



高速气流对 C/SiC 复合材料激光烧蚀行为影响的实验研究*

王睿星^{1,3}, 王喆⁴, 马特^{1,3}, 崔悦^{1,3}, 袁武^{1,2,3}, 宋宏伟^{1,2,3}

(1. 中国科学院力学研究所流固耦合系统力学重点实验室, 北京 100190; 2. 中国科学院力学研究所空天飞行高温气动国家重点实验室, 北京 100190; 3. 中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049; 4. 上海宇航系统工程研究所, 上海 201109)

摘要: 为了明确高速气流对 C/SiC 复合材料激光烧蚀行为的影响机制, 开展了不同环境下强激光对 C/SiC 复合材料的烧蚀对比实验研究。利用激光器与高速风洞联合实验平台, 完成了静态以及 Ma 1.8, Ma 3.0, Ma 6.0 气流环境下 2D 与 3DN C/SiC 复合材料激光烧蚀实验。结果表明, 与静态环境相比, 高速气流对 C/SiC 复合材料的激光烧蚀行为产生了显著的影响, 气流的冲刷使得烧蚀坑呈现出更宽、更深、更光滑的变化趋势。随着气流速度的增长, 线烧蚀速率与质量烧蚀速率逐渐增大, 主要原因当地静压降低引起的升华速率增大, 以及动压增大引起的剥蚀速率增大。此外, 通过实验对比了不同构型对 C/SiC 激光烧蚀行为的影响。结果表明: 2D C/SiC 复合材料由于厚度方向更低的导热能力、更低的孔隙率等原因, 其在不同环境条件下抗烧蚀能力均强于 3DN C/SiC 复合材料。

关键词: C/SiC 复合材料; 激光辐照; 高速气流; 烧蚀行为

中图分类号: TN249

文献标志码: A

doi: 10.11884/HPLPB202335.220347

Experimental study on the influences of high-speed airflow on the laser ablation behaviors of C/SiC composites

Wang Ruixing^{1,3}, Wang Zhe⁴, Ma Te^{1,3}, Cui Yue^{1,3}, Yuan Wu^{1,2,3}, Song Hongwei^{1,2,3}

(1. Key Laboratory for Mechanics in Fluid Solid Coupling Systems, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

2. Key Laboratory of High Temperature Gas Dynamics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

3. School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

4. Aerospace System Engineering Shanghai, Shanghai 201109, China)

Abstract: To investigate the effects of the high-speed airflow on the laser ablation characteristics of C/SiC composites, comparative study of laser ablation experiments under different environment conditions, including static air, Mach 1.8, Mach 3.0, Mach 6.0, were conducted by utilizing the joint experiment system integrating the laser and wind tunnel device. Experimental results show that, compared with the static air condition, the high-speed airflow had a remarkable impact on the laser ablation characteristics of C/SiC composites. The “washing effects” induced by the high-speed airflow made the ablation pit wider, deeper, smoother. Meanwhile, the linear ablation rate and mass ablation rate enlarged with the increasing airflow velocity, which was mainly due to the increased sublimation rate and erosion rate caused by the decreased local static pressure and increased dynamic pressure, respectively. Besides, the contrast experimental study of 2D and 3DN C/SiC composites were conducted to investigate the influences of braided structure of C/SiC composites. Results show that due to the factors such as lower heat conduction capacity along the thickness direction, the lower porosity, the ablation resistance performance of 2D C/SiC composites was superior to that of 3D C/SiC.

Key words: C/SiC composite, laser irradiation, high-speed airflow, ablation behaviors

* 收稿日期: 2022-10-19; 修订日期: 2023-01-03

基金项目: 国家自然科学基金项目 (11902322)

联系方式: 王睿星, wangruixing@imech.ac.cn。

通信作者: 宋宏伟, songhw@imech.ac.cn。

近年来,随着激光技术的发展,激光已经广泛应用于激光加工、激光热处理、激光武器等领域,激光与物质的相互作用已成为领域内重要的研究方向^[1]。连续碳纤维增强碳化硅(C/SiC)复合材料具有低密度、耐高温、高比模量和比强度等优异性能,被广泛应用于高超声速飞行器热防护结构中^[2-3]。对于热防护材料,除基本的热力性能外,材料的烧蚀性能也是评价和衡量材料的重要指标,该性能极大地影响到结构部件的工作效能与使用寿命^[4-5]。因此,激光对C/SiC复合材料的辐照烧蚀效应研究受到越来越多国内外学者的关注^[6-9]。

目前,国内外针对C/SiC复合材料在静态空气环境下的烧蚀特性开展了广泛的研究。研究表明,连续激光辐照条件下,C/SiC复合材料的烧蚀形貌大致可分为烧蚀中心区、过渡区、边缘区3个区域,不同区域由于温度不同所表现的烧蚀机理也不相同^[10-13]:3000℃烧蚀温度下,中心区烧蚀机制为SiC基体和碳纤维的升华,过渡区机制为SiC基体主动氧化,边缘区机制为SiC基体被动氧化生成SiO₂保护膜。然而,C/SiC复合材料的服役环境决定了单纯的静态烧蚀研究不足以完全校核其抗烧蚀能力。实际上,C/SiC通常应用于高速飞行器热防护系统、火箭发动机燃烧室等,面临高温、高压、高速气流甚至是固体颗粒的冲刷。已有研究表明,表面切向气流不仅会改变复合材料的热化学反应速率,还会诱导强烈的机械剥蚀效应,从而增大材料的烧蚀速率,不利于材料抗烧蚀性能^[14-18]。但是,高速气流下,C/SiC复合材料的烧蚀机理如何变化,气流怎样对烧蚀进程产生影响,还需要进行系统的研究。本文利用搭建的激光器与高速风洞联合实验平台,开展了不同气流环境条件下高能连续激光对C/SiC复合材料的烧蚀实验研究,探究高速气流对不同构型C/SiC复合材料的激光烧蚀特性,包括材料温度、正表面烧蚀形貌演化、最终烧蚀形貌、烧蚀速率等的影响规律。

1 实验研究

1.1 实验材料

实验中所用C/SiC复合材料为西北工业大学超高温结构复合材料国家重点实验室制备,包括二维叠层(2D)和三维针刺(3DN)两种结构形式。其中,2D结构碳纤维预制体如图1(a)所示,采用T-300碳纤维二维平纹机织碳布(0°/90°)叠层结构;3DN结构碳纤维预制体如图2(b)所示,首先利用碳纤维制成胎网层和无纬布,将单层0°无纬布、胎网层、90°无纬布依次循环叠加,然后进行针刺,得到三维针刺碳纤维预制体。之后,通过化学气相渗透法(CVI)工艺在预制体上沉积热解碳(PyC)和SiC基体,最终得到两种结构形式C/SiC复合材料方形平板试样,尺寸为50 mm×50 mm×2 mm。

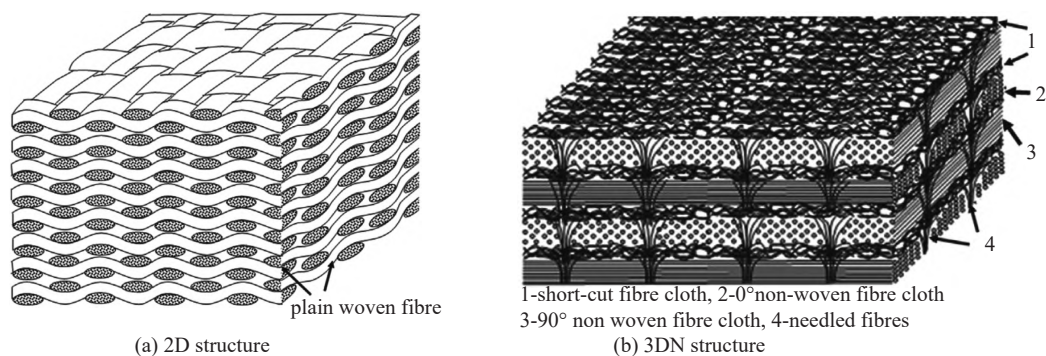


Fig. 1 Schematic of carbon fiber preform of C/SiC composites^[19]

图1 C/SiC复合材料碳纤维预制体示意图^[19]

1.2 实验装置

为充分探究高速气流对C/SiC复合材料激光烧蚀行为的影响机制,本文搭建了多种实验环境条件(包括静态空气、超声速气流、高超声速气流等)下的激光烧蚀实验装置。

对于静态空气环境下激光烧蚀实验,利用连续激光器在室内开放空气环境中持续辐照C/SiC复合材料试样表面。激光器为IPG Photonics公司生产的2 kW光纤激光器,型号为YLS-2000,激光波长1070 nm,焦距680 mm,出光波形可任意调制。在本试验中,激光输出功率为2 kW,光斑半径5 mm,光斑内能量呈高斯分布。到达靶面的激光功率密度还要额外考虑材料表面对激光能量的吸收程度,可通过材料表面的吸收系数进行表征。对于C/SiC复合材料而言,其吸收系数与材料性能、激光波长、表面温度等密切相关,具体数值可参见文献[20]。因此,到达靶面的激光功率密度参数可以表征为

$$q_{\text{laser}} = \varepsilon \frac{1}{1 - e^{-2}} \frac{q_a}{\pi r_0^2} \exp\left(-2 \frac{x^2 + y^2}{r_0^2}\right) \quad (1)$$

式中： q_{laser} 为激光功率密度， ε 为激光吸收系数， q_a 为出射激光功率， r_0 为光斑半径， e 为自然对数底数。

对于高速气流环境下激光烧蚀实验，为了尽量保证激光烧蚀过程中表面气流环境与高空飞行状态的一致性，本文采用封闭式高速风洞系统模拟流经材料表面的高速切向来流。其中，分别通过中国科学院力学研究所钱学森工程科学基地的直连式超声速燃烧实验台和变马赫数自由射流高超声速风洞设备来模拟超声速和高超声速气流环境。在烧蚀实验时，C/SiC 试样被固定于夹具中并安装在风洞内的实验舱中，一侧同时承受超声速切向气流和激光辐照的作用，另一侧处于自由状态。激光头安装在实验舱一侧的观察窗口处，激光束通过玻璃窗口照射到 C/SiC 试样表面。实验过程中，激光器和测量设备由风洞系统同步触发和控制，程序化控制连续激光的出光功率与辐照时间。风洞环境中的激光烧蚀实验系统如图 2 所示。

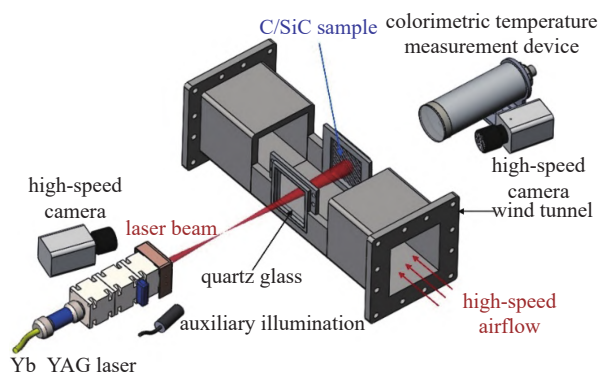


Fig. 2 Schematic of the laser ablation tests system in the wind tunnel

图 2 风洞环境中激光烧蚀实验系统示意图

烧蚀实验过程中，采用 Endurance 比色测温仪测量试样背表面烧蚀温度，该比色测温仪的双辐射波段波长分别为 $0.75 \sim 1.1 \mu\text{m}$ 和 $0.95 \sim 1.1 \mu\text{m}$ ，采样频率为 33 Hz，测量精度为 0.03%（由于激光波长为 $1.064 \mu\text{m}$ ，位于比色测温仪辐射波段内，导致无法对正表面温度历程进行准确监测，因此，本实验中仅监测背表面温度历程）；采用基于高速摄影相机和辅助照明的非接触式拍摄系统测量试样正表面的实时烧蚀过程。烧蚀实验后，采用 HIROX KH-8700 数字式三维视频显微镜来重构样件烧蚀坑三维形态；使用 Bruker-Dektak XT 探针式轮廓仪来测量样件烧蚀坑的深度；通过天平测定激光烧蚀前后样品的质量差来得到烧蚀质量损失。

1.3 实验工况

为了说明高速气流对 C/SiC 复合材料激光烧蚀行为的影响，针对典型 C/SiC 试样（包括 2D 和 3DN C/SiC 复合材料）在不同环境条件下的激光烧蚀行为进行了系统性对比实验研究。其中，不同环境条件包括静态环境（S1），及高速气流环境：20 km 高度下，气流速度分别为 Ma 1.8（S2）、Ma 3.0（S3）、Ma 6.0（S4）；激光辐照时间 4~10 s。具体实验工况如表 1 所示，包括气流马赫数、总温、总压、激光辐照时间等。

表 1 实验工况列表

Table 1 Parameters of the test conditions

environmental conditions	total temperature/K	total pressure/kPa	velocity/($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	irradiation time/s
static	300	101	0	4~10
Ma 1.8	363	323	535	4~10
Ma 3.0	815	1850	891	4~10
Ma 6.0	1784	4257	1787	4~10

2 结果与讨论

2.1 高速气流对 C/SiC 复合材料激光烧蚀行为的影响

2D C/SiC 复合材料是应用最广泛的 C/SiC 复合材料。本文首先以 2D C/SiC 复合材料为研究对象，探究不同环境对其激光烧蚀行为，包括试样背表面温度、正表面形貌演化、最终烧蚀形貌、烧蚀速率等的影响机制。本文将筛选并对典型工况的实验数据并对各类影响机制进行说明。

2.1.1 高速气流对 C/SiC 复合材料温度的影响

为探究高速气流对试样温度的影响，图 3 对比了静态空气（S1）和高超声速气流（S4）下 2D C/SiC 复合材料激光烧蚀过程中的背表面温度历程。通过红色实线可以看出，高超声速气流与激光联合作用下背表面温度历程可分为三个阶段：① 高超声速气流诱导的气动加热阶段。对应于图 3 中 $t=0$ 时刻，风洞已经启动了一段时间，通过一定速度来流（低于预定马赫数）调整风洞出风的稳定性。此时，由于气动热的作用，试样已经到达了热平衡状态。因此，

对应于该阶段曲线中的温度上升段,为测温仪器开启后由仪器初始温度迅速升高到试样背面热平衡温度(640 K左右),之后稳定在该气流下的热平衡温度,形成平台段;②高超声速气流与激光联合作用阶段(4.0 s)。激光辐照后,试样温度急剧上升,背表面温度由 640 K 快速上升到 2100 K 左右;③自然冷却阶段。高超声速气流与激光停止作用,此时试样通过表面辐射和对流换热等向外散热,背表面温度逐渐降低。

进一步对比 S1(红色实线)和 S4(蓝色实线)可知,除了在阶段①中由于气动加热效应使得 S4 试样背表面温度高于 S1,其它大部分时间 S4 背表面温度均低于 S1,主要原因在于高速气流诱导的气动冷却效应。根据牛顿冷却定律可得

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = h[T_f - T_w(x,t)] \quad (2)$$

式中: λ 是材料的导热系数, h 是与表面换热系数, T_f 是气流温度, T_w 是试样壁面温度。

激光辐照试样后,壁面温度很快超过 Ma 6.0 气流总温(约为 1784 K),导致 T_f 低于 T_w , 气流会不断地从试样表面带走热量。因此,当激光辐照试样后,随着壁面温度的急剧升高,高超声速气流诱导的气动加热效应转变为气动冷却效应,使得高速气流在激光辐照阶段对试样表面具有显著的对流冷却效果,导致高速气流条件下试样温度低于静态环境条件。

2.1.2 高速气流对 C/SiC 复合材料烧蚀形貌的影响

图 4 分别给出了 2D C/SiC 复合材料在静态环境和 Ma 1.8 气流下的实时烧蚀形貌演化历程。可以看出,由于 SiC 基体的熔点和升华温度均小于碳纤维,烧蚀过程中 SiC 基体先发生熔融,之后显现明显的碳纤维编织层。碳纤维层在高温下能保持一定强度,可以有效延缓烧蚀进程。对比图 4(a)和(b)可知,静态条件下正表面发生燃烧,火焰的不稳定性导致周边沉积产物分布的不均匀性; Ma 1.8 气流条件下,高速气流的持续单向冲刷使得气流方向上出现规则分布的产物沉积,形成明显的尾迹。进一步地,将试样出现穿孔的时间定义为击穿时间,统计时序照片可知静态环境下击穿时间为 7.82 s, Ma 1.8 气流条件下击穿时间 6.84 s,表面高速气流加快了烧蚀进程。此时,尽管相对静态条件而言,高速气流对试样表面存在气动冷却效应,试样温度更低,一定程度上减缓了烧蚀效应,但是高速气流冲刷诱导的剥蚀效应,以及高速气流条件下低静压诱导的高升华速率,会更大程度上加快烧蚀进程,从而使得击穿时间更短^[21-22]。

图 5 给出了 2D C/SiC 复合材料在静态环境和 Ma 1.8 气流下的最终烧蚀形貌。对于静态环境条件,试样烧蚀形貌对称且呈现出 3 个界限分明的烧蚀区域:烧蚀中心区 A、烧蚀过渡区 B、烧蚀边缘区 C,此形貌特征与前人工作

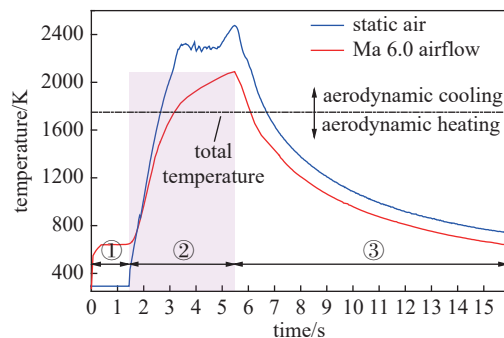


Fig. 3 Comparison of the back-surface temperature history of C/SiC composite

图 3 C/SiC 复合材料试样背表面温度历程对比

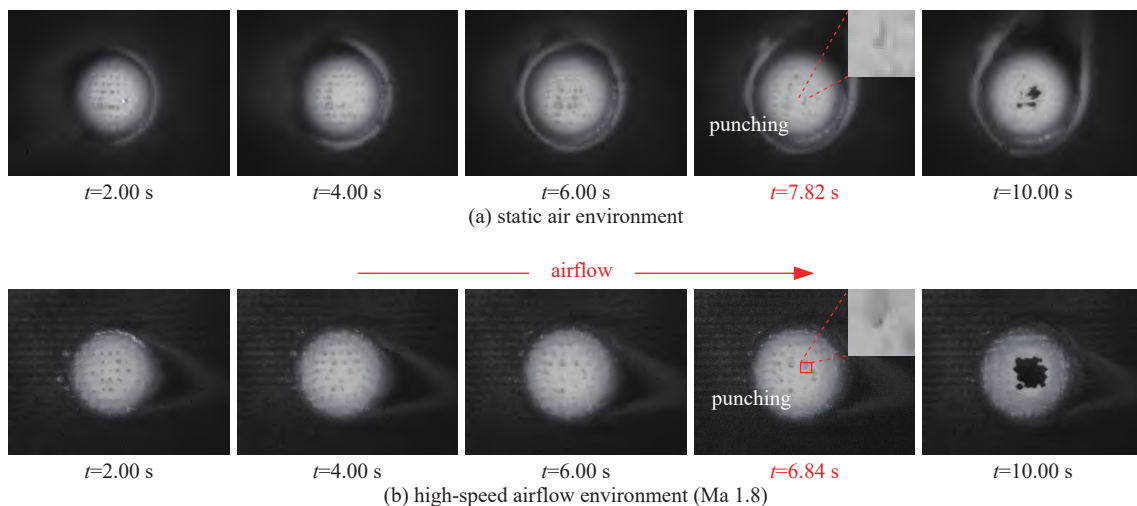


Fig. 4 Evolution of 2D ablated C/SiC morphologies

图 4 2D C/SiC 烧蚀形貌演化历程

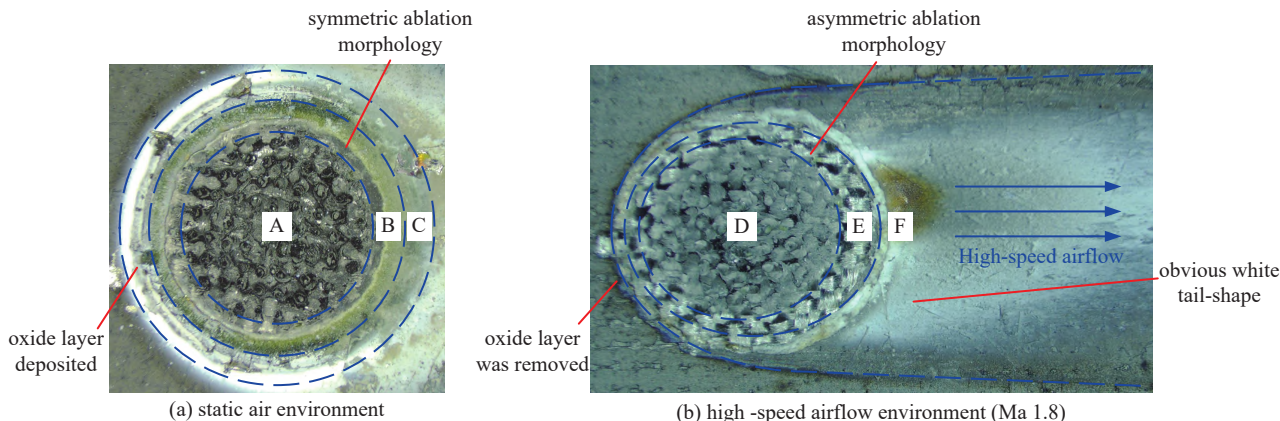


Fig. 5 Final ablation morphologies of the front surface of 2D C/SiC

图 5 2D C/SiC 最终正表面烧蚀形貌

相似^[9]。烧蚀中心由于温度较高，主要烧蚀机制为 SiC 基体与碳纤维的升华，SiC 基体与碳纤维烧蚀反应的差异性导致纤维裸露，形成粗糙的烧蚀形貌；烧蚀过渡区的温度相对较低，此时 SiC 基体不发生升华，主要为主动氧化反应生成气态的 SiO₂；在温度最低的烧蚀边缘区域，SiC 基体被动氧化产生液态 SiO₂，并凝固沉积形成明显的白色氧化保护膜，有效阻碍了试样的进一步烧蚀。Ma 1.8 气流条件下，烧蚀形貌同样呈现出三个明显的烧蚀区域：烧蚀中心区 D、烧蚀过渡区 E、烧蚀尾迹区 F。但与静态条件存在明显的区别：① 烧蚀中心除了发生基体与纤维的升华外，高速气流会诱导产生强烈的冲刷剥蚀效应，使得烧蚀形貌呈现出显著的非对称性；② 对于烧蚀尾迹区域，在气流上游位置由于气流的冲刷使得氧化层被大量剥落，在气流下游位置气流冲刷效应减弱，SiO₂ 氧化层逐渐附着形成明显的白色尾迹，但与静态条件相比，沉积的厚度更薄。

图 6(a) 显示了不同气流环境下 2D C/SiC 试样沿气流方向烧蚀坑对称轴型线的对比。可以发现，随着气流速度的增加，气动剥蚀效应加速了烧蚀面的移除，使得烧蚀坑呈现出更宽和更深的变化趋势。同时，高速气流的冲刷效应使得试样形成了更加光滑的烧蚀表面。图 6(b) 和 (c) 中给出的不同环境下烧蚀坑 3D 形貌图对比进一步说明这个现象。

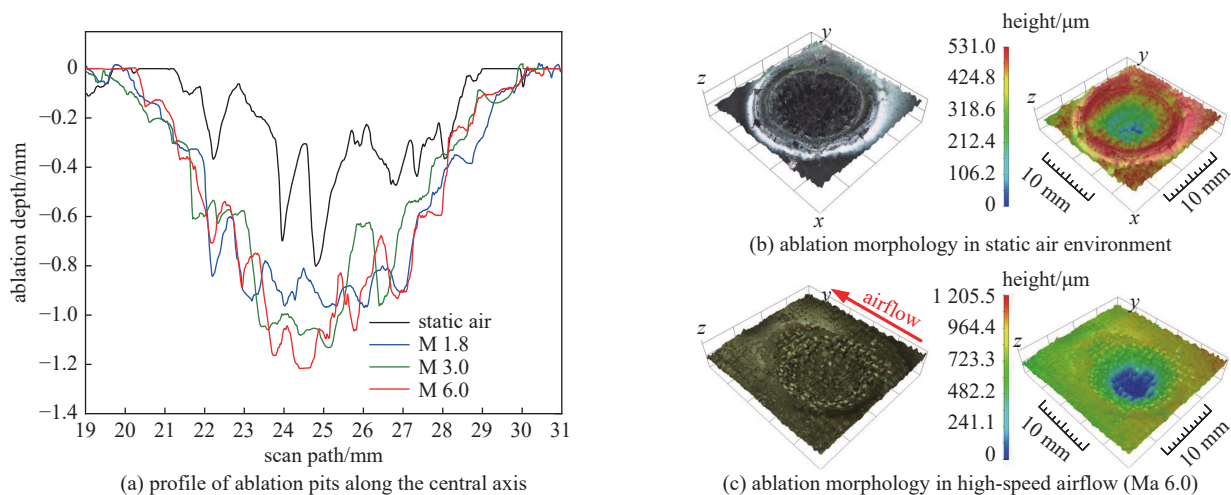


Fig. 6 Final morphologies of the ablation pits of 2D C/SiC

图 6 2D C/SiC 最终烧蚀坑形貌

2.1.3 高速气流对 C/SiC 复合材料烧蚀速率的影响

图 7 定量给出了不同环境条件下 C/SiC 试样的线烧蚀速率与质量烧蚀速率。文中线烧蚀速率定义为激光烧蚀前后 C/SiC 复合材料沿法向退化的最大平均速率，质量烧蚀速率定义为激光烧蚀前后 C/SiC 复合材料质量损失的平均速率。线烧蚀速率 R_l 和质量烧蚀速率 R_m 分别采用以下公式计算

$$R_l = \frac{h_t}{t} \tag{3}$$

$$R_m = \frac{m_0 - m_t}{t}$$

式中: t 为激光辐照时间, h_i 为最大烧蚀深度, m_0 和 m_i 分别为烧蚀前后试样质量。

从图7可以看出,对于线烧蚀速率,静态、Ma 1.8、Ma 3.0和Ma 6.0环境下的分别为200.3、241.8、282.3和304.0 $\mu\text{m/s}$ 。可以发现,随着气流速度的增大,线烧蚀速率逐渐增大,相对于静态环境, Ma 1.8、Ma 3.0和Ma 6.0气流条件下分别增大21%、41%、52%。主要原因包括以下两个方面。

(1) 基于Dimitrienko^[23]建立的复合材料线烧蚀分析模型, C/SiC复合材料的升华反应方程可表示为^[22]

$$r_{s,i} = \frac{1}{\rho_w} (h_c/C_p) (p_g^*/p_e) \exp\left(-\frac{E_{s,i}}{RT_w}\right) \quad (4)$$

式中: $r_{s,i}$ 是升华速率, i 表示SiC基体或碳纤维, ρ_w 是烧蚀界面处材料密度, h_c 是对流传热系数, C_p 是定压下的比热容, h_c/C_p 即为边界层中的传热系数, p_e 是气流的静压压力, p_g^* 是表征生成气态相“初始状态”压力的系数, $E_{s,i}$ 是升华反应的活化能, R 是理想气体常数。

从式(4)可以看出, C/SiC复合材料的升华反应速率与当地静压成反比。因此,随着气流速度增大,流经烧蚀表面的气流静压逐渐减小,导致C/SiC复合材料升华速率逐渐增大,这是造成烧蚀速率增大的原因之一。

(2) 高速气流与高温环境下, C/SiC复合材料的剥蚀速率方程可表示为^[22, 23]

$$v_{f\perp} = \frac{1}{\rho_f} \left(\frac{J_f^0 k_f}{c_f}\right)^{1/2} \left(\frac{12p_\Sigma}{\sigma_{f\perp}}\right)^{1/3} \left(\frac{RT_w}{E_{Af}}\right)^{1/2} \exp\left(-\frac{E_{Af}}{RT_w}\right), v_{f//} = v_{f\perp} \left(\frac{\sigma_{f\perp}}{\sigma_{f//}}\right)^{1/2} \quad (5)$$

$$v_m = \frac{1}{\rho_m} \left(\frac{J_m^0 k_m}{c_m}\right)^{1/2} \left(\frac{12p_\Sigma}{\sigma_{mT}}\right)^{1/3} \left(\frac{RT_w}{E_{Am}}\right)^{1/2} \exp\left(-\frac{E_{Am}}{2RT_w}\right) \quad (6)$$

式中: f 和 m 代表纤维和基体; $v_{f\perp}$ 和 $v_{f//}$ 是碳纤维在纵横两个方向上的剥蚀速率, v_m 是基体剥蚀速率; k, ρ, c 分别表示组分的导热系数、密度、比热; $\sigma_{f//}$ 和 $\sigma_{f\perp}$ 是纤维轴向和垂向抗拉强度; σ_{mT} 是基体最大抗拉强度; J^0, E_A 分别指组分的指前因子和活化能; p_Σ 为流经烧蚀面的气流边界层外缘动压。

从式(5)和(6)可以看出,高速气流诱导的力学剥蚀效应正比于流经烧蚀表面的气流动压,同时气流动压与速度成正比。因此,随着气流速度的增大,高速气流对SiC基体和碳纤维的剥蚀行为越发剧烈,这是造成烧蚀速率增大的另一重要原因。

此外,对于质量烧蚀速率,静态、Ma 1.8、Ma 3.0和Ma 6.0环境下的质量烧蚀速率分别为22.8、31.0、66.8和116.8 mg/s 。可以发现,与线烧蚀速率变化规律一致,随着气流速度的增大,质量烧蚀速率逐渐增大。特别是在Ma 6.0气流条件下,试样的质量烧蚀速率比在静止环境增大4倍以上,主要是由于高速气流条件下形成了更深、更宽的烧蚀坑,另外,高速气流对试样表面 SiO_2 氧化层的不断剥离也是造成质量烧蚀速率增加的重要原因之一。

2.2 编织构型对C/SiC复合材料激光烧蚀行为的影响

由于结构形式不同,3DN C/SiC复合材料的烧蚀形貌与2D C/SiC复合材料有着显著区别。本文以不同构型C/SiC复合材料为研究对象,通过试验探究编织构型对C/SiC复合材料在不同环境条件下的激光烧蚀行为,包括烧蚀形貌、烧蚀速率等的影响机制。

2.2.1 编织构型对不同环境下试样烧蚀形貌的影响

图8给出了不同构型试样在静态环境下的正表面实时烧蚀形貌。可以看出,静态环境下,3DN试样的击穿时间仅为5.50 s,远小于2D试样(7.82 s);此外,辐照相同时间(10 s)后,3DN试样的烧蚀程度更加严重。区别于2D C/SiC试样烧蚀过程中呈现的分层与逐层破坏现象,3DN试样则表现为多层同时破坏现象。3DN试样在SiC基体升华后,并不出现类似于2D试样的碳纤维编织层,因此抗烧蚀能力更弱。这是造成3DN试样更快击穿的原因之一。此外,从最终烧蚀形貌来看,3DN C/SiC试样同样会出现三个明显的烧蚀区域,各区域的烧蚀机理与2D C/SiC复合材料类似,此处不再赘述。

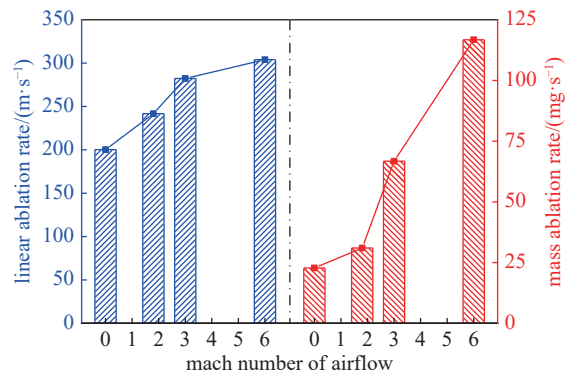


Fig. 7 Comparison for line ablation rate and mass ablation rate of 2D C/SiC composite in different airflow environment

图7 不同气流环境下2D C/SiC复合材料线烧蚀速率与质量烧蚀速率对比

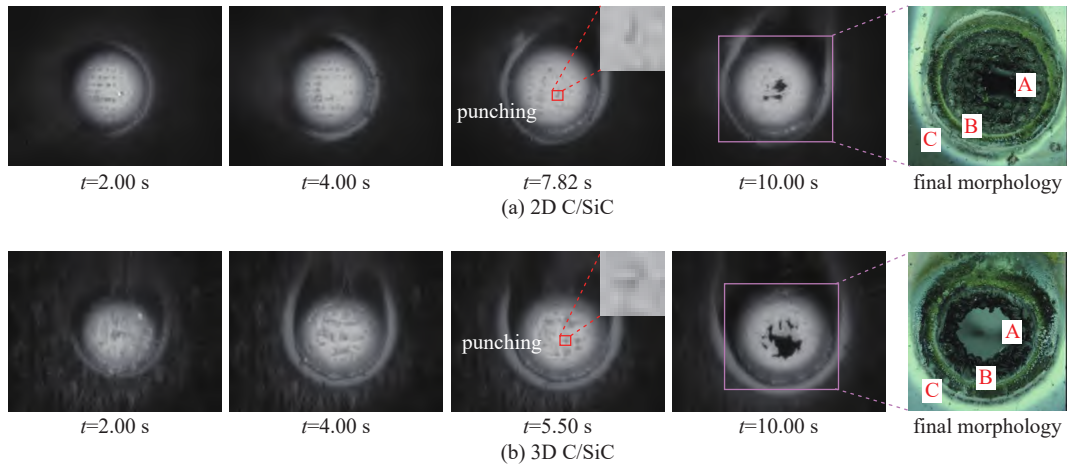


Fig. 8 Real-time ablation morphologies of the front surface of the C/SiC sample in the static environment

图 8 静态环境下的试样正表面实时烧蚀形貌

图 9 给出了不同构型 C/SiC 复合材料在 Ma 1.8 气流条件下的实时烧蚀形貌。可以发现,在高速气流的冲刷作用下,3DN 试样特殊的多层结构仍未像 2D 试样那样出现逐层剥落的行为,与其静态烧蚀行为类似,呈现出多层同时烧蚀的现象。此外,从最终烧蚀形貌来看,与 2D C/SiC 复合材料类似,3DN C/SiC 复合材料同样会出现三个明显的烧蚀区域。

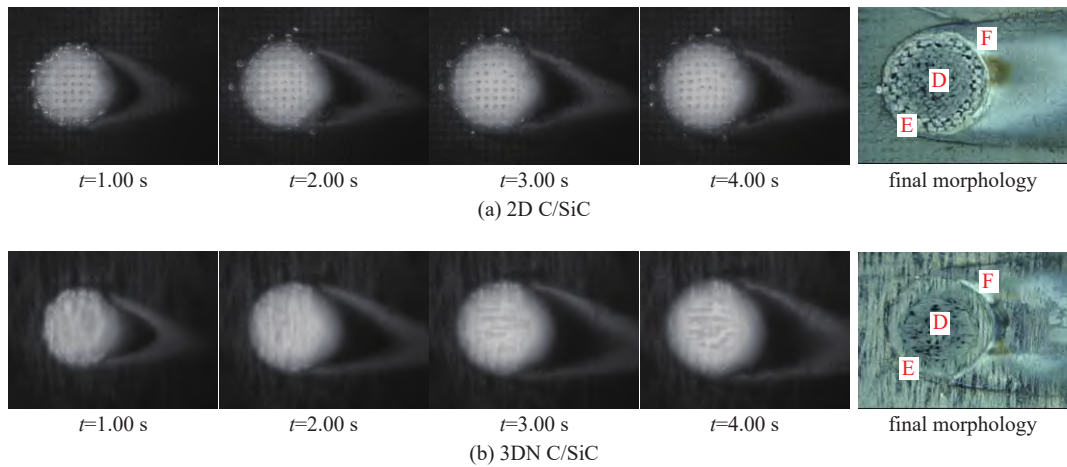


Fig. 9 Real-time ablation morphologies of the front surface of the C/SiC samples in the Ma 1.8 airflow environment

图 9 Ma 1.8 气流条件下试样正表面实时烧蚀形貌

2.2.2 编织构型对不同环境下试样烧蚀速率的影响

图 10 给出了不同气流环境下 2D 和 3DN C/SiC 复合材料线烧蚀速率与质量烧蚀速率对比。对于线烧蚀速率,3DN C/SiC 复合材料试样在静态、Ma 1.8、Ma 3.0 和 Ma 6.0 环境下分别为 286.3、298.0、303.5 和 339.3 $\mu\text{m}/\text{s}$ 。从图 10 可以看出,随着来流速度的提高,3DN 试样的线烧蚀速率均加大,并且相同环境条件下,3DN 试样的线烧蚀速率均

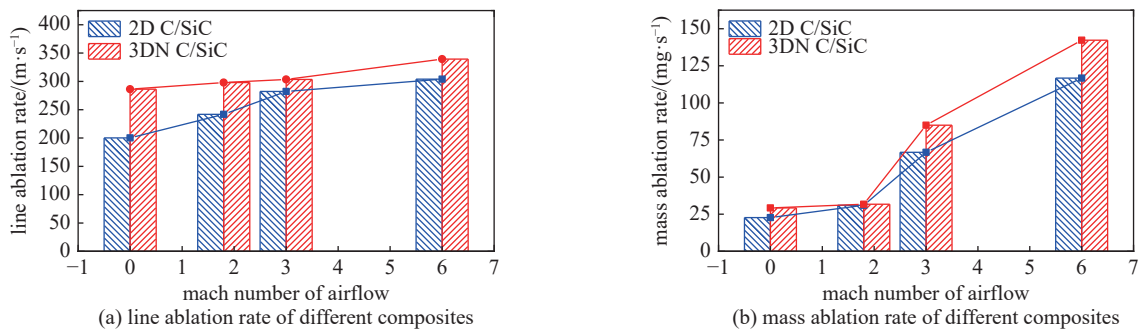


Fig. 10 Comparison of the ablation rate of C/SiC composites with different structures in different airflow environments

图 10 不同气流环境下不同构型 C/SiC 复合材料烧蚀速率对比

大于 2D 试样。对于质量烧蚀速率, 3DN C/SiC 复合材料在静态、Ma 1.8、Ma 3.0 和 Ma 6.0 环境下的质量烧蚀速率分别为 29.3、31.8、85.0 和 142.3 mg/s。与线烧蚀速率变化规律类似, 随着来流速度的提高, 3DN 试样质量烧蚀速率逐渐增大, 而且相同环境条件下, 3DN 试样的质量烧蚀速率均大于 2D 试样。总体而言, 2D C/SiC 复合材料的抗激光烧蚀性能优于 3DN C/SiC 复合材料。这主要是由于两者的结构和性能差异所导致: (1) 2D C/SiC 复合材料在激光烧蚀过程中会显现出完整的碳纤维编织层, 使得其抗气流剥蚀能力强于 3DN C/SiC 复合材料, 延缓了烧蚀进程; (2) 2D C/SiC 复合材料的二维层叠构型导致层间导热系数低, 而 3DN C/SiC 复合材料由于存在碳纤维针刺等原因使得厚度方向导热速度更快, 加速了传热与烧蚀过程; (3) 3DN C/SiC 复合材料由于其特殊的结构设计和编织工艺具有更高的孔隙率(2D: 13%, 3DN: 18%), 气孔是氧气扩散的通道, 会影响氧化反应速率, 而高孔隙率导致低致密性, 使得材料内部氧气扩散和烧蚀反应加快。

3 结 论

本文开展了不同环境条件下强激光对 C/SiC 复合材料的烧蚀实验研究。利用激光器与高速风洞联合实验平台与测量系统, 完成了 Ma 1.8, Ma 3.0, Ma 6.0 气流环境下的 C/SiC 复合材料激光烧蚀实验, 并与静态空气环境下激光烧蚀实验进行对比, 探究了高速气流对 C/SiC 复合材料激光烧蚀行为的影响规律。结果表明, 与静态环境相比, 高速气流对 C/SiC 复合材料的激光烧蚀行为产生了显著的影响: (1) 高速气流在激光辐照阶段对试样表面具有显著的对流冷却效果, 导致试样温度低于静态环境条件; (2) 高速气流的冲刷使得烧蚀坑呈现出更宽、更深、更光滑的变化趋势。同时, 气流的冲刷使得上游位置 SiO₂ 氧化层大量剥落, 同时在下游气流方向形成明显的白色尾迹; (3) 尽管高速气流对试样表面的气动冷却效果在一定程度上减缓了烧蚀效应, 但是气流诱导的剥蚀效应, 以及高速气流条件下低静压诱导的高升华速率, 会在更大程度上加快 C/SiC 试样烧蚀进程。而且, 随着气流速度增大, 当地静压进一步降低带来的升华速率增大, 以及动压增大带来的剥蚀速率增大, 导致线烧蚀速率与质量烧蚀速率逐渐增大。

此外, 通过实验对比了不同构型对 C/SiC 激光烧蚀行为的影响。结果表明, 由于结构形式和性能的不同, 3DN C/SiC 复合材料的烧蚀形貌与 2D C/SiC 复合材料有着显著的区别。2D C/SiC 复合材料由于厚度方向更低的导热能力、更低的孔隙率, 以及烧蚀过程中形成抗剥蚀能力更强的碳纤维编织层等, 使得其不同环境条件下抗烧蚀能力均强于 3DN C/SiC 复合材料。

参考文献:

- [1] 孙承伟, 陆启生, 范正修, 等. 强激光辐照效应[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 1-151. (Sun Chengwei, Lu Qisheng, Fan Zhengxiu, et al. High power laser irradiation effects[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002: 1-151)
- [2] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报, 2007, 24(2): 1-6. (Zhang Litong, Cheng Laifei. Discussion on strategies of sustainable development of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(2): 1-6)
- [3] 朱则刚. 陶瓷基复合材料展现发展价值开发应用新蓝海[J]. 现代技术陶瓷, 2013, 34(2): 20-25. (Zhu Zegang. Ceramic matrix composites show new blue ocean in exploiting and applying the development value[J]. Advanced Ceramics, 2013, 34(2): 20-25)
- [4] Schmidt S, Beyer S, Knabe H, et al. Advanced ceramic matrix composite materials for current and future propulsion technology applications[J]. Acta Astronautica, 2004, 55(3): 409-420.
- [5] Zhang Litong, Cheng Laifei, Luan Xingang, et al. Environmental performance testing system for thermostructure materials applied in aeroengines[J]. Key Engineering Materials, 2006, 313: 183-190.
- [6] Su Meng, Cheng Laifei, Luan Xingang, et al. Laser ablation behaviors of C/SiC composites in air[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(6): 37-47.
- [7] Liu Qiaomu, Zhang Litong, Jiang Fengrui, et al. Laser ablation behaviors of SiC-ZrC coated carbon/carbon composites[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 205(17/18): 4299-4303.
- [8] Dang Xiaolin, Yin Xiaowei, Fan Xiaomeng, et al. Microstructural evolution of carbon fiber reinforced SiC-based matrix composites during laser ablation process[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(12): 2919-2925.
- [9] Tong Yonggang, Bai Shuxin, Zhang Hong, et al. Laser ablation behavior and mechanism of C/SiC composite[J]. Ceramics International, 2013, 39(6): 6813-6820.
- [10] Wang Yang, Chen Zhaofeng, Yu Shengjie. Ablation behavior and mechanism analysis of C/SiC composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2016, 5(2): 170-182.
- [11] Chen Zhaofeng, Fang Dan, Miao Yunliang, et al. Comparison of morphology and microstructure of ablation centre of C/SiC composites by oxy-acetylene torch at 2900 and 3550 °C[J]. Corrosion Science, 2008, 50(12): 3378-3381.
- [12] 段刘阳, 罗磊, 王一光. 超高温陶瓷基复合材料的改性和烧蚀行为[J]. 中国材料进展, 2015, 34(10): 762-769. (Duan Liuyang, Luo Lei, Wang Yiguang.

- Modification and ablation behaviors of ultrahigh temperature ceramic matrix composites[J]. *Materials China*, 2015, 34(10): 762-769)
- [13] Fang Dan, Chen Zhaofeng, Song Yingdong, et al. Morphology and microstructure of 2.5 dimension C/SiC composites ablated by oxyacetylene torch[J]. *Ceramics International*, 2009, 35(3): 1249-1253.
- [14] 宋宏伟, 黄晨光. 激光辐照诱导的热与力学效应[J]. *力学进展*, 2016, 46(1): 435-477. (Song Hongwei, Huang Chenguang. Progress in thermal-mechanical effects induced by laser[J]. *Advances in Mechanics*, 2016, 46(1): 435-477)
- [15] 张俭民, 马志亮, 冯国斌, 等. 切向气流速度对玻璃纤维增强树脂基复合材料激光烧蚀热的影响[J]. *中国激光*, 2015, 42: 0306004. (Zhang Jianmin, Ma Zhiliang, Feng Guobin, et al. Influence of tangential airflows velocity on ablation heat of laser irradiated glass fiber reinforced resin composites[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42: 0306004)
- [16] 陈敏孙, 江厚满, 焦路光, 等. 切向气流作用下玻璃纤维复合材料的激光辐照效应[J]. *强激光与粒子束*, 2013, 25(5): 1075-1080. (Chen Minsun, Jiang Houman, Jiao Luguang, et al. Laser irradiation effects on glass fiber composite subjected to tangential gas flow[J]. *High Power Laser and Particle Beams*, 2013, 25(5): 1075-1080)
- [17] 张文杰, 蒙文, 李云霞, 等. 切向气流对激光辐照效应影响的研究进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2016, 53: 041403. (Zhang Wenjie, Meng Wen, Li Yunxia, et al. Research progress of tangential airflow impacting on laser irradiation[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2016, 53: 041403)
- [18] 黄亿辉, 宋宏伟, 黄晨光. 超声速气流下强激光辐照靶体失效数值模拟[J]. *强激光与粒子束*, 2013, 25(9): 2229-2234. (Huang Yihui, Song Hongwei, Huang Chenguang. Numerical simulation of failure of target irradiated by high-power laser subjected to supersonic airflow[J]. *High Power Laser and Particle Beams*, 2013, 25(9): 2229-2234)
- [19] Xu Huajie, Zhang Litong, Cheng Laifei. The yarn size dependence of tensile and in-plane shear properties of three-dimensional needled textile reinforced ceramic matrix composites[J]. *Materials & Design*, 2015, 67: 428-435.
- [20] Wang Fuyuan, Cheng Laifei, Zhang Qing, et al. Effect of surface morphology and densification on the infrared emissivity of C/SiC composites[J]. *Applied Surface Science*, 2014, 313: 670-676.
- [21] Wang Jiangtao, Ma Yuzhao, Liu Yuwen, et al. Experimental investigation on laser ablation of C/SiC composites subjected to supersonic airflow[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 113: 399-406.
- [22] Wang Zhe, Wang Jiangtao, Song Hongwei, et al. Laser ablation behavior of C/SiC composites subjected to transverse hypersonic airflow[J]. *Corrosion Science*, 2021, 183: 109345.
- [23] Dimitrienko Y I. Thermomechanics of composite structures under high temperatures[M]. Dordrecht: Springer, 2016.