doi:10.11887/j.cn.202106004

http://journal. nudt. edu. cn

高温空气下 C/SiC 复合材料力学性能测试^{*}

陈伟华1,王丽燕1,张晗翌1,季妮芝1,李冠姝2,马静3

(1. 中国运载火箭技术研究院 空间物理重点实验室,北京 100076;

2. 哈尔滨工业大学 化工与化学学院,黑龙江 哈尔滨 150001;3. 首都航天机械有限公司,北京 100076)

摘 要:测试了 C/SiC 复合材料在高温空气下的压缩、弯曲和拉伸性能,利用扫描电子显微镜分析复合材料在室温与高温条件下的断口微观形貌。结果表明:从室温升温到1000 ℃测试温度时,C/SiC 复合材料的压缩强度由 247 MPa 降低至 78 MPa,性能降低 68%;弯曲强度由 480 MPa 降低至 277 MPa,性能降低 42%;拉伸强度由 247 MPa 降低至 152 MPa,性能降低 38%。高温氧化导致界面退化,损伤材料基体与碳纤维结构,加剧了纤维断裂程度,改变了纤维与基体的结合状态,纤维增韧机制逐渐消失,导致复合材料性能下降。

关键词:C/SiC 复合材料;高温空气;高温力学性能;微观结构

中图分类号:TB332 文献标志码:A 文章编号:1001-2486(2021)06-026-07

Test of mechanical properties of C/SiC composites at elevated temperature air

CHEN Weihua¹, WANG Liyan¹, ZHANG Hanyi¹, JI Nizhi¹, LI Guanshu², MA Jing³

(1. Science and Technology on Space Physics Laboratory, China Academy of Launch Vehicle Technology, Beijing 100076, China;

2. School of Chemistry and Chemical Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

3. Capital Aerospace Machinery Limited Company, Beijing 100076, China)

Abstract: The compression, bending and tensile properties of C/SiC composites at elevated temperature air were tested. The microstructures of fractures at room temperature and elevated temperature were analyzed by scanning electron microscope, respectively. Results show that, when the test temperature varies from room temperature to 1 000 $^{\circ}$ C, the compressive strength, flexural strength and tensile strength of C/SiC composites decreases from 247 MPa to 78 MPa, 480 MPa to 277 MPa and 247 MPa to 152 MPa, respectively. The performance of these three mechanical parameters of C/SiC composites is reduced by 68%, 42% and 38%, respectively. High temperature oxidation leads to interface degradation and carbon fiber structural damage, which aggravates the degree of fiber breakage, and changes the state of fiber-matrix bonding. As a result, the fiber toughening mechanism gradually disappears, and composite properties decays.

Keywords: C/SiC composites; elevated temperature air; high temperature mechanical properties; microstructure

复合材料由基体相与增强相两种结构组成, 具有结构可设计性强、比强度与比刚度高、耐高 温、抗疲劳性能高等优点,适于在复杂飞行环境使 用,被广泛用于航空航天领域^[1-2]。目前 C/C 复 合材料与 C/SiC 复合材料因其低密度、耐高温等 性能应用最广,但氧化作用下 C/C 复合材料性能 波动大,限制了该材料的应用与发展^[3-4]。自 20 世纪 80 年代开始,研究人员发现 C/SiC 复合材料 在高温抗氧化性能等方面表现优异,经过多年研 究与实践,已逐步在火箭发动机、临近空间飞行器 等领域使用^[5-6]。

C/SiC 复合材料脆性基体为碳化硅,增强体 为碳纤维,碳纤维是一种在防隔热领域中广泛应 用的高强度和高模量的新型纤维材料,具有密度 低、比性能高、无蠕变、耐高温、耐疲劳性好等特 点。这些优良的特点完全符合陶瓷基材料对纤维 增强体的要求。SiC基体在高温环境下具有优良 的抗氧化性、高导热率等特点,使其可以短时间内 承受高达2200℃的温度,也可以长时间服役于 1650℃的温度条件。C/SiC复合材料兼具碳纤 维和碳化硅性能优点,是C/C复合材料后一种研 究及应用价值极高的新型高性能热防护材料。

国内外研究人员对 C/SiC 复合材料常温下的 力学性能,如拉伸^[7-12]、剪切^[13-15]和弯曲^[16-18] 性能及破坏机理进行实验与分析,但航空航天领 域存在高温环境与气动剪切环境,而该材料在不 同高温条件下的力学性能与微观组织演变规律研 究尚少,数据积累不足,从而影响其应用推广。

本文对 C/SiC 复合材料在室温到1000 ℃环 境下的压缩强度、弯曲强度及拉伸强度等力学性 能进行了测试与分析,初步揭示了材料在高温空 气条件下的力学特性,并用扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM)分析复合材 料不同温度下的断口微观形貌,为 C/SiC 复合材 料应用提供一定支撑。

1 试验

1.1 试样制备

纤维预制体由 T300 碳纤维经 2D 编制而成, 再 经 等 温 化 学 气 相 浸 渗 (Chemical Vapor Infiltration, CVI)方法致密。通过以下三个阶段 提升碳纤维与 SiC 基体间结合力与材料抗氧化性 能:第1阶段为 CVI-PyC 界面层制备,高温处理纤 维,检测预制体沉碳量至合格后完成界面制备。 第2阶段为 CVI-SiC 制备,基于 CVI 工艺,设定沉 积温度1100℃,沉积多层 SiC 基体到预制体中, 此过程中 H₂ 为载气,Ar 为稀释气。经多轮沉积 工艺与机加工工艺后得到尺寸为100 mm × 100 mm × 3 mm 的平板状 C/SiC 复合材料试样。 第3阶段为涂层制备,在 C/SiC 试样表面多次采 用化学气相沉积工艺,表面形成多层防氧化 SiC 涂层,最终试验件经打磨、抛光后形成。

1.2 试验原理

1.2.1 压缩强度

参照 QAVIC - 06185. 3—2015《连续纤维增 强陶瓷基复合材料高温力学性能试验方法》^[19]制 作试样测试 C/SiC 复合材料压缩性能,试样为 6 mm×3 mm×3 mm的方形条状样品。测试方法 及过程同样参照上述标准,使用 INSTRON 8862 低周万能疲劳试验机测试,试验件高温性能试验 测试流程如图 1 所示,温度分别升到 500 ℃ 和 1 000 ℃,升温速率设定为 10 ℃ · min⁻¹,稳定 30 min以保证材料内外均温,位移速率设定为 0.5 mm · min⁻¹,测试前后样品如图 2 所示,由图 中可以看出,经压缩测试后的样品局部被压碎。 压缩强度由式(1)^[19]计算得到,以 5 根试样的平 均值作为压缩强度试验结果。

$$\sigma_{\rm c} = P/(bh) \tag{1}$$

式中, σ_{e} 为压缩强度,P为最大载荷,h为试样厚度,b为试样宽度。



图1 高温试验系统





(a)测试前(a) Before the test

(b) 测试后(b) After the test

图 2 压缩试验前后样品



1.2.2 弯曲强度

C/SiC 复合材料弯曲强度用三点弯曲法进行 测量,标准参照 GB/T 14390—2008《精细陶瓷高 温弯曲强度试验方法》^[20],试样尺寸为 55 mm × 4 mm × 3 mm,如图 3 所示,试验同样在低周万能 疲劳试验机上进行,试验温度为 25 ℃、500 ℃和 1 000 ℃,升温速率及保温时间与压缩强度测试相 同,跨距为 30 m,加载速度设定为 0.5 mm · min⁻¹, 弯曲试验后试样如图 4 所示,样品断面参差不齐。 弯曲强度由式(2)^[20]计算得到,以 3 根试样的平 均值作为弯曲强度试验结果。

$$\sigma_{\rm b} = 3PL/(2bh^2) \tag{2}$$

式中, $\sigma_{\rm b}$ 为弯曲强度,L为跨距。



图 3 弯曲强度三点弯曲测试示意





图 4 弯曲试验后的样品 Fig. 4 Sample after the flexural strength test

1.2.3 拉伸强度

C/SiC 复合材料拉伸性能制样及测试参照美

国 ASTM C1359 - 13 标准拉伸试样形状及尺寸如 图 5 所示,试验同样在低周万能疲劳试验机上进 行,温度控制与压缩强度测试一致,加载速率为 2 MPa · s⁻¹,测试温度为 25 ℃、500 ℃和1 000 ℃,测 试前后样品如图 6 所示。拉伸强度由式(3)计算得 到,以 3 根试样的平均值作为拉伸强度试验结果。

$$\sigma_{t} = P/(bh) \tag{3}$$

式中, σ_t 为拉伸强度。



图 5 C/SiC 复合材料拉伸试样尺寸





图6 拉伸试验前后样品

Fig. 6 Sample before and after tensile strength experiment

2 结果与讨论

2.1 高温压缩性能研究

图 7 为 C/SiC 复合材料在室温(25 ℃)、500 ℃ 和 1 000 ℃下的压缩应力 – 应变曲线。由图 7 可知, 单位应力与应变呈正相关,材料失效前应力与应变



C/SiC composites

保持线性关系,达到峰值后断崖式下降,表明材料达 到强度值后很快发生破坏,表现出明显的脆性。

图 8 为 C/SiC 复合材料在室温(25 ℃)、 500 ℃和1000 ℃下的压缩强度。25 ℃时,材料 的压缩强度为247 MPa,与牛学宝等^[21]的研究结 果在同一量级。500 ℃和1000 ℃时,材料的压缩 强度分别为210.2 MPa 和78 MPa。随温度的升 高,复合材料的压缩强度降低,与室温状态相比, 500 ℃和1000 ℃时 C/SiC 复合材料的压缩强度 分别降低了约15%和68%,1000 ℃时复合材料 的压缩强度降幅较大。由于基体的热膨胀系数与 碳纤维的热膨胀系数不同,C/SiC 复合材料基体 与纤维间存在残余应力,可以用如下公式表示复 合材料界面轴向的热残余应力^[21]:

$$\sigma_{\rm m} = \Delta T \left(E_{\rm m} \frac{\Phi_2}{\Phi_1} \right) \left(\frac{E_{\rm f}}{E_{\rm c}} \right) \left(\frac{V_{\rm f}}{1 - v} \right) \Delta \alpha \qquad (4)$$

$$\Phi_{1} = 1 - 0.5 \left(\frac{1 - 2v}{1 - v}\right) \left(1 - \frac{E_{f}}{E_{c}}\right)$$
(5)

$$\Phi_2 = 0.5 \left(1 + \frac{E_c}{E_f}\right) \tag{6}$$

$$\Delta \alpha = (\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm m}) \tag{7}$$

其中: ΔT 为试验温度与复合材料制备温度之差; E_m 为碳化硅基体弹性模量, E_f 为碳纤维弹性模 量, E_c 为 C/SiC 复合材料的弹性模量; V_f 为碳纤 维的体积分数;v 为 C/SiC 复合材料的泊松比; $\Delta \alpha$ 为碳纤维轴向热膨胀系数 α_f 与 SiC 基体轴向热 膨胀系数 α_m 之差。





本试验中 T300 碳纤维试样的轴向与径向热膨胀系数分别为 - 0.1 ~ 1.1 × 10⁻⁶ \mathbb{C}^{-1} 和 7.0 × 10⁻⁶ \mathbb{C}^{-1} ,而 SiC 基体热膨胀系数为 4.8 × 10⁻⁶ \mathbb{C}^{-1} 。根据式(4),复合材料从制备温度降低到室温时,SiC 基体与碳纤维轴向分别承受拉

应力与压应力,在综合作用下,基体中形成大量 垂直于纤维轴向的微裂纹^[22]。随测试温度升 高,SiC基体和碳纤维之间的残余应力逐渐释 放,C/SiC复合材料强度提高。但复合材料中的 碳纤维在500℃时会被氧化,且温度越高,氧化 越严重,因氧化而损失的质量越大。在测试温 度为500℃时,碳纤维作为增韧相所起到的增 韧作用降低,即试验温度下 C/SiC 复合材料中 碳纤维与基体之间的残余应力的释放对其压缩 强度提高的幅度低于碳纤维高温氧化对其强度 的降低程度,导致500℃时 C/SiC 复合材料的压 缩强度比室温时小,但降幅较小。但1000℃试 验温度条件下,碳纤维显著氧化,质量损失增 大,纤维变细,降低 SiC 基体与碳纤维界面结合 强度,造成复合材料的压缩强度断崖式下降。

图 9 为 C/SiC 复合材料压缩试样在室温 (25 ℃)、500 ℃和1000 ℃试验条件下的断口形 貌扫描电镜图。从图 9 中可以看出,室温下材料 的基体较为紧密填充,基体与纤维间结合良好,无 明显缝隙,扫描断口形貌参差不齐,有纤维拔出现 象。高温下复合材料断口表面较常温下高低起 伏,断面处纤维较细,甚至消失。因为 C/SiC 复合 材料在制备过程中从制备温度降到室温时基体中



(a) 25 °C



(b) 500 ℃



(c) 1 000 ℃



会有微裂纹产生,这些微裂纹会成为氧气的通道, 在高温时导致材料内部碳纤维发生氧化,在复合 材料中形成很多孔隙,这将导致复合材料压缩强 度下降。随着温度升高,碳纤维被氧化,纤维变 细,甚至消失,孔洞在基体中出现。

2.2 高温弯曲性能研究

图 10 为 C/SiC 复合材料在室温(25 ℃)、500 ℃ 和1000℃试验条件下的载荷 - 位移曲线,从图 中可以看出,试验温度条件下,C/SiC 复合材料在 三点弯曲法中其断裂过程大致可分为两阶段:首 先为 OA 阶段,此时作用在复合材料上的载荷和 位移整体上呈线性关系。载荷较低时, C/SiC 复 合材料载荷主要由 SiC 基体承担,载荷加大过程 中,微裂纹在基体中形成并扩展,直至基体开裂, 此时作为材料增韧相的碳纤维开始承担主要载 荷,载荷逐渐加大过程中,强度较低的碳纤维逐渐 发生断裂,当弯曲载荷增大到图中A点时,C/SiC 复合材料性能达到极限强度;其次在图中 AB 段, 未被拉断的碳纤维继续承担载荷,在持续的高载 荷作用下,碳纤维逐渐从 SiC 基体中拔出,直至断 裂,此时材料的强度迅速下降。由图 10 可知,在 试验温度为1000℃条件下,当载荷达到最大值 后,并没有呈现断崖式下降的现象,而是呈阶梯形 下降,因为复合材料中的碳纤维桥联起到了一定 的增韧作用,承担了部分载荷。



图 10 C/SiC 复合材料弯曲载荷 - 位移曲线 Fig. 10 Flexural load-displacement curve of C/SiC composites

复合材料在不同温度下的弯曲强度由式(2)计算,结果如图 11 所示。由图 11 可知,C/SiC材料具有良好的室温抗弯性能,其弯曲强度为 480 MPa,与 陈俊等^[23]的测试结果基本一致。500 ℃时,材料 弯曲强度为393 MPa;1 000 ℃时,材料的弯曲强度为277 MPa。虽然 1 000 ℃下材料的弯曲强度 相比室温下降了 42%,但 C/SiC 复合材料在高温







图 12 为 C/SiC 复合材料弯曲试验的断口形 貌。从图 12(a)中可以看到,样品在常温下断裂 截面凹凸不平,局部有纤维束突出。在高温下,材 料的断裂形式发生了变化,从图中可以看到断裂 截面相对比较平整,由图 12(b)可以看到,在测试 温度为 500 ℃时,纤维断裂,受到损伤,表面有凹 陷及裂纹。如图 12(c)所示,在1 000 ℃下断口处



(a) 25 °C



(b) 500 °C



(c) 1 000 °C



碳纤维已经完全被氧化,只留下了碳化硅基体。 从常温到高温断口组织形貌可以看出,C/SiC 复 合材料氧化程度随温度升高加重,进而造成损伤, 其损伤形式包含基体损伤、纤维损伤和界面损 伤^[24]。高温氧化导致复合材料界面后退,进而使 碳纤维和碳化硅基体之间的结合状态发生变化, 导致复合材料在载荷作用时无法有效拔出碳纤 维。基体损伤降低 C/SiC 复合材料基体强度,进 而降低复合材料的极限强度。此外,高温氧化导 致碳纤维变细,强度降低,而碳纤维作为增韧相是 复合材料在高温下的主要载荷承载单元,碳纤维 的损伤也最终影响了复合材料的高温弯曲性能。

2.3 高温拉伸性能研究

图 13 为 C/SiC 复合材料在室温(25 ℃)、500 ℃ 和1000℃试验条件下的拉伸应力 – 应变曲线。 由图 13 可知,在测试温度变化时,该材料的拉伸 应力-应变曲线变化趋势无明显差异,材料应变 随拉伸应力非线性变化,说明 C/SiC 复合材料在 试验温度下其拉伸断裂过程基本类似,可分为以 下两个阶段:首先为 oa 阶段,拉伸应力随应变呈 线性变化,SiC 基体承担作用在材料上的载荷,材 料表现为线弹性状态。当拉伸应力载荷增大到 a 点时,C/SiC 复合材料达到极限强度,基体裂纹饱 和并发生开裂现象。其次为 ab 阶段,图中曲线逐 渐呈现非线性变化关系。随着拉伸载荷的增大, SiC 基体持续开裂,纤维逐渐承担作用在材料上 的载荷,且随着载荷的增大,基体裂缝增加,出现 纤维拔出和断裂的现象,材料在拉伸应力载荷上 升到 b 点时达到极限强度,样品断裂。



图 13 C/SiC 复合材料拉伸应力 - 应变曲线



复合材料在不同温度下的拉伸强度由式(3) 计算,其结果如图 14 所示。从图 14 可以看出,常 温下 C/SiC 复合材料的拉伸强度为 247 MPa,略低 于 500 ℃下的拉伸强度,常温测试结果与杨成鹏等 研究基本相等^[10],陈俊的研究中拉伸强度同样随 温度稍稍增大^[23]。在500 ℃到1000 ℃下,材料的 拉伸强度由253 MPa 减小到152 MPa。由此表明, C/SiC复合材料在中低温下其拉伸性能比较稳定,且 随温度升高,略有提高,但在高温条件下,随试验温 度升高,C/SiC 复合材料拉伸强度下降,在1000 ℃ 试验温度下,其拉伸强度显著降低,降幅约达38%。 从之前的高温力学测试可以看出,空气氛围下,高 温阶段温度对材料的力学性能有较大的影响。





图 15 为 C/SiC 复合材料拉伸试验的断口形 貌。从图 15(a)中可以看到试样断裂截面凹凸不 平,其局部放大图表明材料有纤维拔出的现象,且 纤维表面出现裂纹。图 15(b)左侧图为 500 ℃下 样品的断裂截面图,由图可知,局部有纤维束突 出,裂纹和断口处的纤维被部分氧化,纤维变细, 表明高温氧化导致纤维强度下降;由图 15(b)右 侧图中可以看到,样品的断裂截面图与常温下对 比,其表面相对比较平整,纤维与基体之间缝隙很 小。由图 15(c)可以看到,在1000℃下,断口处 纤维基本被氧化完全,留下了一些孔洞,纤维已基 本失去了其对复合材料的增韧作用,此时 C/SiC 复合材料的拉伸强度主要取决于 SiC 基体的强 度。由图 15(b)~(c)还看到材料的表面由于 SiC 基体的氧化,生成 SiO₂,覆盖在材料表面。



(a) 25 °C



(b) 500 °C



(c) 1 000 °C

图 15 C/SiC 复合材料拉伸强度试验后断口形貌 Fig. 15 Fracture morphologies of C/SiC composites after tensile strength test

研究结果表明:在表观上,材料的弯曲强度值 通常高于单向拉伸强度值;在力学上,弯曲与拉伸 破坏符合相同的最大拉应力破坏准则;在物理关 系上,在承受极限拉应力时两者均发生破坏^[24]。 引用韦伯(Weibull)统计理论,研究人员构建相同 尺寸拉伸与弯曲的强度关系^[24],如式(8)所示:

$$\frac{\sigma_{\rm t}}{\sigma_{\rm b}} = \left[\frac{V_{\rm b}}{V_{\rm t}} \frac{1}{\left(2m+1\right)^2}\right]^{\frac{1}{m}} \tag{8}$$

式中: V_{t} 和 V_{b} 分别为材料的拉伸和弯曲体积位置参数;m为与尺寸无关的形状常数,一般取 10 ~ 20,得到复合材料拉伸强度与弯曲强度比值 σ_{t}/σ_{b} 在 0.50~0.75之间。

表1为室温、500 ℃和1000 ℃试验条件下材 料拉伸与弯曲强度对比。由表1可知,复合材料 的 σ_{t}/σ_{b} 值分别为0.514、0.644和0.549,强度关 系符合韦伯统计理论,可有效预估 C/SiC 材料拉 伸和弯曲强度。

表1 不同温度下拉伸与弯曲性能

Tab. 1 Tensile and flexural properties at different temperatures

温度/℃	拉伸强度/MPa	弯曲强度/MPa	$\sigma_{ m t}/\sigma_{ m b}$
室温	247	480	0.514
500	253	393	0.644
1 000	152	277	0.549

3 结论

1) 对比分析温度条件由室温升至1000 ℃,

C/SiC 复合材料压缩强度由 247 MPa 降至 78 MPa,性能降低 68%;弯曲强度由 480 MPa 降 至 277 MPa,性能降低 42%;拉伸强度由 247 MPa 降至 152 MPa,性能降低 38%。

2) 随测试温度升高,高温氧化导致 C/SiC 复 合材料界面后退,从而使碳纤维和基体之间的结 合状态发生变化,导致在载荷作用时复合材料中 碳纤维无法拔出,纤维继续断裂,材料基体损伤, 进而造成纤维增韧机制逐渐消失、材料性能下降。

3) C/SiC 复合材料在室温及高温下的拉伸强 度与弯曲强度符合韦伯理论建立的二者之间的关 系,为 C/SiC 复合材料拉伸和弯曲强度预估提供 了快速且有效的方法。

4) C/SiC 复合材料加工完成后,有碳纤维外 露,在 C/SiC 复合材料试样表面采用与沉积碳化 硅基体相同的工艺条件沉积一层碳化硅图层,使 碳纤维不外露,可以有效抑制 C/SiC 复合材料高 温氧化,使再处理过的 C/SiC 复合材料可以长时 间服役于高温环境。

参考文献(References)

- [1] 洪延姬,金星,李小将,等.临近空间飞行器技术[M]. 北京:国防工业出版社,2012:1-4.
 HONG Yanji, JIN Xing, LI Xiaojiang, et al. Near space vehicle technology [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012:1-4. (in Chinese)
- [2] 黄伟,罗世彬,王振国.临近空间高超声速飞行器关键技术及展望[J]. 宇航学报,2010,31(5):1259-1265.
 HUANG Wei, LUO Shibin, WANG Zhenguo. Key techniques and prospect of near-space hypersonic vehicle[J]. Journal of Astronautics, 2010, 31(5):1259-1265. (in Chinese)
- [3] CHU Y H, LI H J, FU Q G, et al. Oxidation protection of C/ C composites with a multilayer coating of SiC and Si + SiC + SiC nanowires[J]. Carbon, 2012, 50(3): 1280 – 1288.
- [4] 田聪, 成来飞, 栾新刚. C/C 复合材料在原子氧辐照下的 结构性能演变[J]. 无机材料学报, 2013, 28(8): 853-858.

TIAN Cong, CHENG Laifei, LUAN Xingang. Degradation behaviour of C/C composites by atomic oxygen irradiation[J]. Journal of Inorganic Materials, 2013, 28(8): 853-858. (in Chinese)

- [5] 张权明. CMC 在航天领域的应用[J]. 宇航材料工艺, 2011, 41(6): 1-3.
 ZHANG Quanming. Research on CMC for aerospace applications[J]. Aerospace Materials & Technology, 2011, 41(6): 1-3. (in Chinese)
- [6] MÜHLRATZER A, HANDRICK K, PFEIFFER H. Development of a new cost-effective ceramic composite for reentry heat shield applications [J]. Acta Astronautica, 1998, 42(9): 533 – 540.
- [7] PADMAVATHI N, GHOSAL P, RAY K K. Solution based processing and properties of carbon fiber reinforced SiC + ZrO₂ composites [J]. Composites Science and Technology, 2015, 106: 55 – 59.
- [8] LI Y, XIAO P, LI Z, et al. Tensile fatigue behavior of plain-

weave reinforced C_f/C – SiC composites [J]. Ceramics International, 2016, 42(6); 6850–6857.

- [9] MEI H, BAI Q L, LI H Q, et al. Effect of loading rate and temperature on monotonic tensile behavior in two-dimensional C/SiC composites [J]. Ceramics International, 2014, 40(10): 16635 - 16640.
- [10] 杨成鹏, 矫桂琼, 王波. 2D C/SiC 复合材料的拉伸损伤 研究[J]. 航空材料学报, 2010, 30(6): 87-92.
 YANG Chengpeng, JIAO Guiqiong, WANG Bo. Tensile damage behavior of 2D - C/SiC composite [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2010, 30(6): 87 - 92. (in Chinese)
- [11] 徐颖,邵彬彬,许维伟,等. 短切碳纤维 C/SiC 陶瓷基复合材料的动态劈裂拉伸实验[J]. 爆炸与冲击,2017,37(2):315-322.
 XU Ying, SHAO Binbin, XU Weiwei, et al. Dynamic splitting tensile test of short carbon fiber C/SiC ceramic matrix composites[J]. Explosion and Shock Waves, 2017, 37(2):315-322. (in Chinese)
- [12] 陈煊,程礼,陈卫,等. 二维 C/SiC 复合材料准静态和动态拉伸力学性能[J]. 复合材料学报,2016,33(12):2846-2853.
 CHEN Xuan, CHENG Li, CHEN Wei, et al. Quasi-static and dynamic tensile mechanical properties of two dimensional C/SiC composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016,33(12):2846-2853. (in Chinese)
- [13] WANG X F, LIU J C, HOU F, et al. Manufacture of porous SiC/C ceramics with excellent damage tolerance by impregnation of LPCS into carbonized pinewood [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35 (6): 1751 – 1759.
- [14] TIAN X Y, FENG J C, SHI J M, et al. Brazing of ZrB₂ SiC – C ceramic and GH99 superalloy to form reticular seam with low residual stress [J]. Ceramics International, 2015, 41(1): 145 – 153.
- [15] MAYER C, LI N, MARA N, et al. Micromechanical and in situ shear testing of Al-SiC nanolaminate composites in a transmission electron microscope (TEM) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 621: 229 – 235.
- $\begin{bmatrix} 16 \end{bmatrix} YU L, FENG Y B, YANG J, et al. Mechanical and thermal physical properties, and thermal shock behavior of (ZrB₂ + SiC) reinforced Zr₃ [Al(Si)]₄C₆ composite prepared by in situ hot-pressing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619: 338 344.$
- [17] PIENTI L, SILVESTRONI L, LANDI E, et al. Microstructure, mechanical properties and oxidation behavior of TaC- and HfC-based materials containing short SiC fiber[J]. Ceramics International, 2015, 41(1): 1367-1377.
- [18] NIETO A, BOESL B, AGARWAL A. Multi-scale intrinsic deformation mechanisms of 3D graphene foam [J]. Carbon, 2015, 85: 299 - 308.
- [19] Q/AVIC 06185.3-2015. 连续纤维增强陶瓷基复合材料 高温力学性能试验方法:第3部分 压缩强度试验方 法[S]. 北京:中国航空工业集团公司标准, 2015.
 Q/AVIC 06185.3 - 2015. Test method for mechanical properties continuous fiber reinforced ceramic matrix composites at elevated temperatures: Part 3 Compressive strength [S]. Beijing: Standard of Aviation Industry Corporation of China, 2015. (in Chinese)
 - (下转第48页)

- ASEE Joint Propulsion Conference & Exhibit, 2005: 1 15.
 [7] CAI G B, WANG X W, JIN P, et al. Experimental and numerical investigation of large mass flow rate gas-gas injectors [C]// Proceedings of 44th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference & Exhibit, 2008: 1 15.
- [8] VAIDYANATHAN A, GUSTAVSSON J, SEGAL C. One-and three-dimensional wall heat flux calculations in a O₂/H₂ system[J]. Journal of Propulsion and Power, 2010, 26(1): 186 - 189.
- [9] YIN L, LIU W Q, SHEN B X, et al. Numerical investigation on the film cooling performance in a multi-elements splash platelet injector [J]. Acta Astronautica, 2018, 152: 458-467.
- [10] YIN L, LIU W Q. Gaseous film cooling investigation in a multi-element splash platelet injector[J]. Acta Astronautica, 2018, 144: 353-362.
- [11] 雷凡培,张振鹏,姚明明,等. 溅板式层板喷注单元流量 及混合特性的试验[J]. 航空动力学报,2009,24(6): 1402-1406.

LEI Fanpei, ZHANG Zhenpeng, YAO Mingming, et al.

Experimental investigation on flow rate and mixing characteristics of splash platelet injector element [J]. Journal of Aerospace Power, 2009, 24 (6): 1402 – 1406. (in Chinese)

- [12] JASSOWSKI D, ROSENBERG S, SCHOENMAN L. Durability testing of the AJ10 - 221 490 N high performance (321 sec Isp) engine [C]//Proceedings of AIAA/ASME/ SAE/ASEE 29th Joint Propulsion Conference and Exhibit, 1993.
- [13] KAHL R C, LABOTZ R J, BASSHAM L B. Platelet injectors for space shuttle orbit maneuvering engine [C]//Proceedings of AIAA/SAE 10th Propulsion Conference, 1974: 1-8.
- [14] YIN L, E J Q, DING J, et al. An experimental study on the spray characteristics of splash platelet injector [J]. Acta Astronautica, 2021, 181: 377 - 383.
- [15] 尹亮.火箭发动机层板式喷注器关键技术研究[D].长沙:国防科技大学,2018.
 YIN Liang. Research on key techniques of platelet injector in rocket engines[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2018. (in Chinese)

(上接第32页)

- [20] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局,中国国家标准化管理委员会.精细陶瓷高温弯曲强度试验方法: GB/T 14390—2008[S].北京:中国标准出版社,2008. General Administration of Quality Supervision, Inspection and Quarantine of the People's Republic of China, Standardization Administration of the People's Republic of China. Test method for flexural strength of monolithic ceramics at elevated temperature: GB/T 14390—2008 [S]. Beijing: Standards Press of China, 2008. (in Chinese)
- [21] 牛学宝,张程煜,乔生儒,等. 2D C/SiC 复合材料在空 气中的高温压缩强度研究[J]. 航空材料学报, 2011, 31(6):92-95.

NIU Xuebao, ZHANG Chengyu, QIAO Shengru, et al. Compressive strength of 2D - C/SiC composite at high temperature in air [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(6): 92-95. (in Chinese)

[22] 索涛,李玉龙,刘明爽.二维 C/SiC 复合材料高温压缩力

学行为研究[J]. 兵工学报, 2010, 31(4): 516-520. SUO Tao, LI Yulong, LIU Mingshuang. Research on mechanical behavior of 2D C/SiC composites at elevated temperature under uniaxial compression [J]. Acta Armamentarii, 2010, 31(4): 516-520. (in Chinese)

- [23] 陈俊. 服役温度下 C/SiC 复合材料力学性能实验系统研制及测试分析[D]. 湘潭:湘潭大学, 2016.
 CHEN Jun. The experimental equipment and mechanical properties analysis of C/SiC composites under the service temperature[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2016. (in Chinese)
- [24] 罗征.采用 LPVCS 为先驱体制备 SiC/SiC 复合材料及其高温性能研究[D].长沙:国防科技大学,2014.
 LUO Zheng. The study of high-temperature performance of SiC/SiC composites by LPVCS [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2014. (in Chinese)