DOI: 10.3901/JME.2020.11.202

熔石英光学元件的 CO₂ 激光加工技术研究新进展*

赵林杰^{1,2} 程健¹ 陈明君¹ 袁晓东² 廖威² 杨浩¹
刘启¹ 王海军²

(1. 哈尔滨工业大学机电工程学院 哈尔滨 150001;

2. 中国工程物理研究院激光聚变研究中心 绵阳 621900)

摘要: 熔石英元件是一种典型的硬脆性且难加工的材料, 在传统机械加工中的加工效率极低, 并且加工过程中引入的机械弱化层, 严重影响了熔石英元件在强冲击、高载荷、高能量环境下的使用寿命。和传统机械加工方法相比, CO₂ 激光加工技术的优点在于可实现非接触式加工, 并且去除精度高和去除效率高。尤其重要的是, CO₂ 激光加工后的熔石英光学元件无表面/亚表面裂纹、划痕等缺陷, 使得 CO₂ 激光加工技术在熔石英元件的加工中得到了重要且广泛的应用。因此, 从熔石英元件的 CO₂ 激光加工理论、大口径器件 CO₂ 激光加工工艺、局部区域 CO₂ 激光损伤修复, 以及表面微结构加工 4 个方面出发, 对熔石英光学元件的 CO₂ 激光加工技术研究现状进行综述, 重点分析了 CO₂ 激光加工技术在熔石英元件大口径器件/局部区域加工的工艺水平现状以及微结构加工的应用现状, 并探讨了 CO₂ 激光加工过程中引入的负面效应以及仍需解决的问题, 希望为推动 CO₂ 激光加工技术在熔石英元件加工的进一步应用提供参考。

关键词: 熔石英元件; 激光加工; 微结构; 表面改性; 损伤修复

中图分类号: TN249

New Progress of CO₂ Laser Processing Techniques for Fused Silica Optics

ZHAO Linjie^{1,2} CHENG Jian¹ CHEN Mingjun¹ YUAN Xiaodong² LIAO Wei²
YANG Hao¹ LIU Qi¹ WANG Haijun²

(1. School of Mechatronics Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001;

2. Research Center of Laser Fusion, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900)

Abstract: Fused silica optics is a typical hard and brittle material, which is inefficient in traditional mechanical processing for the difficult-to-process materials. And the mechanical weakening layer produced on processed surface seriously affects the service life of fused silica optics in the conditions of strong impact, high load, and high energy. Compared with traditional mechanical processing, the advantages of CO₂ laser processing technique are non-contact processing, high removal accuracy and high removal efficiency. Especially, the surface/subsurface cracks and scratches of fused silica optics processed by CO₂ laser do not exist. CO₂ laser processing technique has been widely used in processing of fused silica optics for these advantages. Therefore, this work reviews the development of CO₂ laser processing technique for fused silica optics from four aspects, i.e., the CO₂ laser processing theory of fused silica optics, the CO₂ laser processing technology for large-aperture optical elements, the CO₂ laser mitigating damages in local regions, and the CO₂ laser processing of surface microstructures. The respective capabilities and application status of CO₂ laser processing techniques for large-aperture or local region fused silica optics and surface microstructures have been analyzed. And the negative effects induced in CO₂ laser processing and the problems needing to be solved discussed in detail. This work is expected to provide reference for further application of CO₂ laser processing techniques for fused silica optics.

Key words: fused silica optics; laser processing; microstructure; surface modification; damage mitigation

* 国家自然科学基金(51775147, 51705105)、科学挑战计划(TZ2016006-0503-01)、哈尔滨工业大学机器人技术与系统国家重点实验室自主课题(SKLR201718A, SKLR201803B)、中国科协“青年人才托举工程”(No. 2018QNRC001)资助项目。20190816 收到初稿, 20191204 收到修改稿

0 前言

熔石英的主要成分为 SiO₂, 其硬度高, 热膨胀系数低, 耐高温, 化学稳定性好, 透紫外光和红外光。因其优良的热学、光学和机械性能多用于半导体、电光源、光导通信、激光等技术和光学仪器中。在国防领域, 半球谐振子构成的半球谐振陀螺在国防战略武器及高空卫星的导航、定位中发挥着关键作用。在微结构中, 熔石英可用于制造微流体通道、微透镜阵列、光栅及全息结构等。在数据通信中, 石英光纤以其极低耗、宽带的特点广泛应用于有线电视和通信系统。在高功率固体激光终端光学组件中, 熔石英用于制作紫外光学元件, 如屏蔽片(窗口玻璃)、取样光栅、聚焦透镜等。

熔石英作为一种硬脆性材料, 是典型的难加工材料。熔石英元件的光学加工过程中, 必须经历研磨、抛光等一系列加工过程^[1]。研磨工序会在熔石英表面和亚表面引入大量的裂纹、划痕和残余应力等机械损伤。抛光作为熔石英加工的最后工序, 也会引入新的亚表面损伤(裂纹、划痕塑性变形层等)。针对光学元件损伤问题, 美国能源部在 1999 年的国家点火装置(National ignition facility, NIF)技术评审报告中明确指出, 应“找出表面损伤与体损伤的起始因素, 并发展消除这些起始因素的制造和加工方法”^[2], 足见熔石英元件的加工制造水平已经成为相关领域发展的瓶颈。熔石英元件加工技术发展到现在, 特别是磁流变抛光(Magneto-rheological finishing, MRF)技术已经可以实现光学元件纳米级材料的去除, 几乎可以做到没有划痕, 继续减少和消除划痕、微裂纹已经变得极其困难; 或是由于成本、效率问题难以应用于实际工程^[3]。因此, 光学元件的一些先进后处理工艺被引入, 用于提高光学元件抗激光损伤能力, 如离子束处理技术^[4], 湿法化学刻蚀技术^[5], 热退火技术^[6], 激光预处理技术^[7]以及 CO₂ 激光局部修复技术^[8, 9]。这些技术的应用使得光学元件的抗激光损伤能力大幅提升, 延长了光学元件的使用寿命, 尤其是 CO₂ 激光局部修复技术对熔石英元件局部损伤抑制的研究最多、最成熟。美国 LLNL 实验室的研究人员于 2013 年提出了一套成熟的大口径熔石英光学元件 CO₂ 激光修复工艺。该工艺实现了大口径熔石英光学元件的批量修复, 修复后的光学元件可在 NIF 的通光条件下承受高能激光的重复辐照^[10]。到 2013 年 9 月, LLNL 实验室已经完成了近 3 000 片光学元件、90 000 个损伤点的修复

工作, 光学元件的最大循环修复次数达到 11 次^[3, 10]。到 2017 年, LLNL 实验室完成了 300 000 个损伤点的修复^[11]。按照每片元件 30 个损伤点计算, 约完成了 10 000 片光学元件的修复。由此可知, CO₂ 激光局部修复技术已经在实际工程中得到了验证, 并实现了熔石英光学元件的大批量损伤修复。

熔石英元件对 CO₂ 激光的吸收率高, 在材料表层的数微米深度内, 激光能量转化为热量, 迅速将材料表层温度加至热熔融或蒸发状态, 从而实现材料表面的熔融流动或蒸发去除。和传统机械加工方法相比, CO₂ 激光加工的优点在于可实现非接触式加工, 且去除精度和去除效率高^[12-13]。尤其重要的是, CO₂ 激光非接触式抛光后熔石英元件的表面/亚表面无裂纹、划痕等缺陷。同时, 在熔石英元件的表面微结构加工中, CO₂ 激光可实现微流体通道、微阵列透镜、光纤结构、全息结构以及周期性结构等的快速成型, 实现高效高精度、高精度加工。虽然 CO₂ 激光对熔石英材料的热作用会产生负面影响, 如残余应力、波前畸变、热改性层等, 但通过优化工艺参数或结合相应的后处理工艺(热处理及 MRF)可降低热作用影响。因此, CO₂ 激光加工技术作为一种高效、高精度以及无损加工技术, 将会为高速飞行器、激光武器、高功率固体激光聚变装置中光学元件以及微光学器件的加工提供一种新的技术手段, 实现满足强冲击、高载荷、高能量使用环境和高质量光束输出的大口径光学元件的加工。

1 熔石英元件的 CO₂ 激光加工理论

CO₂ 激光作用于熔石英材料时, 材料发生相变, 并且伴随着熔融流动、烧蚀等物理过程的发生。为了研究该过程中的温度分布、形貌产生机制、材料改性以及应力产生情况, 需要对 CO₂ 激光和熔石英材料的相互作用过程进行理论研究。

1.1 表面温度场分布

熔石英材料吸收 CO₂ 激光能量, 并在内部通过热传导的方式进行扩散。假设熔石英是各向同性的均匀材料, 其非稳态热传导偏微分方程可表达为

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot (-k \nabla T) = Q \quad (1)$$

图 1 为 CO₂ 激光作用后熔石英元件表面和内部的温度分布图。CO₂ 激光能量呈高斯分布, 激光功率 170 W, 频率 50 Hz, 占空比 20%, 光束半径 1 mm (1/e²), 辐照时间为 2 s, 面热源形式, 辐照结束后熔石英元件表面的最高温度达到 3 354 K^[14]。

图1 CO₂激光辐照下的温度场分布

关于热源 Q 的假设,有不同的定义方法。2004年, ZHAO 等^[15]使用了体热源方法模拟了 CO₂ 激光加热熔石材料的瞬态温度分布情况。2016年, DOUALLE 等^[16]定义了三种不同的热源,分别为表面热源 Q_1 、体热源 Q_2 以及热吸收系数随温度变化的体热源 Q_3 , 并通过 COMSOL 软件仿真计算了三种热源的差异。结果表明, 三种热源的定义方法对最终温度的影响在 1% 以内, 且表面热源 Q_1 的定义方式计算最快, 因此可根据计算资源或者计算精度选择不同的热源定义方式。此外, 激光作用于熔石英材料, 一部分能量产生热电子发射和光电效应, 而另一部分能量通过电子与晶格或离子的相互作用转化为材料的热能。因此, 也可使用 Beer-Lambert 定律模拟光强来定义热源项

$$\frac{\partial I}{\partial z} = \alpha(T)I = Q \quad (2)$$

式中, $\alpha(T)$ 是与材料温度相关的吸收系数。COLVIN 等^[17]利用该热源仿真了激光作用时材料内部的温度场分布, 并依此研究了辐射对温度场的影响, 与试验结果较为吻合。

1.2 表面融熔流动

随着 CO₂ 激光的作用, 材料先后经历软化、熔融以及蒸发。熔石英为非晶材料, 用黏滞系数进行描述, 黏滞系数与温度和蒸汽压的关系如图 2 所示^[18-19]。当温度达到 2 700 °C 时, 蒸气压等于大气压, 此时达到气化温度, 材料以蒸发为主, 当温度高于 2 000 °C, 低于 2 700 °C 时, 材料处于融熔状态。

图2 熔石英粘滞系数、蒸汽压与温度的关系

CO₂ 激光作用于熔石英元件表面的温度分布不均匀, 在表面张力的驱动下, 材料发生黏性流动。2009 年^[9]和 2010 年^[20], SHEN 等使用 CO₂ 激光抛

光了一定高度光栅结构, 并用流体力学理论解释了该过程, 使用雷诺数 Re 与韦伯数 We 的比值 τ 定义了毛细数

$$\tau = Re/We = \sigma t / \mu(T)W = N_c^{-1} \quad (3)$$

式中, σ 是表面张力; t 是作用时间; W 是光栅宽度; N_c^{-1} 是毛细数; $\mu(T)$ 是黏度。而实际加工过程中由于材料结构特性的转变, 熔石英的黏度与温度的关系变得复杂。文献中提供了熔石英黏度实际测量值^[18], SHEN 等根据该数据拟合了 2 000 ~ 3 500 K 范围内的数值表达式。抛光结果表明, 毛细数 N_c^{-1} 值越大抛光效果越好, 当 $N_c^{-1} \rightarrow 1$ 时, 达到较为理想的抛光效果^[21]。

于景侠^[22]和 HE^[23]等则建立了熔石英材料在 CO₂ 激光辐照下的融熔流动模型。并分别计算了光压、重力、表面张力以及马兰哥尼效应作用下的材料表面形貌, 结果表明, 马兰哥尼效应起到主导作用, 最终决定材料的表面形貌, 如图 3 所示。

图3 不同力作用下的材料表面形貌

1.3 表面蒸发去除

高功率激光作用下, 熔石英元件表面温度瞬间达到烧蚀状态, 在较短的时间内材料达到去除, 虽然此时材料的温度较高, 黏度较低, 但是在较短的时间尺度(微秒/亚微秒)下, 融熔流动产生的位移较小。因此, 材料表面的最终形貌主要由蒸发去除决定, 而材料的蒸发速度是该研究的主要难点。

2002 年 FEIT 等^[24]解释了熔石英元件表面去除的机制是材料的喷射, 并且给出了材料喷射速度的评估公式, 但是在实际加工中该公式的适用条件限制较大, 尤其是激光功率密度高的条件。

2012 年, ROBIN 等^[25]用气态热力学和动力学理论评估任何温度下的最大喷射速率。当液体和它的蒸汽达到平衡, 气体分子在单位时间 t 内撞击冷凝表面 S 的数量 dN , 用理想气体假设方程计算

$$dN/(dt \cdot dS) = \frac{1}{4} n_{vap} \cdot \bar{c} \quad (4)$$

式中, n_{vap} 为单位体积的分子数; $\bar{c} = \sqrt{8RT/\pi M}$ 是平均速度; R 是理想气体常数; M 是相对分子质量。因为液气平衡要求冷凝和蒸发的材料达到平衡, 此

时蒸发达到最大值

$$dm/(dt \cdot dS) = \frac{1}{4} \rho_{sat} \cdot \bar{c} \quad (5)$$

式中, $\rho_{sat} = P_{sat}M/RT$ 是饱和蒸汽的密度, P_{sat} 是其压力。最终, 材料的蒸发深度可用下式估算

$$\Delta h = \int_{t=0}^{\infty} \frac{P_0}{\rho_{liq}} \sqrt{\frac{M}{2\pi RT(t)}} \exp\left[\frac{U}{R}\left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T(t)}\right)\right] dt \quad (6)$$

蒸汽的化学成分 90% 以上为 SiO₂ 和 O₂, 因此平均相对分子质量 $M=40$ g/mol。将该推导公式的计算结果和试验结果进行对比, 结果表明功率过高或过低时, 材料的蒸发深度预测误差较大, 在 4.3~5.5 W 功率范围(对应的功率密度为 99~177 W/cm²)内, 可准确预测的去除深度为 0.1~10 μm。

2016 年, DOUALLE 等^[16]对 ROBIN 等的模型进行了改进。当表面温度超过材料的软化点 (1 850 K), 材料开始出现强烈的喷射, 在材料表面产生屏障。他们认为这种屏障是一种密度均匀的蒸汽材料。基于这种假设, 利用瞬态温度仿真估算激光作用过程中的材料蒸发去除情况。在每一个时间步长 t , 材料表面坐标 (x_0, y_0) 处的烧蚀深度

$$\Delta z(x_0, y_0, t) = \int_0^t \frac{P_0}{\rho_{liq}} \sqrt{\frac{M}{2\pi RT(x_0, y_0, z(\tau), t)}} \times \exp\left[\frac{U}{R}\left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T(x_0, y_0, z(\tau), t)}\right)\right] d\tau \quad (7)$$

式中, $\Delta z(x_0, y_0, t)$ 为第 i 个 t 时间内的烧蚀深度增加量。该模型的计算结果和试验结果对比如图 4 所示, 该模型可准确预测 0.1~100 μm 的去除深度。

图 4 材料烧蚀坑深度随功率变化趋势

NOWAK 等^[26]利用 Hertz-Knudsen-Schrage 公式和能量守恒原理, 建立了熔石英材料在高功率密度(约 1 MW/cm²)、短脉冲宽度(10~100 μs)的材料蒸发去除模型, 并用该模型评估了蒸发速率

$$v_e \rho = \frac{2}{2 - \eta_c} \sqrt{\frac{M}{2\pi R_c}} \left[\eta_e \frac{p_s}{\sqrt{T_l}} - \eta_c \frac{p_g}{\sqrt{T_g}} \right] \quad (8)$$

$$v_e = I_0 \frac{1 - R}{\rho \Delta H} \quad (9)$$

该模型的计算结果和试验结果如图 5 所示。试验结果和预测的蒸发深度较为统一, 说明了该模型的正确性。该模型中使用了两个比较关键的参数: 蒸发阈值温度 T_{th} 和蒸发温度 T_v 。蒸发阈值温度 T_{th} 是指材料发生蒸发时所达到的温度条件, 激光继续辐照, 材料最终达到的稳态温度称为蒸发温度 T_v 。蒸发阈值温度约为 3 000 K, 而蒸发温度和能量密度相关, 因此需要根据实际的加工条件具体计算。

图 5 模型预测和试验的烧蚀深度对比

综上所述, 在进行温度场仿真时, 选择不同的热源方式以平衡仿真的计算速度和计算精度。而材料熔融流动的主驱动力为表面张力的切向分力, 即马兰哥尼效应, 这是由于材料表面温度分布不均造成的。马兰哥尼效应使得材料表面变得光滑, 是获得光滑表面的重要理论依据。在材料进行烧蚀仿真时, 应当注意激光的功率密度, 当功率密度小于 1 kW/cm² 时, 可使用气态动力学和热力学评估材料烧蚀速度; 当功率密度达到 1 MW/cm² 时, 材料开始喷发, Hertz-Knudsen-Schrage 公式和能量守恒原理将用来评估材料喷发速度, 并计算该功率密度下的材料蒸发温度 T_v 。

哈尔滨工业大学的 ZHAO 等^[27]也建立了 CO₂ 激光作用下熔石英材料的蒸发去除模型。熔石英材料吸收 CO₂ 激光的能量, 其表面温度迅速增加。热量通过热传导向材料内部传递, 而在材料边缘存在热辐射和自然对流散失热量。在加工区域材料蒸发也会带走大量的热量, 而且通过蒸发损失的热量和材料蒸发量有关。材料蒸发时, 材料的气-固界面向材料内部移动, 移动速度即为材料的蒸发速度, 在气-固界面处能量达到动态平衡, 可用下式表达

$$\rho \Delta H v_n = \rho \Delta H u \cdot n = (\Phi_1 - \Phi_2) \cdot n = \Delta \Phi \quad (10)$$

式中, ΔH 为蒸发潜热; ρ 为材料密度; Φ_1 为材料吸收的能量; Φ_2 为材料内部热传导以及边界热辐射和自然对流散热的能量; $\Delta \Phi$ 为材料蒸发带走的能量; v_n 为气-固界面法向移动速度。

气-固界面法向移动速度 v_n 是计算熔石英材料

蒸发深度的关键参数。在前文所述, 激光作用于材料时, 材料表面达到蒸发阈值温度 T_{th} , 材料出现蒸发, 随着激光的持续作用, 材料表面最终达到蒸发温度 T_v , 此时材料的蒸发速度最大且达到稳定。因此材料蒸发带走的能量 $\Delta\Phi$ 可用下式计算

$$\Delta\Phi = h_{th}(T_{th} - T) + h_v(T_v - T) \quad (11)$$

式中, h_{th} 和 h_v 是材料的蒸发过程的传热系数, 均是温度的函数

$$h_{th} = \begin{cases} 0 & T < T_{th} \\ k_{th}(T_{th} - T) & T \geq T_{th} \end{cases} \quad (12)$$

$$h_v = \begin{cases} 0 & T < T_v \\ k_v(T_v - T) & T \geq T_v \end{cases} \quad (13)$$

式中, k_{th} 和 k_v 是系数, k_v 的值一般较大, 以保证仿真过程中材料表面最高温度在蒸发温度附近。如图 6 所示, 为运动 CO_2 激光加工后材料表面形貌, 其中仿真和试验中使用的激光参数为: 激光功率 50 W, 光斑直径 90 μm , 脉冲宽度 10 μs , 脉冲频率 10 kHz, 脉冲距离 27.7 μm (重叠率 69.2%)。该参数下仿真和试验的蒸发深度分别为 618 nm 和 695 nm, 误差较小。同时, CO_2 激光作用后, 材料表面成波纹状微观结构, 仿真计算的波纹周期和高度分别为 27.7 μm 和 26 nm, 而试验测得的波纹周期和高度分别为 27.3 μm 和 23 nm。波纹周期和 CO_2 激光光斑运动的脉冲距离一致, 而波纹高度则是由每次激光脉冲蒸发材料后形成的表面残留高度,

图 6 CO_2 激光加工后材料表面形貌

并且试验和仿真结果达到一致。图 6a 中给出了每次脉冲作用后材料表面形貌, 由于刚开始作用时材料温度较低, 激光的大部分能量用于材料升温, 当脉冲次数达到 4 次以后, 材料去除达到稳定。仿真过程揭示了表面波纹的形成机制, 通过优化激光参数和运动参数可以加工出表面粗糙度 R_a 优于 10 nm 的光滑表面, 可为 CO_2 加工熔石英材料提供理论指导。

2 熔石英元件的大口径器件加工工艺

针对尺寸在数十到数百毫米的大口径熔石英光学器件, 目前主要的加工方式为机械加工, 主要包括成型、磨削及抛光。然而这种传统机械加工后光学元件表面产生的加工缺陷, 在强冲击、高载荷、高能量使用环境下易诱导元件产生损伤, 降低光学元件的使用寿命。因此需要改进现有光学元件的加工工艺, 减少光学元件的加工缺陷。和传统抛光加工方法相比, CO_2 激光加工熔石英的优点在于可实现非接触式加工, 且去除精度和去除效率高。尤其重要的是, CO_2 激光非接触式抛光后熔石英光学元件的表面/亚表面无裂纹、划痕等缺陷。因此, CO_2 激光加工技术作为一种高效、高精度以及无损加工技术, 可为光学元件的加工提供一种新的技术手段。

自 2011 年起, 德国 ILT (Fraunhofer Institute for Laser Technology) 的研究人员致力于使用 CO_2 激光加工熔石英光学元件, 经过多年的发展, 已经建立了一套加工工艺^[12-13, 28-33], 如图 7 所示。该工艺不受表面形状的限制, 可非接触加工出球面、非球面以及自由曲面光学元件。具体流程包括激光成形、激光融熔和激光修形, 每个步骤的激光参数不同, 针对每个工艺步骤, 研究人员进行了详细的研究。

图 7 基于 CO_2 激光的光学元件制造技术

2.1 激光成形

2011 年, HEIDRICH 等^[33]使用功率为 1.5 kW 的连续 CO_2 激光进行快速成形, 材料去除率可达 20 mm^3/s , 加工后的表面粗糙度为 3 μm 。2015 年, CO_2 激光调 Q 技术^[30]被应用到熔石英元件的表面加工中, 调 Q 后的激光脉冲峰值功率为 40 kW, 最小

脉冲宽度为 350 ns。在试验中, 加工 50 层的去除深度为 200 μm , 去除率为 0.016 5 mm^3/s , 加工后的表面粗糙度为 2.4 μm 。到 2017 年, 他们调节调 Q 的激光器平均功率从 10 W 到 140 W 变化, 材料的单层去除深度最大可达 60 μm , 最大材料去除率为 2.35 mm^3/s , 并且将该加工参数应用于蜂巢光学结构的加工, 如图 8 所示^[13]。

图 8 CO₂ 激光成形加工的蜂巢光学结构

2.2 激光熔融

2015 年, WEINGARTEN 等^[29]使用 CO₂ 激光熔融抛光球面透镜, 实现最大直径 64 mm 口径的元件抛光。但有文献指出激光熔融抛光后的材料表面呈现统一的特征^[12, 28, 32], 即在空间波长小于 100 μm 的尺度内, 材料表面粗糙度为 0.1 nm, 而空间波长大于 100 μm 的尺度内, 材料表面粗糙度迅速增加, 形成残余波纹, 影响光学元件的面型精度, 如图 9 所示。为提高元件表面质量, CO₂ 激光表面修形技术被应用于元件的精密加工。

图 9 CO₂ 激光熔融抛光后的表面粗糙度^[12, 32]

2.3 激光修形

激光修形的目的是降低激光抛光后光学元件的表面波纹, 以提高光学元件的面型精度。由于激光的热作用, 激光修形过程中可能会产生新的表面波纹, 因此需要多次激光修形对表面质量进行收敛。激光抛光后, 采用测量手段检测特定区域的波纹, 然后对该区域进行高精度表面选择性材料烧蚀以减少几何误差, 再进行激光抛光以提高表面粗糙度。重复该循环过程, 直到光学元件的表面质量达到要求。根据文献报道^[32], 激光抛光后的表面波纹特征为空间波长大于 100 μm , 表面粗糙度小于 10 nm,

因此激光修形的单次脉冲去除坑的横向尺寸应小于 100 μm , 纵向尺寸小于 10 nm。

ILT 研究室研究成果表明, 在其他参数不变的情况下, 材料的烧蚀深度和激光脉冲宽度呈正相关关系, 如图 10 所示^[13, 31-32]。在烧蚀深度小于 15 nm 时, 烧蚀深度随脉冲宽度线性增加, 在烧蚀深度大于 15 nm 时, 烧蚀深度随脉冲宽度指数性增加。产生这种差异可用两种物理机制进行解释: 第一种机制为材料致密化, 即激光加工以及加工后的快速冷却阶段, 熔石英材料的表面微结构发生了变化, 密度增加, 并且在材料温度达到蒸发温度之前, 该影响已经发生^[34]; 第二种机制就是材料的蒸发。因此材料致密化是材料烧蚀深度线性增加的原因; 而材料致密化和蒸发烧蚀是烧蚀深度指数增加的原因, 并且随着烧蚀深度的增加, 蒸发烧蚀起主导作用。

图 10 激光脉冲宽度与烧蚀深度的关系^[13, 32]

如图 11 为高精度表面选择性去除过程示意图。首先使用白光干涉仪测量表面形貌, 获取高度信息, 再根据去除深度和激光脉宽的关系, 选择对应去除深度的脉冲宽度, 高精度选择性去除表面材料。ILT 研究室开发的软件可控制激光的位置(振镜系统)以及脉冲宽度(AOM)。该过程可将机械抛光后的光学元件表面粗糙度从 $Sa=4.4$ nm, $RMS=5.2$ nm 降低到 $Sa=1.5$ nm, $RMS=1.9$ nm。

图 11 高精度表面选择性去除过程示意图^[32]

综上所述, 激光成形只考虑材料的去除效率, 因此加工后的光学元件表面粗糙度较低, 处于亚微米到微米级别。激光熔融后, 将光学元件的表面粗糙度降低到纳米级别, 但在宏观上会残留表面波纹, 降低光学元件的面形精度。因此, 最后使用激光修形去除元件的表面波纹以提高面形精度。

为了保证机械加工的面型精度以及 CO₂ 激光加工的高效率, 哈尔滨工业大学 ZHAO 等^[27]提出了一种基于 CO₂ 激光加工技术的改进传统光学元件加工

工艺。将 CO_2 激光抛光作为熔石英光学元件传统抛光的一种替代加工方法,如图 12 所示。传统精密磨削之后的光学元件表面粗糙度大于 50 nm , 并且伴随着深度 $1\sim 100\text{ }\mu\text{m}$ 的裂纹产生。具体的加工步骤如下: CO_2 激光实现光学元件表面精密高效抛光,快速去除材料表面的裂纹区域,并将表面粗糙度降低到 50 nm 以内; CO_2 激光实现光学元件表面超精密抛光,将表面粗糙度降低到 10 nm 以内;对光学元件进行退火处理,去除前序步骤的热改性层。这样加工后的光学元件表面粗糙度优于 10 nm , 且无裂纹无残余应力,在经过先进后处理工艺(如磁流变抛光、离子束刻蚀等)进一步提高光学元件的表面质量。

图 12 改进的光学元件加工工艺

图 13 为不同脉冲宽度激光作用下的元件表面。在 0.18 s 内即可完成 $1.25\times 1.25\text{ mm}^2$ 范围的面加工,相比传统机械抛光的加工效率大大提高。同时,随着脉冲宽度的增加,激光烧蚀深度呈指数性增加,即激光加工的材料去除效率随之快速增加。脉冲宽度从 $5\text{ }\mu\text{s}$ 到 $10\text{ }\mu\text{s}$ 变化时,烧蚀深度分别为 53.5 nm , 130 nm , $1\,202\text{ nm}$, $2\,414\text{ nm}$, 表面粗糙度分别为 2.68 nm , 3.22 nm , 14.46 nm , 24.8 nm 。由此可知,脉冲宽度为 $10\text{ }\mu\text{s}$ 时,表面粗糙度优于 25 nm , 脉冲宽度 $6\text{ }\mu\text{s}$ 时,表面粗糙度优于 10 nm 。通过控制激光的脉冲宽度,可实现材料定量去除,并且实现光滑表面的加工。

图 13 不同激光脉宽加工后的元件表面^[27]

虽然 CO_2 激光加工技术具有效率高、非接触加工等优点,但是引入的残余应力、面型畸变、光束调制等诸多问题仍未得到有效解决,这些问题也是

限制 CO_2 激光加工技术在大口径熔石英器件加工中应用的重要瓶颈。德国 ILT 实验室的研究成果表明,目前的 CO_2 激光加工的光学元件仅能满足照明使用,无法满足光学成像要求及高能激光辐照条件。因此如何消除 CO_2 激光加工后的负面效应是当前加 CO_2 激光加工工艺的研究重点。ZHAO 等提出的一种基于 CO_2 激光加工技术改进的传统光学元件加工工艺,使用高功率短脉冲激光加工光学元件不仅提高加工效率,同时降低加工的热影响区^[14],提高加工后光学元件的性能,保证加工后的表面粗糙度优于 10 nm 。优化工艺参数,可进一步提高加工后光学元件的性能,这也论证了 CO_2 激光加工技术在大口径器件加工中具有可观的应用前景。

3 熔石英元件的局部区域损伤修复

传统机械加工后的熔石英光学元件易在元件表面局部区域引入加工缺陷,这些缺陷在强激光辐照下易诱导产生局部损伤,损伤直径从数十微米到数毫米不等。并且,随着激光辐照次数的增加,损伤区域面积呈指数性增长。而熔石英材料在 CO_2 激光的辐照下迅速升温并达到熔融、蒸发状态,从而修复熔石英表面局部损伤,以提高熔石英元件损伤区域的抗激光损伤能力,抑制损伤区域进一步扩展。因此,世界各国对 CO_2 激光修复技术进行了大量的研究。针对损伤类型的不同,可将损伤修复分为局部区域点损伤修复和局部区域划痕损伤修复;针对修复方式的不同可将损伤修复分为减材损伤修复和增材损伤修复。同时,分析了 CO_2 激光局部区域损伤修复过程中的材料改性,以消除或降低 CO_2 激光损伤修复时的负面影响。

3.1 材料改性

玻璃材料的内部微观结构和其热处理历史密切相关,关于 CO_2 激光辐照对熔石英材料内部微观结构的影响有许多的报道。TOOL 等^[35]最先提出了假想温度 T_f (Fictive temperature)的概念,即为熔石英材料的冻结温度^[36]。如图 14 为 CO_2 激光处理过程中假想温度的变化曲线图,当材料温度小于玻璃化(Glass transition)温度 T_g 时,由于材料的弛豫时间长,因此假想温度不变;当材料温度高于玻璃化温度时,材料的弛豫时间迅速降低,内部为结构重新排列达到平衡,假想温度和材料温度保持一致。在冷却过程中,当材料的弛豫跟不上冷却速度时,材料将发生冻结,此时的温度即为材料的冻结温度^[37]。而 CO_2 激光处理过程的冷却速度远大于熔石英材料的制备

过程, 因此 CO₂ 激光处理后的熔石英假想温度较高。ZHAO 等^[15]发现经 CO₂ 激光扫描处理后的假想温度升高约 1 000 K, 在激光的热影响区域假想温度稳定在 5% 误差以内, 在激光热影响区的边界附近, 假想温度快速降低到未处理区域的值。

图 14 CO₂ 激光处理过程中假想温度的变化曲线图

CO₂ 激光辐照熔石英材料后, 对热影响区域内的材料进行了改性: ① HF 酸刻蚀熔石英速率增加^[15, 38], 利用这一特性可制造阵列微凹透镜^[39]; ② 材料致密化, 材料体积收缩, 通过退火处理降低材料假想温度, 进而消除材料的体积收缩效应^[34, 40-41], 如图 15 所示; ③ 熔石英材料羟基含量降低; ④ 折射率升高; ⑤ i-O-Si 键角减小; ⑥ 拉曼光谱变化等。

图 15 CO₂ 激光辐照熔石英的体积收缩效应

CO₂ 激光辐照熔石英带来的材料改性使得元件的抗激光损伤能力发生变化, 同时也为光路传输带来不稳定因素, 因此在 CO₂ 激光修复表面损伤时必须消除或减小负面影响, 以保证激光修复后的光学元件在高功率激光装置中安全稳定地运行。

3.2 局部区域点损伤修复

TEMPLE 等^[7]首次利用 CO₂ 激光对机械抛光后的熔石英元件表面进行全口径光栅式扫描处理, 验证了 CO₂ 激光可对光学元件进行表面改性, 提高熔石英元件的抗激光损伤能力。随后几十年内, 各国对 CO₂ 激光局部修复熔石英元件表面损伤进行了大量研究, 其中具有代表性的是美国国家点火装置(NIF)、法国兆焦耳装置(LMJ)以及中国高功率固体激光装置, 而且各国的研究成果已经在激光诱导惯性约束核聚变装置(ICF)中得到应用。

美国劳伦斯利弗莫尔国家实验室(Lawrence Livermore National Laboratory, LLNL)的研究人员对

激光修复熔石英元件表面局部点损伤进行了深入的研究。单个损伤点的 CO₂ 激光修复最早报道见于 2001 年, BRUSASCO 等^[42]使用大光斑(直径 5 mm) CO₂ 激光修复一些横向尺寸大(直径 600 μm)但深度较浅(深度小于 6 μm)的弥散状损伤坑, 修复后形成了高斯分布的凹坑。这种大光斑的修复区域以熔融为主, 是一种非蒸发式修复方式, 其修复的热影响区域大, 降低了光学元件的面形精度, 如图 16a 所示。到 2010 年, ADAMS 等^[43]优化了非蒸发修复方式的修复参数, 并且将该方式可修复损伤点的尺寸降低到 200 μm 以内。优化后的 13 个修复点在 13.4 J/cm² 的激光通量辐照下未发生损伤, 修复率达到 100%^[44]。针对尺寸较大的损伤点, LLNL 实验室的研究人员提出采用小光斑扫描的方式进行修复。该修复方式的激光功率密度高, 致使材料表面温度迅速升高达到烧蚀状态, 从而形成一定形状的修复坑, 称之为蒸发式修复, 如图 16b 所示。但是材料的烧蚀碎片易再沉积在材料表面, 使得修复点在激光辐照下易产生再次损伤。为了抑制烧蚀碎片的产生, BASS 等^[45]在距离修复点 1~2 mm 处放置负压吸气装置, 吸收激光修复过程中产生的碎片, 但是该装置仍无法将碎片完全去除。所以在修复结束后, 将大光斑 CO₂ 激光作用于修复区域, 将烧蚀碎片再次熔融从而钝化修复点。该方法结合振镜系统实现了大尺寸损伤点(>200 μm)的修复, 烧蚀点周围的再沉积碎片得到有效控制, 但是修复坑中心会产生凸起形貌, 导致对传输光产生调制, 极大地增加了下游光学元件的损伤概率。

图 16 局部区域非蒸发式修复和蒸发式修复

为了解决蒸发式修复过程中遇到的各种问题, LLNL 实验室的研究者们不断努力, 于 2010—2016 年期间提出了改进型的蒸发式修复方式^[3, 10, 46]。使用直径 100 μm、功率密度约 1 MW/cm²、脉冲宽度 10 μs 的 CO₂ 激光进行损伤修复, 极大地降低了热影响区域和材料熔融的时间, 使得修复点的凸起高度约为 100 nm, 远远低于改进前的数微米。并且激光作用时元件表面温度达到 4 000 K 以上, 烧蚀材

料的喷射速度约为 1 m/s, 在吸气装置的配合下, 大大减少了再沉积碎片的产生。该参数下的平均功率(约 1 W)远低于连续工作模式(约 10 W), 其产生的残余应力可忽略不计, 无需退火处理。改进后蒸发式修复的损伤点形貌为典型的锥形坑, 如图 17 所示。初始损伤点的形貌对修复后的锥形形貌几乎不影响, 说明该修复方式的确定性和可预测性。通过控制激光脉冲能量和扫描轨迹, 可加工出和损伤尺寸对应的锥形修复坑, 该方式可修复的损伤横向尺寸为 475 μm 、深度为 275 μm , 这是报过得最大可修复深度。LLNL 实验室在激光修复熔石英元件表面损伤进行了数十年的研究, 形成了较为成熟的光学元件循环策略, 每周可实现约 40 块大口径光学元件的修复工作, 为 NIF 装置的稳定运行提供重要保障。

图 17 改进后蒸发式修复的锥形坑

法国原子能和替代能源委员会(The french alternative energies and atomic energy commission, CEA)的研究人员于 2007 年提出 Z-扫描可变光斑修复方式, 通过调整聚焦透镜位置改变作用于熔石英元件表面的光斑大小^[47]。该修复方式下, 约 98% 的修复点在 10 J/cm² 的激光通量辐照下承受 200 发次而不损伤。但是该修复方式对参数控制较为严格, 在后续的研究中鲜见报道。随后几年里, 他们主要研究了 CO₂ 激光修复后熔石英元件表面残余应力的分布情况, 并指出残余应力的存在是诱导修复点再次损伤的一个主要原因^[16, 48-49]。如图 18 所示为含应力修复点损伤后的应力图^[48], 应力分布于修复点周围, 并且在后续的激光辐照下, 损伤发生于残余应力较大区域。为了提高修复效果, 降低残余应力, 他们提出采用大光斑二次辐照局部修复点的解决方案, 并与放置退火炉中的等温退火进行比较。退火后的修复点抗激光损伤能力明显增加, 尽管两种退火方式的效果相差不大, 但是 CO₂ 激光局部退火只需要数秒, 仍是目前修复点退火采用的方式^[41, 50]。到 2016 年, CEA 的研究人员提出了和 LLNL 实验室类似的改进

型蒸发式修复方法, 将修复坑的形貌加工成锥形, 可修复损伤最大直径为 700 μm , 对应的深度为 240 μm 。同样, 修复后的损伤点抗激光损伤能力显著增加^[51-52]。

图 18 含应力修复点损伤后的应力图^[48]

中国工程物理研究院的研究者在熔石英元件的 CO₂ 激光损伤修复方面也进行了研究工作, 并为国内高功率激光装置稳定运行做出了大量努力。利用熔石英材料对 CO₂ 激光的强吸收性, 黄进等^[53]使用 CO₂ 激光对熔石英元件进行面扫描处理, 修复了局部区域内的表面损伤, 提高了熔石英材料的损伤阈值。随后蒋勇^[54]、LIAO 等^[55]也是用类似方式实现了熔石英局域/全口径范围内损伤阈值的提高。然而, CO₂ 激光与熔石英材料的热作用过程降低了熔石英元件的表面性能, 如残余应力增加、面型精度降低等。因此, 损伤点的修复方式主要采用局部修复技术^[56]。CO₂ 激光局部修复技术的可变参数较多, 为了获得较好的修复效果, 修复参数之间的优化组合非常重要。研究者们系统研究了激光频率、功率和辐照时间^[56-58]对修复效果的影响规律, 并且对修复过程中产生的气泡、残余应力、烧蚀碎片和边缘凸起环进行了有效控制^[58-59], 大大提高了熔石英光学元件的激光损伤阈值。

到目前为止, 熔石英元件表面损伤修复的研究较为完备, 针对修复后产生的负面效应, 学者们均提出了相应的解决方案, 并在一定程度上满足修复区域的抗激光损伤能力要求。熔石英元件表面损伤修复再利用作为光学元件“循环策略”中的重要环节, 抑制了熔石英元件表面损伤的持续增长, 延长了元件的使用寿命, 对高功率激光装置的稳定运行具有重大意义。

3.3 局部区域划痕损伤修复

在抛光、研磨等加工工序中, 由于某些尺寸较大的研磨颗粒在元件表面滑动, 致使熔石英表面/亚表面产生局部的裂纹或塑性形变, 从而形成各类划痕^[60], 其中包括赫兹划痕、径向划痕、横向划痕和“拖尾”划痕^[61]。划痕的存在严重地降低了光学元件的损伤阈值, 在高功率激光辐照下容易扩展为损伤, 降低光学元件的使用寿命^[62]。

传统机械加工后, 熔石英元件表面的划痕宽度一般小于 20 μm , 深度小于 10 μm , 长度从几百微米到几毫米不等。若采用单点修复方式修复整条划痕, 必将产生较深的修复坑, 从而导致较强的光束调制造成下游光学元件的损伤, 因此需要采用一种新的修复方式对划痕进行有效修复。利用裂纹愈合机理对划痕进行修复是当前划痕的主要修复方式, 即 CO₂ 激光沿着划痕加热材料, 使材料温度高于熔融温度且低于蒸发温度, 材料在表面张力作用下愈合裂纹, 进而修复划痕。2002 年, 美国 LLNL 实验室的 FEIT 等^[24]理论上分析了 CO₂ 激光作用下熔石英表面裂纹愈合机理, 愈合时间 $\tau_c = \eta w / (\pi \sigma)$, 其中 τ_c 为裂纹愈合时间, η 为黏滞系数, w 为裂纹宽度, σ 为表面张力。法国 CEA 实验室的研究者首先利用图像处理提取划痕宽度、长度及中心轴线, 为划痕修复的 CO₂ 激光参数和光斑运动轨迹选取作参考^[63], 如图 19 所示。CO₂ 激光修复后的划痕区域表面光滑、无裂纹和烧蚀碎片存在。该修复方式可修复 16 μm 深度的划痕, 并且将划痕区域的损伤阈值从 4 J/cm² (@2.5 ns) 提高到 16 J/cm² (@2.5 ns), 高于 LMJ 装置的运行通量, 延长了熔石英元件的使用寿命^[62, 64]。关于划痕的修复研究国内亦有报道^[65], 修复后划痕区域的损伤阈值增加到 11 J/cm² (@3 ns)。

因划痕特征的不确定性, 检测手段较为复杂。目前为止, 较小的划痕采用先进缓解工艺(Advanced mitigation process, AMP)去除, 即通过兆声波辅助酸刻蚀熔石英去除表面划痕损伤^[5]。较大的划痕则将其划分为多个局部损伤区域, 然后采用第 3.2 节中的局部区域点损伤修复方式进行去除, 虽然该方式增加了修复区域, 降低光束传输质量, 但仍是抑制划痕区域损伤继续增长、提高光学元件的使用寿命的有效手段。

图 19 图像处理识别划痕轮廓过程

3.4 局部区域损伤增材修复

对于局部区域点损伤, 目前常用方法是蒸发式修复, 通过熔融和去除损伤区域材料形成抗激光损伤能力较强的修复坑。然而, 无论是上述哪种修复

方式, 均会在元件表面形成修复坑, 对光束产生调制。为了从根本上消除光束调制, MATTHEWS 等^[66-67]利用激光-化学气相沉积(L-CVD)技术, 将化学反应产生的 SiO₂ 粉末填充于损伤区域并加热使材料熔融形成平坦表面, 实现损伤的增材修复, 如图 20 所示。具体过程如下: ① 使用 CO₂ 激光对损伤区域进行加热预处理, 愈合损伤坑内部裂纹, 形成高斯型坑; ② CO₂ 激光将损伤区域温度加热到 1 000~1 500 K; ③ 通入包含正硅酸乙酯(TEOS, 高于 650 $^{\circ}\text{C}$ 分解成 SiO₂)前驱气体, 在损伤区域表面沉积 SiO₂; ④ 提高激光功率, 将损伤区域温度提高到 2 000~2 500 K 进行退火; ⑤ 修复完成^[68]。对增材修复后的损伤区域进行阈值测试, 结果表明修复后的损伤阈值最高可达到 12 J/cm² (@5 ns), 高于 NIF 中的运行激光通量 8~9 J/cm² (@5ns)。基于 L-CVD 的局部损伤增材修复方式是传统单点修复方式的重大创新, 为实现高质量高性能的损伤修复带来可能性, 具有独特的优势和应用前景。当前, 仅有美国 LLNL 实验室进行了增材修复的相关试验, 并未进行系统研究, 该修复方法仍处于探索阶段。

图 20 激光-化学气相沉积(L-CVD)损伤修复示意图

综上所述, 虽然各国在熔石英修复方面进行了大量的研究, 但是 CO₂ 激光的热作用使得修复后的损伤区域存在热改性层以及修复后产生的修复坑仍是该区域再次发生损伤的主要原因, 并且增加了下游光学元件的损伤概率。熔石英元件的 CO₂ 激光修复区域在激光辐照后会发生损伤, 这是由于 CO₂ 激光修复加工技术作为一种热加工技术, 会在修复坑表层残留热影响区, 从而降低该区域的激光损伤阈值。而且, 目前主流的激光修复方式是减材修复, 修复后的锥形凹坑以及凹坑边缘的凸起环增加了高能激光的调制度, 增加了下游光学元件的损伤概率。作为一种热加工技术, 提高加工功率并降低激光加工时间, 可有效降低 CO₂ 激光加工后的热影响区。ZHANG 等^[69]提出 CO₂ 激光修复损伤时, 激光脉冲宽度越短, 热影响区的厚度越小。在热影响区最小时, 形成最少的再沉积粉末、几乎可忽略的残余应力和边缘凸起。同时, 增材修复是一种很

有前景的修复方式,但是目前的修复工艺较为复杂,而且很难控制修复区域形貌。因此,优化激光加工参数、减少热影响区这将是优化 CO_2 激光修复工艺的进一步方向,可为高功率激光装置的稳定运行提供保障。

4 熔石英元件的表面微结构加工

CO_2 激光加工技术以其高效率、高柔性等优点在很多领域得到应用。而且, CO_2 激光的光斑大小和功率可连续调整,实现不同尺度的微结构加工。在激光辐照下,材料升温达到熔融状态,表面张力驱动表面材料发生迁移,从而降低材料表面的粗糙度或形成特殊的结构。在高功率密度激光辐照下,材料迅速达到烧蚀状态,实现微结构的快速成型加工。激光作为电磁波,在激光与材料相互作用时,入射光与表面声子极化产生干涉,造成激光光强波动,从而在加工表面诱导产生周期性结构^[70]。

4.1 微流体通道加工

CO_2 激光在微流体通道加工中主要用于通道表面的抛光以提高其表面粗糙度。2016 年, JUNG 等^[71]利用直径 $200\ \mu\text{m}$ 的 CO_2 激光抛光了宽度 $300\ \mu\text{m}$ 、深度 $50\ \mu\text{m}$ 的微流体通道,在扫描速度 $50\ \text{mm/s}$ 的速度下,将微流体通道的表面质量从 $Ra=172.8\ \text{nm}$ 降低到 $67.5\ \text{nm}$ 。同年, SERHATLIOGLU 等^[72]首先使用飞秒激光粗加工微流体通道,然后 HF 酸刻蚀,最后使用 CO_2 激光抛光,将表面粗糙度 $Ra=200\ \text{nm}$ 降低到 $60\ \text{nm}$ 。

4.2 微阵列透镜加工

微阵列透镜的形式较多:一般包括凸柱透镜、凸透镜以及凹透镜。如图 21 所示,透镜的加工无法一步成型,需要结合多个工艺^[73]。首先使用飞秒激光加工出周期性微光栅阵列结构,然后 CO_2 激光沿着沟槽方向多次抛光光栅结构,在表面张力作用下形成阵列微凸柱透镜^[74-75];若飞秒激光在元件表面加工出阵列柱状结构,经 CO_2 激光抛光后则会形成阵列凸透镜^[76]。激光技术的应用,使得微透镜阵列的加工更为高效,且加工质量和其他方式加工的商用产品相当^[73]。

除了飞秒激光, CO_2 激光的快速去除也可用于光学元件的快速成型。NOWAK 等^[77]按照光栅扫描方式快速加工出微透镜,但透镜表面因光栅扫描而形成衍射光栅结构,这种结构的形成导致光学元件性能下降,无法满足使用要求。因此,再次利用 CO_2 激光进行微抛光,去除衍射光栅,提高微透镜的光学性能。这种结合了 CO_2 激光快速烧蚀去除和微抛

光两个过程的加工方法,有效提高了微透镜的加工效率^[78]。

图 21 微透镜阵列的加工过程

此外,也有学者将 CO_2 激光用于微阵列凹透镜的加工,如图 22 所示^[39]。熔石英在高功率密度 CO_2 激光辐照材料发生烧蚀去除,并且会产生热影响区,该区域材料的假想温度升高,从而引起的材料微结构改变^[15],再利用 HF 酸将改性区域材料快速刻蚀形成凹透镜。这种方式也为微阵列凹透镜的加工提供了一种快速高效的加工手段。

图 22 阵列微凹透镜以及在显微镜下的成像

4.3 锥透镜加工

贝塞尔光束是 Helmholtz 方程的传播不变量解,理论上,它在传播时不会衍射和扩散,因此在试验中无法获得。但是在有限的空间内,锥透镜可以将高斯分布的光束转化为近贝塞尔光束。SCHWARZ 等^[79]使用激光技术获得了满足使用条件的锥透镜。首先使用飞秒激光快速成型加工出锥透镜,其表面粗糙度 Ra 为 $0.56\ \mu\text{m}$,随后使用 CO_2 激光抛光将表面粗糙度提高到 $34\ \text{nm}$,如图 23 所示,为了评估该方法加工的锥透镜的光学质量,锥透镜生成的近贝塞尔光束和理想贝塞尔光束进行比较,结果较为吻合,这也验证了该方法可满足锥透镜的精密加工要求。

4.4 光纤结构加工

机械加工后,光纤内部的裂纹降低了其强度并且增加了光纤损耗。而氢氧火焰抛光法是目前较为常用的一种减少光纤裂纹的方法,然而氢氧火焰的气体流动使得熔融表面产生畸变,并且该方法会引入反应产物以及其他粒子。这些缺点在一定程度上

图 23 理论计算和试验测量的贝塞尔光束形貌对比

限制了氢氧火焰抛光法的应用。而近几年提出的 CO₂ 激光抛光技术将克服氢氧火焰抛光的缺点, 并且可用于制造光纤^[80]。HEPTONSTALL 等^[81]提出在光纤拔丝之前对原材料进行 CO₂ 激光抛光, 达到熔融状态的熔石英材料被制造成光纤。该方法制造的光纤表面无裂纹, 其拉断强度可达 4.4 GPa, 并且光纤损耗降低 30%。

ŞİMŞEK 等^[82]则改进了锥形光纤偏转器锥形头的加工工艺, 使用 CO₂ 激光抛光机械加工后的光纤锥形头, 将锥形光纤的表面粗糙度从 9 μm 提高到 4.07 nm, 并且不会改变锥形头的几何形状, 如图 24 所示。该方法可快速获得光滑表面的锥形光纤偏转器, 提高加工效率。

图 24 锥形光纤机械加工和激光抛光的 SEM 图

4.5 全息结构加工

CO₂ 激光在高功率密度下可实现材料的快速去除, 形成烧蚀坑。当 CO₂ 激光烧蚀坑的尺寸足够小时, 在设计区域将烧蚀坑进行阵列, 进而形成全息结构。如图 25 所示, WLODARCZYK 等^[83]在全息结构设计区域加工了直径 24 μm、深度 0.5 μm 的点阵坑, 在 LED 光的投射下形成全息成像效果。

4.6 周期性表面结构加工

激光具有很高的能量, 是提高元件加工效率的一种重要手段。同时, 激光是电磁波, 具有波的属性。当激光与材料相互作用, 入射光与表面声子极化产生干涉, 造成激光光强波动, 从而在加工表面诱导产生周期性结构^[70]。CHEN 等^[84]的研究结果表明, 非晶二氧化硅与空气界面处的表面声子极化共振发生在 9 μm。因此, CO₂ 激光可在熔石英表面加

图 25 全息结构的设计及成像效果

工出周期为 9 μm 的激光诱导周期性表面结构(Laser Induced Periodic Surface Structure, LIPSS)。

一般来说, 通过合适的相位匹配技术, 如棱镜、光栅和粗糙表面散射, 可以有效地从入射平面波发起表面声子极化^[85]。具体过程是首先利用激光在材料表面加工出一定的结构, 然后以此初始结构作为表面声子极化源, 激光持续辐照, 最后加工出 LIPSS。MAKIN 等^[70]使用光斑直径为 500 μm、功率密度为 5 MW/cm² 的脉冲 CO₂ 激光在熔石英表面对同一区域连续辐照 35 次时, 诱导产生了周期为 9.1 μm 的浮雕光栅。当辐照次数持续增加, 激光光斑中心区域的浮雕光栅逐渐向边缘移动, 而在中心区形成折射率光栅(因材料折射率改变而形成的光栅效果)。ZHANG 等^[86]则利用光斑直径为 90 μm、功率密度为 1 MW/cm² 的脉冲 CO₂ 激光在熔石英表面进行小区域光栅扫描, 扫描行间距 13.5 μm。当扫描次数达到 6 次时, 诱导产生了周期为 9 μm 的光栅结构, 并且该结构在正衍射和反衍射中均表现出良好的结构色彩效应, 如图 26 所示。

图 26 CO₂ 激光加工周期性结构及其结构色效果

综上所述, 随着 CO₂ 激光技术的发展以及该技术加工的高效率、高柔性特点, 将会在熔石英元件表面微结构的加工中得到更广泛应用。

5 结论

作为一种典型的难加工材料,熔石英元件的加工效率极低,并且传统机械加工后的光学元件会残留加工缺陷,导致光学元件在强冲击、高载荷、高能量使用环境下易产生损伤。随着先进制造技术的发展,采用高效、高精度以及无损加工的光学元件已经成为满足强冲击、高载荷、高能量使用环境要求的必然选择。 CO_2 激光是实现熔石英光学元件高效、高精度以及无损加工的一种有效途径。因此发展并研究熔石英元件的 CO_2 激光加工技术,是高效加工精密光学元件的关键。

在熔石英元件大口径器件加工中, CO_2 激光加工后引入的残余应力、面型畸变以及残留表面波纹,恶化了光学元件表面质量,无法满足高质量光束输出要求。因此,改进 CO_2 激光加工工艺,使加工后的光学元件表面粗糙度优于 10 nm,且无裂纹和残余应力,可为强冲击、高载荷、高能量使用环境下的光学元件加工提供一种新的技术手段。进一步,在熔石英元件局部区域损伤修复中, CO_2 激光修复后损伤区域存在的热改性层以及修复后产生的修复坑仍是该区域再次发生损伤的主要原因,并且增加了下游光学元件的损伤概率。因此,进一步改进现有修复工艺以及研究新的修复方式(增材修复)、减少激光加工热影响区,可为我国高功率固体激光装置的稳定运行提供保障。在熔石英元件的表面微结构加工中, CO_2 激光加工技术以其高效率、高柔性的优点得到广泛应用,随着加工工艺的完善与成熟, CO_2 激光加工技术必将在更多的领域得到应用。

然而, CO_2 激光加工是一种热加工作用过程,在熔石英元件加工中引入的负面效应(热影响区)是限制该技术发展的瓶颈难题。改善现有 CO_2 激光加工工艺,减少熔石英元件在大口径器件加工、局部区域损伤修复以及微结构加工中引入的负面效应,满足光学元件在强冲击、高载荷、高能量使用环境下的使用要求,将是 CO_2 激光加工技术在熔石英元件加工得到广泛应用的前提条件,也是 CO_2 激光加工技术的发展方向。

参 考 文 献

- [1] CAMP D W, KOZLOWSKI M R, SHEEHAN L M, et al. Subsurface damage and polishing compound affect the 355-nm laser damage threshold of fused silica surfaces[J]. Proc. SPIE, 1998, 3244: 356-364.
- [2] HUNT J T. National ignition facility performance review 1999[R]. Livermore: Lawrence Livermore National Lab. (LLNL), 2000.
- [3] SPAETH M L, WEGNER P J, SURATWALA T I, et al. Optics recycle loop strategy for NIF operations above UV laser-induced damage threshold[J]. Fusion Science and Technology, 2016, 69(1): 265-294.
- [4] SUN L X, LIU H J, HUANG J, et al. Reaction ion etching process for improving laser damage resistance of fused silica optical surface[J]. Optics Express, 2016, 24(1): 199-211.
- [5] SURATWALA T I, MILLER P E, BUDE J D, et al. HF-based etching processes for improving laser damage resistance of fused silica optical surfaces[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2011, 94(2): 416-428.
- [6] PRASAD R R, BRUERE J R, PETERSON J, et al. Enhanced performance of large 3 ω optics using UV and IR lasers[J]. Proc. SPIE, 2003, 5273: 288-295.
- [7] TEMPLE P A, LOWDERMILK W H, MILAM D. Carbon dioxide laser polishing of fused silica surfaces for increased laser-damage resistance at 1064 nm[J]. Applied Optics, 1982, 21(18): 3249-3255.
- [8] LIU C M, JIANG Y, LUO C S, et al. The structure evolution of fused silica induced by CO_2 laser irradiation[J]. Chinese Physics Letters, 2012, 29(4): 44211-44214.
- [9] SHEN N, MATTHEWS M J, FAIR J E, et al. Study of CO_2 laser smoothing of surface roughness in fused silica[J]. Proc. SPIE, 2009, 7504: 750411.
- [10] FOLTA J, NOSTRAND M, HONIG J, et al. Mitigation of laser damage on national ignition facility optics in volume production[J]. Proc. SPIE, 2013, 8885: 88850Z.
- [11] Efficiency Improvements-2017 : Automation Speeds and Smooths NIF's Optics Recycle Loop[EB/OL]. [2019-09-29]. <https://lasers.llnl.gov/news/efficiency-improvements/2017/october>.
- [12] HEIDRICH S, RICHMANN A, SCHMITZ P, et al. Optics manufacturing by laser radiation[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2014, 59(59): 34-40.
- [13] WEINGARTEN C, ULUZ E, SCHMICKLER A, et al. Glass processing with pulsed CO_2 laser radiation[J]. Applied Optics, 2017, 56(4): 777-782.

- [14] ZHAO L J, CHENG J, CHEN M J, et al. Toward little heat-affected area of fused silica materials using short pulse and high power CO₂ laser[J]. *Results in Physics*, 2019, 12: 1363-1371.
- [15] ZHAO J, SULLIVAN J, ZAYAC J, et al. Structural modification of silica glass by laser scanning[J]. *Journal of Applied Physics*, 2004, 95(10): 5475-5482.
- [16] DOUALLE T, GALLAIS L, CORMONT P, et al. Thermo-mechanical simulations of CO₂ laser-fused silica interactions[J]. *Journal of Applied Physics*, 2016, 119(11): 113106.
- [17] COLVIN J, SHESTAKOV A, LKEN J S, et al. The role of radiation transport in the thermal response of semitransparent materials to localized laser heating[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 053506.
- [18] MENDEZ E, NOWAK K M, BAKER H J, et al. Localized CO₂ laser damage repair of fused silica optics[J]. *Applied Optics*, 2006, 45(21): 5358-5367.
- [19] DOREMUS R H. Viscosity of silica[J]. *Journal of Applied Physics*, 2002, 92(12): 7619-7629.
- [20] SHEN N, MATTHEWS M J, FAIR J E, et al. Laser smoothing of sub-micron grooves in hydroxyl-rich fused silica[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256(12): 4031-4037.
- [21] MATTHEWS M J, YANG S T, SHEN N, et al. Micro-shaping, polishing, and damage repair of fused silica surfaces using focused infrared laser beams[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2015, 17(3): 247-252.
- [22] 于景侠. CO₂ 激光辐照熔石英材料的热力学和动力学模拟[D]. 成都: 电子科技大学, 2015.
YU Jingxia. Thermodynamic and kinetic Simulation on fused silica materials Irradiated by CO₂ laser[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology, 2015.
- [23] HE T, WEI C, JIANG Z, et al. Super-smooth surface demonstration and the physical mechanism of CO₂ laser polishing of fused silica[J]. *Optics Letters*, 2018, 43(23): 5777-5780.
- [24] FEIT M D, RUBENCHIK A M. Mechanisms of CO₂ laser mitigation of laser damage growth in fused silica[J]. *Proc. SPIE*, 2002, 4932: 91-102.
- [25] ROBIN L, COMBIS P, CORMONT P, et al. Infrared thermometry and interferential microscopy for analysis of crater formation at the surface of fused silica under CO₂ laser irradiation[J]. *Journal of Applied Physics*, 2012, 111: 063106.
- [26] NOWAK K M, BAKER H J, HALL D R. Analytical model for CO₂ laser ablation of fused quartz[J]. *Applied Optics*, 2015, 54(29): 8653-8663.
- [27] ZHAO L J, CHENG J, CHEN M J, et al. Formation mechanism of a smooth, defect-free surface of fused silica optics using rapid CO₂ laser polishing[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2019, 1(3): 035001.
- [28] HEIDRICH S, WEINGARTEN C, WILLENBORG E, et al. Polishing and form correction with laser radiation[J]. *Classical Optics*, 2014: OTu1B.4.
- [29] WEINGARTEN C, HEIDRICH S, WU Y, et al. Laser polishing of glass[J]. *Proc. SPIE*, 2015, 9633: 963303.
- [30] HEIDRICH S, WEINGARTEN C, ULUZ E, et al. Glass processing with high power Q-switch CO₂ laser radiation[C] // *Lasers in Manufacturing Conference*, 2015.
- [31] HEIDRICH S, WILLENBORG E, WEINGARTEN C, et al. Laser polishing and laser form correction of fused silica optics[J]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2015, 46(7): 668-674.
- [32] WEINGARTEN C, SCHMICKLER A, WILLENBORG E, et al. Laser polishing and laser shape correction of optical glass[J]. *Journal of Laser Physics*, 2017, 29: 011702.
- [33] HEIDRICH S, WILLENBORG E, RICHMANN A. Development of a laser based process chain for manufacturing freeform optics[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 519-528.
- [34] FEIT M D, MATTHEWS M J, SOULES T F, et al. Densification and residual stress induced by CO₂ laser-based mitigation of SiO₂ surfaces[J]. *Proc. SPIE*, 2010, 7842: 784200.
- [35] TOOL A Q. Relation between inelastic deformability and thermal expansion of glass in its annealing range[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1946, 29(9): 240-253.
- [36] LANCERY M, R GNIER E, POUMELLE B. Fictive temperature in silica-based glasses and its application to optical fiber manufacturing[J]. *Progress in Materials Science*, 2012, 57(1): 63-94.
- [37] 郑万国, 祖小涛, 袁晓东, 等. 高功率固体激光装置的负载能力及其相关物理问题[M]. 北京: 科学出版社, 2014.
ZHENG Wanguo, ZU Xiaotao, YUAN Xiaodong, et al.

- Damage resistance and physical problems of high power laser facilities[M]. Beijing: Science Press, 2014.
- [38] J S, J Z, TD B. Measurement of thermally induced changes in the refractive index of glass caused by laser processing[J]. *Applied Optics*, 2005, 44(33): 7173.
- [39] ZHANG C C, LIAO W, YANG K, et al. Fabrication of concave microlens arrays by local fictive temperature modification of fused silica[J]. *Optics Letters*, 2017, 42(6): 1093-1096.
- [40] VIGNES R M, SOULES T F, STOLKEN J S, et al. Thermomechanical modeling of laser-induced structural relaxation and deformation of glass: volume changes in fused silica at high temperature[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2013, 96(1): 137-145.
- [41] DOUALLE T, GALLAIS L, CORMONT P, et al. Effect of annealing on the laser induced damage of polished and CO₂ laser-processed fused silica surfaces[J]. *Journal of Applied Physics*, 2016, 119(21): 213106.
- [42] BRUSASCO R M, PENETRANTE B, BUTLER J A, et al. Localized CO₂ laser treatment for mitigation of 351 nm damage growth in fused silica[J]. *Proc. SPIE*, 2001, 4679: 40-47.
- [43] ADAMS J J, BOLOURCHI M, BUDE J D, et al. Results of applying a non-evaporative mitigation technique to laser initiated surface damage on fused-silica[J]. *Proc. SPIE*, 2010, 7842: 784223.
- [44] YANG S T, MATTHEWS M J, ELHADJ S, et al. Comparing the use of 4.6 μm lasers versus 10.6 μm lasers for mitigating damage site growth on fused silica surfaces[J]. *Proc. SPIE*, 2010, 7842: 784219.
- [45] BASS I L, DRAGGOO V G, GUSS G M, et al. Mitigation of laser damage growth in fused silica NIF optics with a galvanometer scanned CO₂ laser[J]. *Proc. SPIE*, 2006, 6261: 62612A.
- [46] STOLZ C J. The national ignition facility: The path to a carbon-free energy future[J]. *Philos. Trans. A Math. Phys. Eng. Sci.*, 2012, 370(1973): 4115-4129.
- [47] PALMIER S, GALLAIS L, COMMANDRE M, et al. Optimization of a laser mitigation process in damaged fused silica[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255: 5532-5536.
- [48] LAURENT G, PHILIPPE C, JEAN-LUC R. Investigation of stress induced by CO₂ laser processing of fused silica optics for laser damage growth mitigation[J]. *Optics Express*, 2009, 17(26): 23488-23501.
- [49] GALLAIS L, CORMONT P, RULLIER J L. Birefringence and residual stress induced by CO₂ laser mitigation of damage growth in fused silica[J]. *Proc. SPIE*, 2009, 12(Suppl 1): 75040Z.
- [50] CORMONT P, GALLAIS L, LAMAIN RE L, et al. Impact of two CO₂ laser heatings for damage repairing on fused silica surface[J]. *Optics Express*, 2010, 18(25): 26068-26076.
- [51] DOUALLE T, GALLAIS L, MONNERET S, et al. CO₂ laser microprocessing for laser damage growth mitigation of fused silica optics[J]. *Optical Engineering*, 2017, 56(1): 011022.
- [52] DOUALLE T, GALLAIS L, MONNERET S, et al. Development of a laser damage growth mitigation process, based on CO₂ laser micro processing, for the laser MegaJoule fused silica [J]. *Proc. SPIE*, 2016, 10014: 1001407.
- [53] 黄进, 吕海兵, 叶琳, 等. 利用 CO₂ 激光预处理提高熔石英基片的损伤阈值[J]. *中国激光*, 2007, 34(05): 723-727.
- HUANG Jin, LÜ Haibing, YE Lin, et al. Damage threshold improvement of fused silica chip by CO₂ laser pretreatment[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2007, 34(5): 723-727.
- [54] 蒋勇, 贺少勃, 袁晓东, 等. CO₂ 激光光栅式扫描修复熔石英表面缺陷的试验研究与数值模拟[J]. *物理学报*, 2014, 63(6): 068105.
- JIANG Yong, HE Shaobo, YUAN Xiaodong, et al. Experimental investigation and numerical simulation of defect elimination by CO₂ laser raster scanning on fused silica[J]. *Acta Physica Sinica*, 2014, 63(6): 068105.
- [55] LIAO W, ZHANG C, SUN X, et al. Full aperture CO₂ laser process to improve laser damage resistance of fused silica optical surface[J]. *Advances in Condensed Matter Physics*, 2014, 2014: 164-168.
- [56] JIANG Y, LIU C M, LUO C S, et al. Mitigation of laser damage growth in fused silica by using a non-evaporative technique[J]. *Chinese Physics B*, 2012, 21(5): 316-322.
- [57] DAI W, XIANG X, JIANG Y, et al. Surface evolution and laser damage resistance of CO₂ laser irradiated area of fused silica[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2011, 49(2): 273-280.
- [58] 蒋勇. 熔石英光学元件表面损伤修复的理论和试验研究[D]. 成都: 电子科技大学, 2012.
- JIANG Yong. Theoretical and experimental studies on surface damage repairs of fused silica optical components[D].

- Chengdu: University of Electronic Science and Technology, 2012.
- [59] ZHANG C C, LIAO W, ZHANG L J, et al. Investigation of control of residual stress induced by CO₂ laser-based damage mitigation of fused silica optics[J]. *Advances in Condensed Matter Physics*, 2014, 2014: 302-306.
- [60] SURATWALA T I, MILLER P E, FEIT M D, et al. Scratch forensics[J]. *Optics and Photonics News*, 2008, 20(9): 12-15.
- [61] WONG L, SURATWALA T, FEIT M D, et al. The effect of HF-NH₄F etching on the morphology of surface fractures on fused silica[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2009, 355: 797-810.
- [62] CORMONT P, CORBINEAU T, GALLAIS L, et al. Characterization of scratches on fused silica optics and a way to remove them[J]. *Proc. SPIE*, 2012, 8530: 853026.
- [63] CORMONT P, BOURGEADE A, CAVARO S, et al. Relevance of carbon dioxide laser to remove scratches on large fused silica polished optics[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2015, 17(3): 253-259.
- [64] CORMONT P, COMBIS P, GALLAIS L, et al. Removal of scratches on fused silica optics by using a CO₂ laser[J]. *Optics Express*, 2013, 21(23): 28272-28289.
- [65] LIU C M, YAN Z H, YANG L, et al. Mitigation scratch on fused silica optics using CO₂ laser[J]. *Optica Applicata*, 2016, XLVI(3): 387-397.
- [66] MATTHEWS M J, ELHADJ S, GUSS G M, et al. Localized planarization of optical damage using laser-based chemical vapor deposition[J]. *Proc. SPIE*, 2013, 8885: 888526.
- [67] MATTHEWS M J. Simulating laser-material interactions[J]. *Laser Focus World*, 2015, 51(8): 33-38.
- [68] MATTHEWS M J, ELHADJ S. Localized atmospheric laser chemical vapor deposition: United States, 2015/0064363 A1[P]. 2013-04-19.
- [69] ZHANG C, ZHANG L, JIANG X, et al. Influence of pulse length on heat affected zones of evaporatively-mitigated damages of fused silica optics by CO₂ laser[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2020, 125: 105857.
- [70] MAKIN V S, PESTOV Y I. Formation of relief gratings and refractive-index gratings on quartz glass under the action of a the radiation of a TEA CO₂ laser[J]. *Journal of optical technology*, 2004, 71(8): 527-531.
- [71] JUNG S, LEE P A, KIM B H. Surface polishing of quartz-based microfluidic channels using CO₂ laser[J]. *Microfluidics and Nanofluidics*, 2016, 20(6): 84.
- [72] SERHATLIOGLU M, ORTA B, ELBUKEN C, et al. CO₂ laser polishing of microfluidic channels fabricated by femtosecond laser assisted carving[J]. *Journal of Micro-mechanics and Microengineering*, 2016, 26(11): 115011.
- [73] CHOI H K, RYU J, KIM C, et al. Formation of micro-lens array using femtosecond and CO₂ lasers[J]. *Journal of Laser Micro Nanoengineering*, 2016, 11(3): 341.
- [74] KIM C, SOHN I-B, LEE Y J, et al. Fabrication of a fused silica based mold for the microlenticular lens array using a femtosecond laser and a CO₂ laser[J]. *Optical Materials Express*, 2014, 4(11): 2233-2240.
- [75] CHOI H, AHSAN M S, YOO D, et al. Formation of cylindrical micro-lens array on fused silica glass surface using CO₂ laser assisted reshaping technique[J]. *Optics and Laser Technology*, 2015, 75: 63-70.
- [76] SOHN I B, YOO D, NOH Y C, et al. Formation of a plano-convex micro-lens array in fused silica glass by using a CO₂ laser-assisted reshaping technique[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2016, 69(3): 335-343.
- [77] NOWAK K M, BAKER H J, HALL D R. Pulsed-laser machining and polishing of silica micro-optical components using a CO₂ laser and an acousto-optic modulator[J]. *Proc. SPIE*, 2003: 107-111.
- [78] NOWAK K M, BAKER H J, HALL D R. Efficient laser polishing of silica micro-optic components[J]. *Applied Optics*, 2006, 45(1): 162-171.
- [79] SCHWARZ S, RUNG S, ESEN C, et al. Fabrication of a high-quality axicon by femtosecond laser ablation and CO₂ laser polishing for quasi-Bessel beam generation[J]. *Optics Express*, 2018, 26(18): 23287-23294.
- [80] ER I G, OZER M. Fiber optic polishing by CO₂ lasers[C]// *AIP Conference Proceedings*, 2007, 794-794.
- [81] HEPTONSTALL A, BARTON M A, BELL A S, et al. Enhanced characteristics of fused silica fibers using laser polishing[J]. *Classical and Quantum Gravity*, 2014, 31(10): 105006.
- [82] ŞİMŞEK E U, ŞİMŞEK B, ORTA B. CO₂ laser polishing of conical shaped optical fiber deflectors[J]. *Applied Physics B*, 2017, 123(6): 176.
- [83] WŁODARCZYK K L, WESTON N J, ARDRON M, et al. Direct CO₂ laser-based generation of holographic structures on the surface of glass[J]. *Optics Express*, 2016, 24(2): 1447-1462.

- [84] CHEN D Z A, CHEN G. Measurement of silicon dioxide surface phonon-polariton propagation length by attenuated total reflection[J]. Applied Physics Letters, 2007, 91(12): 824-121.
- [85] KEILMANN F, BAI Y H. Periodic surface structures frozen into CO₂ laser-melted quartz[J]. Applied Physics A, 1982, 29(1): 9-18.
- [86] ZHANG C C, LIAO W, ZHANG L J, et al. Large-area uniform periodic microstructures on fused silica induced

by surface phonon polaritons and incident laser[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2018, 105: 101-105.

作者简介: 赵林杰, 男, 1992 年出生, 博士研究生。主要研究方向为精密超精密加工及先进制造技术。

E-mail: zhaolinjie_hit@163.com

程健, 男, 1987 年出生, 博士, 副教授。主要研究方向为精密超精密加工及表面完整性评价技术。

E-mail: cheng.826@hit.edu.cn

陈明君(通信作者), 男, 1971 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向精密超精密加工、先进制造技术及微纳米制造技术。

E-mail: chenmj@hit.edu.cn