail: dingzongye@sjtu.edu.cn

通讯作者:

纠永涛(1985—),男,河南开封人,博士,硕士生导师,正高级工程师,2018于中国机械科学研究总院获得博士学位,现为宁波中机松兰刀具科技有限公司副总经理,主要从事超硬刀具的研发与产业化应用工作。E-mail: jiyongtao@camsouth.com.cn