

熔石英表面紫外损伤点的飞秒激光修复技术

方 周^{1,2} 赵元安¹ 陈顺利^{1,2} 胡国行¹ 刘文文^{1,2} 陈惟肖^{1,2} 李大伟¹ 邵建达¹

(¹中国科学院上海光学精密机械研究所, 强激光材料重点实验室, 上海 201800; ²中国科学院大学, 北京 100049)

摘要 熔石英表面激光损伤发展问题一直制约着高功率激光系统的运行通量, 采用飞秒激光修复损伤点抑制损伤发展并探索修复机理。首先采用时域有限差分方法(FDTD)分析不同形状修复点的电场分布, 优化修复点结构。通过改变飞秒激光脉冲能量、样品台移动参数控制修复点的形状、尺寸与深度, 实现最优化修复结构。结果表明矩形修复结构降低了局部区域光强分布, 经飞秒激光修复后, 修复点的损伤发展阈值远高于修复前损伤点的发展阈值。采用微区电子能谱仪(EDS)分析修复点的化学成分发现飞秒修复能减少氧缺陷含量, 从而降低吸收系数。因此, 减少吸收性缺陷以及降低局部光强是抑制损伤发展的关键因素。

关键词 激光光学; 修复; 飞秒激光; 熔石英

中图分类号 O439 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL201340.0403001

Mitigation of Ultraviolet Laser Damage on Fused Silica Surface with Femtosecond Laser System

Fang Zhou^{1,2} Zhao Yuan'an¹ Chen Shunli^{1,2} Hu Guohang¹ Liu Wenwen^{1,2}
Chen Weixiao^{1,2} Li Dawei¹ Shao Jianda¹

¹Key Laboratory of Materials for High Power Laser, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China
²University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract Growth of laser induced damage on the surface of fused silica plays a major role in determining optics lifetime in high power laser systems. In this paper, a femtosecond laser system is applied to create benign mitigation pits to replace growing damage sites; the mitigation mechanism is also explored. The electric field distribution around mitigation pit is modeled with the finite difference time domain (FDTD) method to determine the optimal mitigation geometry. The shape, size and depth of mitigation pit are controlled by varying energy of femtosecond laser, changing the movement mode of sample stage, in order to achieve the optimal mitigation geometry. The results of laser damage growth test indicate that the rectangular mitigation structure can reduce the light intensity distribution and the damage threshold of mitigation pits is much higher than damaged sites. Furthermore, Energy dispersive spectrometers (EDS) microanalysis technique is used to detect the chemical composition of mitigation pits, and results shows that ultraviolet absorbing defects are removed after mitigation. Reduces of the ultraviolet absorbing defects as well as the local light intensity are key factors to succeed in mitigating growing damage sites.

Key words laser optics; mitigation; femtosecond laser; fused silica

OCIS codes 140.3330; 140.3380; 140.7090

1 引 言

熔石英材料具有良好的光学、热学、力学性能, 是强激光光学元件的首选材料, 广泛应用于高功率激光系统。但是在紫外高通量激光辐照下, 熔石英

元件表面易产生破坏, 且这类破坏点的横向和纵向尺寸在后续激光作用下呈指数增长^[1], 这限制了熔石英元件的使用寿命。目前熔石英元件的紫外激光损伤和发展问题是限制高功率激光系统运行通量的

收稿日期: 2012-10-17; 收到修改稿日期: 2012-11-29

作者简介: 方 周(1988—), 男, 博士研究生, 主要从事熔石英与激光相互作用等方面的研究。

E-mail: 99fangzhou@siom.ac.cn

导师简介: 邵建达(1964—), 男, 研究员, 博士生导师, 主要从事光学材料与激光相互作用等方面的研究。

E-mail: jdshao@mail.shcnc.ac.cn

关键因素。围绕着熔石英元件的损伤生长问题, CO₂ 激光熔融修复技术被用于修复激光损伤点并抑制损伤生长。2002年, Hrubesh等^[2]研究了湿法刻蚀、等离子体弧刻蚀、CO₂ 激光熔融修复、氢焰刻蚀修复等技术的修复效果, 明确了CO₂ 激光熔融修复技术最为有效、最为可靠; 自此, CO₂ 激光修复技术得到了广泛研究并且取得了较大进展^[3~5]。但是CO₂ 激光修复技术的发展也遇到了瓶颈问题: 1) 修复斑的形状可能调制光束引起局部光强增强破坏后续元件^[6]; 2) 修复过程中产生再沉积物质^[4], 它会在后续激光作用下引起损伤生长; 3) 修复过程中快速降温会引入剩余应力^[7,8], 如果应力太大会引起修复点再次损伤并生长; 这些问题严重限制了CO₂ 激光修复技术的应用。

相比于纳秒激光和CO₂ 激光, 飞秒激光与材料相互作用时具有很多优点^[9]: 飞秒脉冲与物质作用时间极短, 汽化物质不会把热量传递给相邻的物质, 因此避免了热损伤的产生; 另外飞秒激光加工材料能够获得很高的材料去除速率、准确的定位精度, 并且可以减少再沉积物的产生。这些独特的优异性能, 使得飞秒激光被广泛应用于材料微加工领域用于加工产生具有高激光损伤通量的微结构^[9~12]。E. W. Justin等^[13,14]采用飞秒激光微加工方法将高反介质膜表面的损伤点加工成矩形或圆形的修复点, 损伤生长测试结果表明修复点的激光发展阈值提高了一倍左右, 取得了良好的修复效果。飞秒激光微加工的优点及飞秒激光修复薄膜表面损伤点所取得的良好修复效果使得飞秒激光应用于熔石英表面损伤点的修复成为可能。

本文采用飞秒激光系统对熔石英表面紫外损伤点进行修复, 结果表明修复点的损伤发展阈值远高于修复前损伤点的发展阈值。时域有限差分方法(FDTD)计算结果表明矩形修复结构能够降低局部光强分布, 微区电子能谱仪(EDS)分析修复点的化学成分发现飞秒修复能减少氧缺陷含量。减少吸收性缺陷以及降低局部光强是抑制修复点损伤发展的原因。

2 实验系统

实验样品为JGS1熔石英材料, 尺寸为50 mm×30 mm×10 mm, 双面抛光。首先采用FDTD方法分析不同形状修复点的电场分布, 优化修复点结构; 然后使用飞秒激光对熔石英表面的损伤点进行修复; 最后对修复点进行激光损伤测试。

同时借助光学显微镜及扫描电镜(SEM)对损伤点及修复点的形貌及微观结构进行表征; 并且使用EDS表征损伤点及修复点的化学组成。

2.1 激光损伤测试系统

熔石英表面激光损伤测试系统如图1所示。测试光束由Nd:YAG激光器输出355 nm脉冲激光, 脉宽为8 ns, 频率为10 Hz。通过λ/2波片及偏振片组成的能量调节系统调节激光器输出的光束能量。系统采用焦距为5 m的透镜, 聚焦系统的焦点深度大于样品厚度, 使激光辐照在前、后表面的激光能量密度相同。分束器将激光束取样至光束参数测量设备, 光束质量分析仪测得光斑有效面积为0.22 mm², 光电探头及示波器测得激光脉宽为8.0 ns。系统中的在线成像系统可以同时观察样品前、后表面的损伤变化情况。He-Ne激光用于准直光路和照明。损伤发展测试过程中, 采用白光光源照明样品。损伤破坏阈值测量: 采用ISO 11254中1-ON-1测试方法。损伤发展阈值测量: 损伤发展测试时, 激光能量由低到高逐渐增加, 每一步能量增加2 J/cm²左右, 在每一个能量台阶辐照300个激光脉冲, 直到产生任何可观察到的破坏或者发展现象为止。将产生激光破坏或发展所对应的最低能量密度值定义为激光发展阈值。

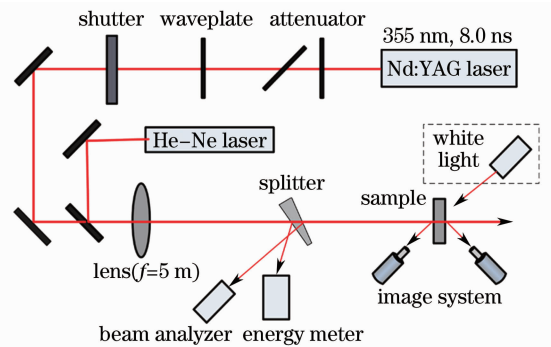


图1 纳秒激光损伤测试系统示意图

Fig. 1 Schematic of ns-laser damage test facility

2.2 飞秒激光修复系统

飞秒激光修复系统示意图如图2所示。利用基于光学参量放大(OPA)的飞秒激光系统输出中心波长为2100 nm的飞秒激光进行熔石英表面损伤点的修复实验。激光参数: 脉宽55 fs; p偏振光, 近高斯型脉冲; 有效焦斑尺寸(1/e²)80 μm。

通过快门控制辐照到样品表面的脉冲数目; 由一个偏振片和一个λ/2波片组合成能量衰减器用来调节飞秒激光的能量; 通过透镜将飞秒激光聚焦到样品前表面, 对表面损伤点进行加工修复; 计算机控

制样品台按设定路径运动,实现矩形、圆形等各种形式的修复过程。采用白光光源照明样品,通过在线成像系统实时监控修复过程。

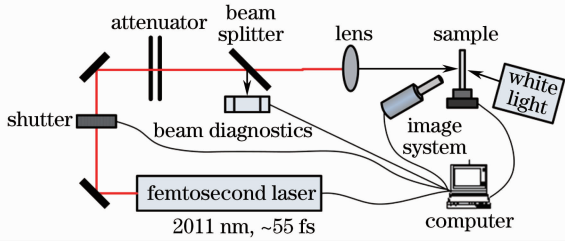


图2 飞秒激光修复平台示意图

Fig. 2 Schematic of experimental bench used for femtosecond laser mitigation

2.3 不同修复结构的电场模拟

熔石英表面损伤点经过飞秒激光修复后,不同修复结构对光束的调制程度不同,局部电场强度也

存在差异,导致修复点的抗激光破坏能力不同。采用FDTD方法分别计算矩形、梯形、抛物线形等不同特征修复结构的电场分布,寻找最优化的飞秒激光修复结构。

FDTD计算所用二维模型如图3所示。计算区域为 $20\ \mu\text{m} \times 25\ \mu\text{m}$,修复结构的大小及形状可以根据计算需要进行调整。入射光为 $355\ \text{nm}$ 平面光,振幅为 1.0 ,从 $y=0\ \mu\text{m}$ 处沿垂直方向(y 轴方向)垂直入射。熔石英材料折射率为 1.5 ,空气层及修复结构折射率为 1.0 。FDTD网格空间步长为 $0.01\ \mu\text{m}$,时间步长为 $2.224 \times 10^{-17}\ \text{s}$ 。在模拟区域边界的垂直方向采用周期性边界条件,水平方向(x 轴方向)采用完全匹配边界条件。将修复点分别置于前表面(光束入射面)及后表面(光束出射面),计算不同形状修复结构所产生的电场分布。

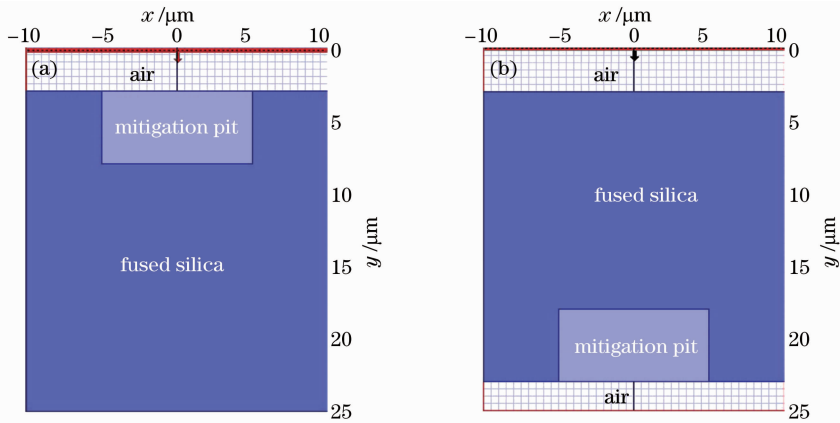


图3 矩形修复结构二维模型。(a)修复点位于前表面;(b)修复点位于后表面

Fig. 3 Two-dimensional model of rectangle mitigation pit. (a) Mitigation pit located on the input surface of fused silica; (b) mitigation pit located on the output surface of fused silica

图4列举了熔石英样品前、后表面分别含有一个矩形[图4(a),(b)]、梯形[图4(c),(d)]及抛物线形[图4(e),(f)]修复结构的电场幅值分布图,图中最大电场处用白色圆环圈出,黑线代表熔石英与修复结构的边界。三种修复结构具有相同的横向大小 $10\ \mu\text{m}(x)$ 及纵向深度 $5\ \mu\text{m}(y)$ 。计算结果表明不同修复结构产生的最大电场强度值及最大电场所在的位置都不相同。当修复结构位于后表面时,矩形、梯形及抛物线形结构产生最大电场强度值分别为 1.59 、 2.05 及 3.31 ,而且当修复结构位于前表面时也表现出相同的变化规律,因此相对于梯形及抛物线形结构,矩形修复结构所产生的最大电场强度值最小。当矩形修复结构位于熔石英的前表面时,所产生的最大电场强度值为 1.54 ,且位于修复结构下边缘处的空气层中,此时在熔石英内部产生的最

大电场强度值为 1.37 ,都小于矩形结构位于后表面时所产生的最大电场强度值 1.59 ,因此将飞秒激光修复结构置于前表面将会产生相对较小的电场增强,更有利于修复结构的稳定存在。

2.4 修复方式

由2.3节计算结果可知,矩形结构产生的电场增强相对较小,而且对光束的调制作用最弱。因此采用如图5所示的光栅扫描方式对损伤点进行飞秒激光修复,将损伤点加工修复成矩形结构。通过计算机控制样品台移动速度 v ,横向移动距离 x ,纵向移动距离 y 及纵向间距 Δy 等工艺参数,对修复点的大小及形状进行调控,并且实现光栅扫描的修复路径。通过能量衰减器调节辐照到样品表面的激光脉冲能量 E ,并且通过快门控制辐照到样品表面的脉冲数目,便可以对修复结构的深度进行调控。

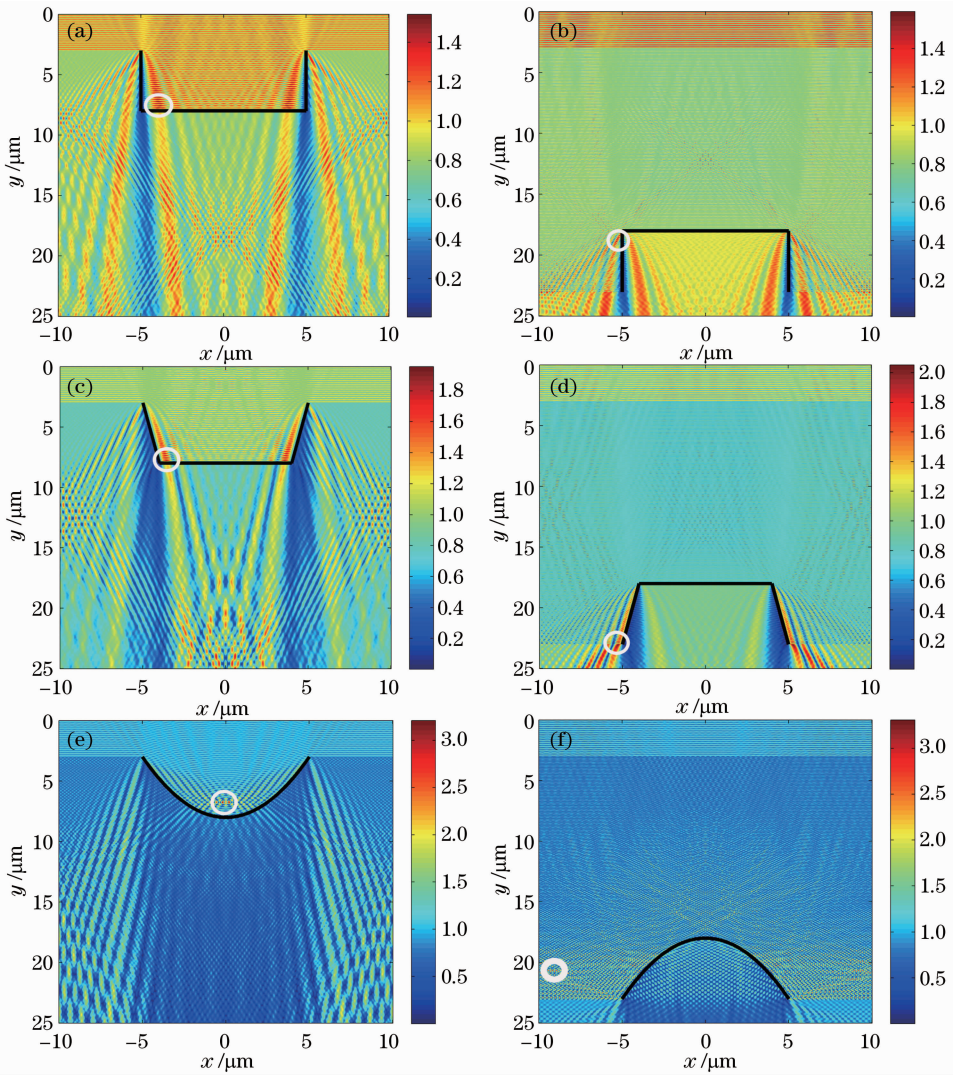


图 4 分别位于样品前后表面的不同特征修复结构产生的电场幅值分布图。(a), (b)矩形; (c), (d)梯形; (e), (f)抛物线形
Fig. 4 Electric-field distributions around mitigation pit with different shapes located on the input or output surface of fused silica, respectively. (a), (b) Rectangle; (c), (d) trapezoidal; (e), (f) parabolic

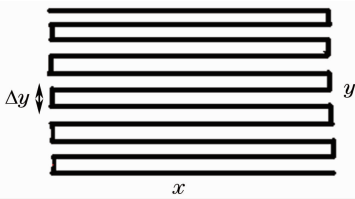


图 5 飞秒激光光栅扫描修复示意图
Fig. 5 Schematic of raster scan mitigation with femtosecond laser

3 实验结果与讨论

3.1 熔石英表面初始损伤特性

3.1.1 熔石英表面破坏几率及破坏形貌

采用如图 1 所示的损伤测试平台测试 355 nm 激光作用下熔石英的激光损伤特性。在 355 nm 高通量激光作用下, 熔石英的激光破坏主要发生在样

品表面, 前表面为激光入射面, 后表面为激光出射面。熔石英前、后表面的损伤几率与能量密度的关系如图 6 所示, 熔石英后表面更容易产生激光破坏。

熔石英前表面损伤形貌主要为麻点损伤, 它由

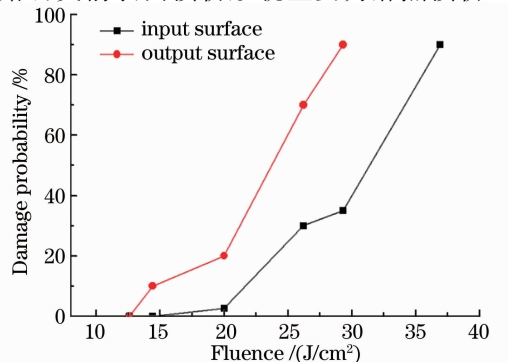


图 6 熔石英表面破坏几率图
Fig. 6 Damage probability of fused silica

高密度针点组成, 针点直径约 $1\ \mu\text{m}$, 深度为 $50\sim 200\ \text{nm}$ 。在较低能量密度作用下 ($<30\ \text{J}/\text{cm}^2$), 熔石英后表面破坏也表现为麻点损伤; 当激光能量密度大于 $30\ \text{J}/\text{cm}^2$, 熔石英后表面产生坑状损伤点, 如图 7 所示。坑状损伤点由中心熔融区与边缘剥落

区组成, 同时在损伤点外围还存在针点损伤。材料强烈吸收后热爆炸的产生导致中心熔融区含有熔融状的节瘤及丝状纤维, 如图 7(b) 所示; 边缘剥落区的产生表明损伤过程同时伴随有机机械破坏。

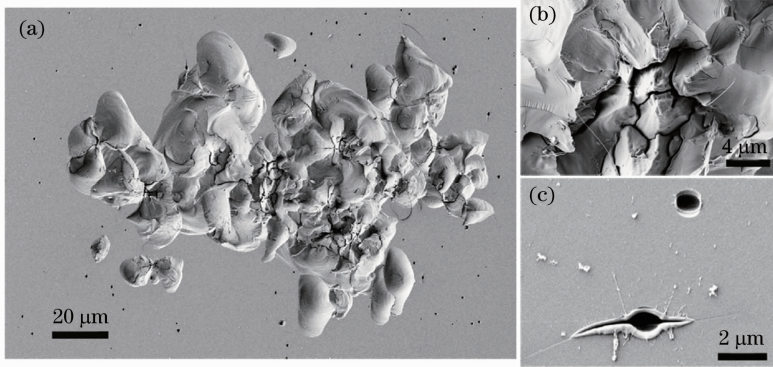


图 7 熔石英表面坑状损伤点 SEM 图像。(a) 损伤点全貌; (b) 图(a)中熔融区域; (c) 边缘处针点损伤

Fig. 7 SEM images of crater damage of fused silica. (a) Overall morphology of damage site;

(b) melt area of Fig. (a); (c) pinpoint damage around the edge of damage site

3.1.2 熔石英表面损伤点的发展阈值

熔石英表面破坏形貌主要为麻点损伤及坑状损伤两种。麻点损伤点在后续脉冲的作用下尺寸没有变化, 而坑状损伤点的横向和纵向尺寸在后续多脉冲的作用下呈指数增长^[1], 对元件产生破坏性的影响, 使得元件的使用寿命大大降低。图 8 列出了熔石英后表面坑状损伤点在后续多脉冲激光作用下损伤发展几率与能量密度之间的关系。坑状损伤点的发展阈值为 $6\ \text{J}/\text{cm}^2$, 远低于熔石英表面初始破坏的阈值。因此熔石英表面坑状损伤点一旦形成, 在较低的能量密度激光作用下就会快速发展。

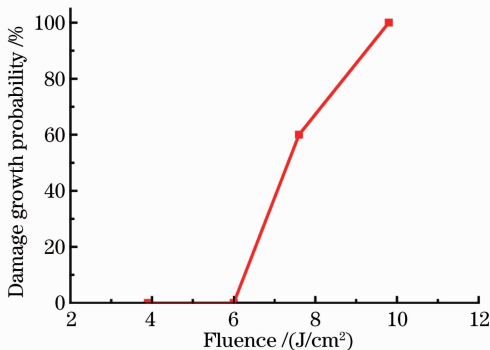


图 8 熔石英表面坑状损伤点的激光发展阈值

Fig. 8 Damage growth probability of crater damage site at the output surface of fused silica

3.2 飞秒激光修复

3.2.1 飞秒激光修复实验

采用飞秒激光修复系统, 并且通过光栅扫描的修复方式对熔石英表面紫外损伤点进行修复。图 9

列举了经过飞秒激光修复后, 修复点的 SEM 形貌图像。经过飞秒激光修复后, 损伤点被去除, 且修复点周围基本上没有再沉积物产生; 修复点表现出较好的物理性质, 对周围基底材料没有产生影响。

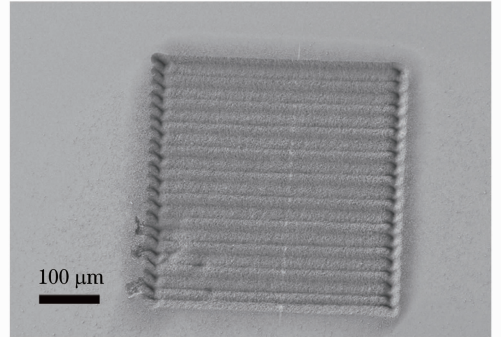


图 9 飞秒修复点的 SEM 图像

Fig. 9 SEM image of femtosecond mitigation pit

3.2.2 不同能量飞秒激光修复的效果

飞秒激光与材料作用时间很短, 热扩散可以忽略。飞秒激光峰值能量密度的大小, 强烈影响飞秒修复点的深度等物理特征^[15]。因此修复过程中, 固定扫描速度 v 、纵向间距 Δy 等工艺参数, 只改变飞秒激光作用材料的能量进行修复, 讨论在不同飞秒激光能量下修复损伤点的效果。

图 10 分别列出了飞秒激光能量分别为 370 、 100 、 70 、 $50\ \mu\text{J}$ 修复损伤点后, 修复点的 SEM 显微图像。在 $370\ \mu\text{J}$ [图 10(a)] 能量作用下, 损伤点被去除, 同时在修复点周围产生大量再沉积物, 此时修复点深度达到 $176\ \mu\text{m}$ 。在 $100\ \mu\text{J}$ 飞秒激光作用下

[图 10(b)],修复点深度达到 $29\ \mu\text{m}$, 损伤点被修复,但是在修复点的边缘还有一些再沉积物产生。在 $70\ \mu\text{J}$ 能量修复下[图 10(c)],基本上没有再沉积物的产生,损伤点也能够被基本修复。而在 $50\ \mu\text{J}$ 能量处理下[图 10(d)],飞秒激光能量密度接近于熔石英材料的破坏阈值,因此作用深度只有约

$0.5\ \mu\text{m}$ 不能够修复损伤点。因此随着飞秒激光能量的升高,修复点深度会逐渐增加、边缘也会产生更多再沉积物。过高的修复能量将会对材料产生较严重的二次影响(结构破坏、再沉积物等),而过低的修复能量又不能够完全修复损伤点。因此需要根据损伤点的物理特征,合理选择修复能量。

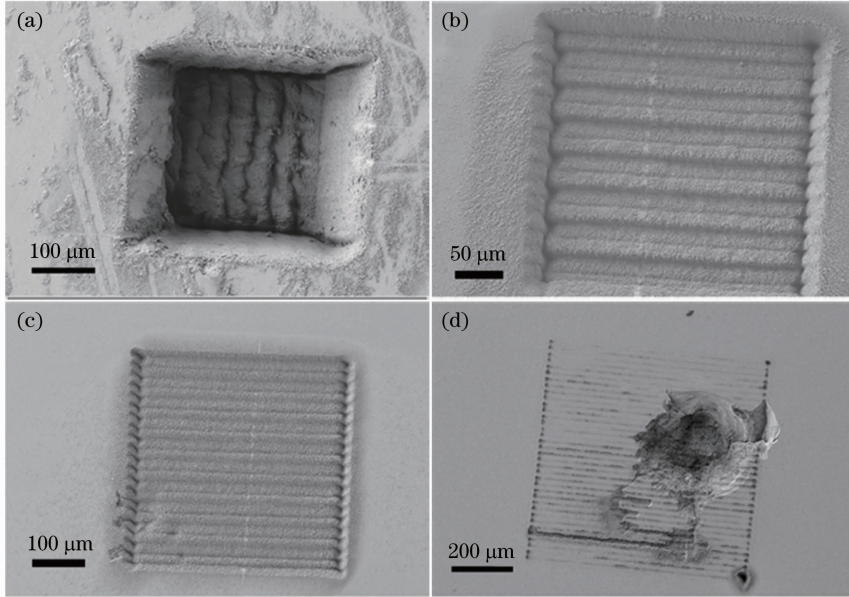


图 10 不同能量飞秒激光修复后,修复点的 SEM 图像。(a) $370\ \mu\text{J}$;(b) $100\ \mu\text{J}$;(c) $70\ \mu\text{J}$;(d) $50\ \mu\text{J}$

Fig. 10 SEM images of mitigation pit with different femtosecond energy. (a) $370\ \mu\text{J}$; (b) $100\ \mu\text{J}$; (c) $70\ \mu\text{J}$; (d) $50\ \mu\text{J}$

损伤点具有不同大小、深度等物理特征。由于不同能量飞秒激光作用熔石英的深度不同,因此为了达到较好的修复效果,修复前需要对损伤点进行特性表征,选择合适的飞秒激光能量进行修复。图 11 给出了不同能量飞秒激光作用熔石英的深度信息,并且将深度值与激光能量的关系做出拟合。拟合结果表明,修复深度 d 与飞秒激光能量 E 符合较好的线性关系,其关系式如下:

$$d = 0.55E - 27.58. \quad (1)$$

修复前通过台阶仪测试损伤点的深度,然后就可以通过(1)式推算不同深度损伤点所需要的修复能量。

3.3 修复点的激光损伤生长测试结果

不同能量飞秒激光产生的修复结果不同,而修复点的激光损伤测试则是衡量飞秒激光修复效果的最重要标准。根据 2.3 节的计算结果,将修复结构所在平面置于前表面进行修复点的激光损伤生长测试,不同能量飞秒激光修复点的激光发展阈值如图 12 所示。从图中可以看出, $100\ \mu\text{J}$ 飞秒激光修复点的激光发展阈值最高达到 $12.4\ \text{J}/\text{cm}^2$,是未经修复的损伤点的发展阈值的两倍;但是当飞秒激光的能量升高或者降低后,修复点的发展阈值都会相应降低。

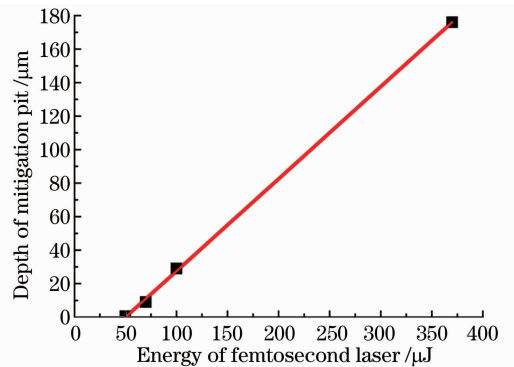


图 11 不同能量飞秒激光所对应修复结构的深度及拟合结果

Fig. 11 Depth of mitigation pit with different femtosecond laser energy and the fit result with straight line

不同能量飞秒激光修复点损伤发展阈值的不同是多方面因素共同作用的结果。图 9 列出了 $100\ \mu\text{J}$ 飞秒激光修复点的形貌图像,经过飞秒激光修复后,凹凸不平的损伤点区域被去除,所产生的修复点表面较平整;且修复点表现出较好的物理性质,对周围基底材料没有产生影响。 $100\ \mu\text{J}$ 飞秒激光修复作用的深度达到 $29\ \mu\text{m}$,不仅可以去除表面损伤材料,而且能更有效地去除损伤点下面的裂纹层。产生规

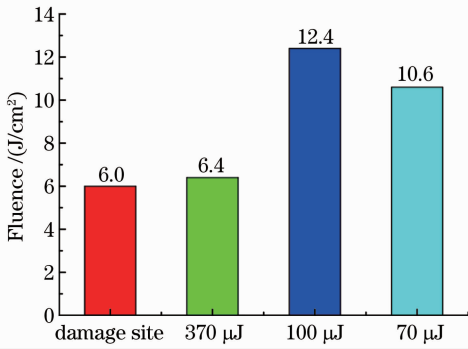


图 12 不同能量飞秒激光修复点所对应的激光损伤发展阈值

Fig. 12 Laser damage growth threshold of mitigation pits with different femtosecond laser energy

整的修复点及去除裂纹层使得修复点的发展阈值得到大幅提高。当修复所用的飞秒激光能量升高,产生的修复点深度也会快速增加,较深的结构必然会对材料结构产生破坏、对光束进行调制,将不利于修复点的稳定存在;另外大能量飞秒激光作用后产生的大量再沉积物也会对修复点的激光发展阈值产生不利影响。当修复所用的飞秒激光能量降低后,修复点深度会快速减小,使得损伤点下面的裂纹层不能够有效的去除,同样影响修复点的抗激光损伤能力。因此采用100 μJ飞秒激光加工后获得修复点的激光发展阈值最高。

3.4 修复点的成分分析

熔石英表面的损伤点经飞秒激光修复后,利用微区 EDS 分析技术对修复点的中心区域、材料的未损伤区域以及未经修复的损伤点区域进行化学组成分析,如图 13 所示。表格 1 列出了不同区域 Si:O 原子数分数的统计数据。修复点的中心区域 Si:O 原子比平均值为 26.50:73.50;而未损伤区域及损伤点区域的 Si:O 原子比平均值分别为 25.53:74.47 和 36.03:63.97。可以看出,损伤点处 O 原子的含量明显低于未损伤区域;而损伤点经过飞秒激光修复后,修复点的 Si:O 值降低,回到未损伤区域的水平。

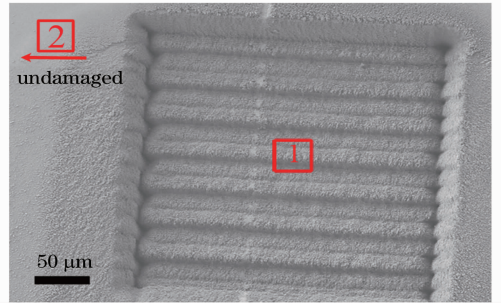


图 13 修复点的微区 EDS 分析。1 修复点的中心区域;2 未损伤区域(远离修复区域 3 mm 处)

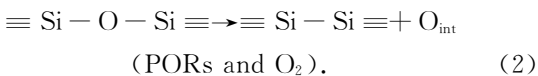
Fig. 13 EDS micro-analysis of mitigation pit. (1) Center of the mitigation pit; (2) undamaged area (3 mm far away from the mitigation pit)

表格 1 Si、O 原子数分数的统计数据

Table 1 Statistical data of the silica to oxygen atom ratio

Ratio	Maximum	Minimum	Mean
Detective area			
Center of mitigation site	30.30:69.70	17.03:82.97	26.50:73.50
Undamaged area	26.37:73.63	24.65:75.35	25.53:74.47
Damaged area	43.33:56.67	25.40:74.60	36.03:63.97

紫外纳秒激光与熔石英材料(SiO₂)相互作用时,会导致熔石英硅氧键的断裂,进而产生氧空位缺陷(ODC)及非桥氧缺陷(NBOHC)等点缺陷^[16]。Frenkel 型缺陷的产生机制如下式所示^[17]:



在 355 nm 高强度激光作用下,熔石英 Si-O 键断裂,产生了氧空位缺陷及间隙 O 等,进而导致非化学计量比 SiO_x (x<2) 的产生。氧空位缺陷(Si-Si)的特征吸收峰在 5 eV 左右^[18,19],而熔石英的禁带宽度为 9 eV,因此在 355 nm(3.5 eV)激光作用下,氧空位缺陷就能够更加有效吸收激光。Philipp 等^[20]通过实验得到不同化学计量比硅氧材料的光吸收系数,结

果表明:在 355 nm 处,SiO 的吸收系数达到 10⁵ cm⁻¹ 量级,SiO_x (x 约为 1.5) 的吸收系数超过 10³ cm⁻¹,而 SiO₂ 的吸收系数要远小于 10 cm⁻¹。因此氧缺失材料(SiO_x, x<2) 的 355 nm 光吸收系数远大于 SiO₂ 材料的吸收系数;而且随着氧缺失的增加(x 越小),材料的光吸收系数也会快速增加。在高斯型激光脉冲的辐照下,假定材料的热物参数不随温度变化,那么熔石英表面的温度分布为^[21,22]

$$T(r, t) = \frac{Aa^2}{D} \sqrt{\frac{\kappa}{\pi}} \int_0^t \frac{I(t-\tau)}{\sqrt{\tau(a^2 + 4D\tau)}} \times \exp\left(-\frac{r^2}{a^2 + 4D\tau}\right) d\tau, \quad (3)$$

式中 A 为材料的激光吸收率, a 为高斯光束半径,

D 为热扩散系数, κ 为热导率, τ 为激光脉冲时间, t 为激光作用时间, $I(r,t) = I(t)\exp(-r^2/a^2)$ 为光斑的峰值强度。因此在相同的激光作用条件下,熔石英表面的温度分布 T 只与材料吸收率 A 有关而且呈正比关系。相比于 SiO_2 , 损伤点处的氧缺失材料 ($\text{SiO}_x, x < 2$) 能够更有效吸收 355 nm 激光, 导致材料表面温度急剧升高, 从而造成损伤点在后续激光作用下的快速生长。

高强度激光作用后, 熔石英 Si—O 键断裂产生的氧空位缺陷等及非化学计量比 $\text{SiO}_x (x < 2)$ 能够更有效吸收 355 nm 激光, 从而导致损伤点在后续激光作用下快速发展。损伤点经过飞秒激光修复后, 原先损伤点处的材料被去除, 继而修复点的 Si:O 原子比值降低, 回到未损伤区域的水平。因此修复点对紫外激光的吸收必然会减少, 热效应及其累积减弱, 从而增强了修复点的抗激光损伤能力, 提高了修复点的激光发展阈值。

4 结 论

通过飞秒激光微加工方式修复熔石英表面损伤点, 获得更稳定的修复结构。FDTD 计算结果表明: 矩形为相对最优化的修复结构。采用飞秒激光及光栅扫描的方式作用损伤点, 将损伤点加工成矩形修复结构。探讨不同能量飞秒激光修复损伤点后, 修复点的物理特征及激光发展阈值。结果表明: 修复点激光发展阈值最高能够达到 12.4 J/cm^2 , 两倍于未经修复损伤点的发展阈值。EDS 结果表明, 飞秒激光修复能够减少吸收性缺陷。降低局部光强以及减少吸收性缺陷是抑制损伤发展的关键因素。

参 考 文 献

- 1 M. A. Norton, L. W. Hrubesh, Z. Wu *et al.*. Growth of laser initiated damage in fused silica at 351 nm [C]. *SPIE*, 2001, **4347**: 468
- 2 L. W. Hrubesh, M. A. Norton, W. A. Molander *et al.*. Methods for mitigation surface damage growth on NIF final optics [C]. *SPIE*, 2002, **4679**: 23~33
- 3 Hu Guohang, Zhao Yuan'an, Li Dawei. Technology and mechanism of CO₂ laser treatment for mitigation surface damage growth[J]. *Acta Optica Sinica*, 2011, **31**(8): 0814001
胡国行, 赵元安, 李大伟. 抑制损伤发展的 CO₂ 激光修复技术及机理研究[J]. *光学学报*, 2011, **31**(8): 0814001
- 4 I. L. Bass, G. M. Guss, R. P. Hackel. Mitigation of laser damage growth in fused silica with a galvanometer scanned CO₂ laser[C]. *SPIE*, 2005, **5991**: 59910C1
- 5 I. L. Bass, G. M. Guss, M. J. Nostrand *et al.*. An improved method of mitigating laser induced surface damage growth in fused silica using a rastered, pulsed CO₂ laser[C]. *SPIE*, 2010,

7842: 784220

- 6 M. J. Matthews, I. L. Bass, G. M. Guss *et al.*. Downstream intensification effects associated with CO₂ laser mitigation of fused silica[C]. *SPIE*, 2007, **6720**: 67200A
- 7 L. Gallais, P. Cormont, J. L. Rullier. Investigation of stress induced by CO₂ laser processing of fused silica optics for laser damage growth mitigation [J]. *Opt. Express*, 2009, **17**: 23488~23501
- 8 Li Xibin, Wang Haijun, Yuan Xiaodong *et al.*. Effects of CO₂ laser irradiation on surface morphology and stress distribution of fused silica[J]. *Chinese J. Laser*, 2011, **38**(9): 0903002
李熙斌, 王海军, 袁晓东. CO₂ 激光辐照对熔石英表面形貌与应力分布的影响[J]. *中国激光*, 2011, **38**(9): 0903002
- 9 M. D. Shirk, P. A. Molian. A review of ultrashort pulsed laser ablation of materials[J]. *J. Laser. Appl.*, 1998, **10**(1): 18~28
- 10 X. Liu, D. Du, G. Mourous. Laser ablation and micromachining with ultrashort laser pulses[J]. *IEEE. J. Quantum Electron.*, 1997, **33**(10): 1706~1716
- 11 M. Ali, T. Wagner, M. Shakoor. Review of laser nanomachining[J]. *J. Laser. Appl.*, 2008, **20**(3): 169~184
- 12 Wang Yuerong, Li Yi, Wang Sijia. Directly writing single polarization microstructure waveguide in fused silica by high repetition rate femtosecond laser[J]. *Chinese J. Laser*, 2012, **39**(12): 1203002
汪月容, 李 毅, 王思佳. 高重复频率飞秒激光烧蚀熔融石英制作单偏振微结构波导[J]. *中国激光*, 2012, **39**(12): 1203002
- 13 J. E. Wolfe, S. R. Qiu, C. Stolz. Laser damage resistant pits in dielectric coatings created by femtosecond laser machining[C]. *SPIE*, 2009, **7504**: 750405
- 14 J. E. Wolfe, S. R. Qiu, C. J. Stolz. Fabrication of mitigation pits for improving laser damage resistance in dielectric mirrors by femtosecond laser machining [J]. *Appl. Opt.*, 2011, **50**(9): C457~C462
- 15 D. Puerto, J. Siegel, W. Gawelda. Dynamics of plasma formation, relaxation, and topography modification induced by femtosecond laser pulses in crystalline and amorphous dielectrics [J]. *J. Opt. Soc. Am. B*, 2010, **27**(5): 1065~1076
- 16 M. A. Stevens-Kalceff, A. Stesmans, J. Wong. Defects induced in fused silica by high fluence ultraviolet laser pulses at 355 nm [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2002, **80**(5): 758~760
- 17 H. Hosono, H. Kawazoe, N. Matsunami. Experimental evidence for Frenkel defect formation in amorphous SiO₂ by electronic excitation [J]. *Phys. Rev. Lett.*, 1998, **80**(2): 317~320
- 18 R. Tohmon, Y. Yamasaka, K. Nagasawa. Cause of the 5.0 eV absorption band in pure silica glass[J]. *J. Non-Cryst. Solids*, 1987, **95~96**(part 2): 671~678
- 19 H. Nishikawa, R. Nakamura, Y. Ohki. Enhanced photogeneration of E' center form neutral oxygen vacancies in the pressure of hydrogen in high purity silica glass[J]. *Phys. Rev. B*, 1993, **48**(5): 2968~2973
- 20 H. R. Philipp. Optical properties of non-crystalline Si, SiO, SiO_x and SiO₂[J]. *J. Phys. Chem. Solids*, 1971, **32**(8): 1935
- 21 M. D. Feit, A. M. Rubenchik. Mechanisms of CO₂ laser mitigation of laser damage growth in fused silica[C]. *SPIE*, 2003, **4932**: 91~102
- 22 Sun Chengwei. Laser Padiation Effect [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2002. 35
孙承伟. 激光辐照效应[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002. 35