

2D SiC_f/SiC 中温热冲击损伤与面内剪切性能退化规律

由博杰¹, 李 博^{1,2}, 李旭勤³, 马雪寒¹, 张 毅¹, 成来飞¹

(1. 西北工业大学 超高温结构复合材料重点实验室, 西安 710072; 2. 陕西科技大学 材料科学与工程学院, 西安 710021; 3. 成都工业学院 材料与环境工程学院, 成都 611730)

摘 要: SiC_f/SiC 复合材料热冲击损伤是航空发动机热端部件应用中需要解决的关键问题。本研究利用全自动精准控温的热冲击设备, 在 1200 °C 测试了 2D SiC_f/SiC 的热冲击性能, 拟探究热冲击损伤与面内剪切性能退化之间的相关性。结果表明, 随着热冲击次数增加, 2D SiC_f/SiC 涂层表面出现硼硅酸盐玻璃(BSG)气泡, SiC 基体氧化, BN 界面脱黏加剧, 但并未影响基体开裂、纤维桥联等损伤机制。因此, 2D SiC_f/SiC 的面内剪切应力-应变曲线依然呈双线性。热冲击产生的热膨胀失配及 SiC 基体氧化导致面剪模量由 78.5 GPa 降低至 63.6 GPa, 面剪比例极限应力由 128.9 MPa 降低至 99.3 MPa, 面剪强度由 205.8 MPa 降低至 187.3 MPa。根据面内剪切混合定律, BN 界面脱黏加剧是剪切模量退化的关键因素。基体开裂应力公式表明, 氧化后 SiC 基体体积分数下降, 进一步降低了面剪比例极限应力。基于修正刚体块滑移模型, 利用纤维台阶间距能够有效预测面剪强度的下降规律, 且理论计算结果与实际值误差小于 20%。

关 键 词: 2D SiC_f/SiC; 化学气相渗透; 抗热冲击行为; 面剪性能; 退化

中图分类号: TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2024)12-1367-10

Thermal Shock Damage and In-plane Shear Performance Degradation of 2D SiC_f/SiC at Medium Temperature

YOU Bojie¹, LI Bo^{1,2}, LI Xuqin³, MA Xuehan¹, ZHANG Yi¹, CHENG Laifei¹

(1. Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shaanxi University of Science & Technology, Xi'an 710021, China; 3. School of Materials and Environmental Engineering, Chengdu Technological University, Chengdu 611730, China)

Abstract: Degradation of SiC_f/SiC composites in-plane shear performance after thermal shock represents a significant challenge for the development of hot-end components in aero-engines. In this study, thermal shock performance of 2D SiC_f/SiC was evaluated by using precision temperature-controlled thermal shock equipment, and correlation between thermal shock and in-plane shear performance was established. The results showed that borosilicate glass (BSG) coating caused SiC matrix forming BSG bubbles and oxidation, while BN interfacial debonding worsened with increasing number of thermal shocks. However, the thermal shock did not affect matrix

收稿日期: 2024-06-04; 收到修改稿日期: 2024-08-08; 网络出版日期: 2024-08-19

基金项目: 航空发动机及燃气轮机基础科学中心重点项目(P2022-B-IV-002-001); 西北工业大学研究生实践创新基金(PF2024004)

Science Center for Gas Turbine Project (P2022-B-IV-002-001); Practice and Innovation Funds for Graduate Students of Northwestern Polytechnical University (PF2024004)

作者简介: 由博杰(2001-), 男, 硕士研究生. E-mail: youbojie@mail.nwpu.edu.cn

YOU Bojie (2001-), male, Master candidate. E-mail: youbojie@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 张 毅, 副研究员. E-mail: zhangyi@nwpu.edu.cn

ZHANG Yi, associate professor. E-mail: zhangyi@nwpu.edu.cn

cracking and fiber bridging. Furthermore, the in-plane shear stress-strain curve maintained bilinear trend. The degradation of the in-plane shear mechanism was attributed to the thermal expansion mismatch and the oxidation of SiC matrix. The in-plane shear modulus decreased from 78.5 to 63.6 GPa, the in-plane proportional limit stress decreased from 128.9 to 99.3 MPa, and the in-plane shear stress decreased from 205.8 to 187.3 MPa. According to the in-plane shear mixing rules, the degradation of shear modulus was caused by increased interface debonding. Combined with matrix cracking stress equation, this indicated that volume fraction decreased due to SiC matrix oxidation, resulting in degradation of proportional limit stress. Based on modified rigid body sliding model, using fiber step spacing could predict the degradation of in-plane shear strength after thermal shock, with the error between the theoretical calculation results and the actual values less than 20%.

Key words: 2D SiC_f/SiC; chemical vapor infiltration; thermal shock resistance; shear performance; degradation

SiC_f/SiC 复合材料是新一代航空发动机热端部件重要候选材料, 广泛应用于 GE 的 GE9NX、LEAP 发动机涡轮外环、导叶、燃烧室等部件^[1-3]。设计热端部件需深入且系统掌握 SiC_f/SiC 高温性能演变规律^[4-5]。SiC_f/SiC 在发动机的热瞬态冷热交替环境中服役时^[6], 受热膨胀失配和氧化作用的影响, SiC 基体、BN 界面及 SiC 纤维等结构元件会被损伤, 导致其基本力学性能降低。因此, 亟需对 SiC_f/SiC 抗热冲击性能提出明确要求。

常规热冲击测试安全性较低, 难以精准控温和控制。此外, SiC_f/SiC 因具有多孔、多组元、非均匀性及各向异性等特点, 难以准确分析 SiC_f/SiC 热冲击损伤对力学性能的影响^[7]。研究揭示了拉伸工况下的损伤机制, 冷热交变循环影响纤维与基体结合, 导致热膨胀失配并造成界面脱黏^[8-12]。同时, SiC 基体也会遭受氧化损伤。但是, 剪切工况下的损伤演变尚不明确^[13-14]。

已证明基体开裂和纵向基体碎块的刚体位移是造成面内剪切非线性的主要原因, 基体剪切裂纹与纤维呈 45°, 纤维桥联机制进一步导致界面脱黏和滑移损伤^[15-16]。然而, 关于热冲击损伤对结构组元剪切传递、剪切裂纹扩展和偏转机制影响的研究并不充分^[17-18]。

本研究采用化学气相渗透(CVI)工艺制备了平纹叠层(2D) SiC_f/SiC 复合材料, 并采用自主研发的精准控温热冲击设备在 1200 °C 中温下开展了 750 次的空气环境热冲击试验, 以研究热冲击对面内剪切性能的影响。通过分析 2D SiC_f/SiC 热冲击损伤及面内剪切退化机制, 以揭示界面脱黏与剪切模量、基体氧化与基体开裂应力、刚体滑移与剪切强度之间的相关性。本研究有助于支持 2D SiC_f/SiC 热端部件在剪切工况下的设计和应用。

1 实验方法

1.1 2D SiC_f/SiC 面剪试样制备

采用 CVI 工艺制备 2D SiC_f/SiC 复合材料, 增强体为 Cansas III SiC 纤维(Cansas 3303, 福建立亚)。首先将平纹编织纤维布叠层, 通过穿刺编织形成二维预制体, 然后沉积 BN 界面层和 SiC 基体, 得到 2D SiC_f/SiC 复合材料。最后, 采用浆液涂刷-烧结工艺形成硼硅酸盐玻璃(BSG)涂层。

根据 ASTM C1292 标准制备 V 型缺口梁面剪试样, 命名为 C-1, T-1, T-2, T-3, T-4, T-5, T-6。其中, C-1 为初始态, T-1 与 T-2 为经历 250 次热冲击试样, T-3 与 T-4 为经历 500 次热冲击试样, T-5 与 T-6 为经历 750 次热冲击试样。

1.2 热冲击试验

使用全自动热冲击测试平台进行热冲击试验(图 1(a))。将面剪试样垂直放置于微晶莫来石工装上, 再将二者放置在试验台上, 通过控制试验台垂直升降来实现冷热循环。在此过程中, 面剪试样位于马弗炉中心温度区, 受热均匀且与空气充分接触(图 1(b))。设定保温温度为 1200 °C, 保温时间为 5 min, 冷却时间为 3 min, 最大循环次数为 750 次。一次热冲击的完整过程为: 在马弗炉中心温度 1200 °C 保温 5 min 后, 试验台下降, 装载面剪试样的微晶莫来石工装下降到风冷环境中, 冷却 3 min 后降温至 200 °C。图 1(c, d)为热冲击精准控温曲线。在经历 250、500、750 次热冲击循环后, 分别取出 2D SiC_f/SiC 面剪试样, 冷却至室温, 用于面剪测试和断口分析。

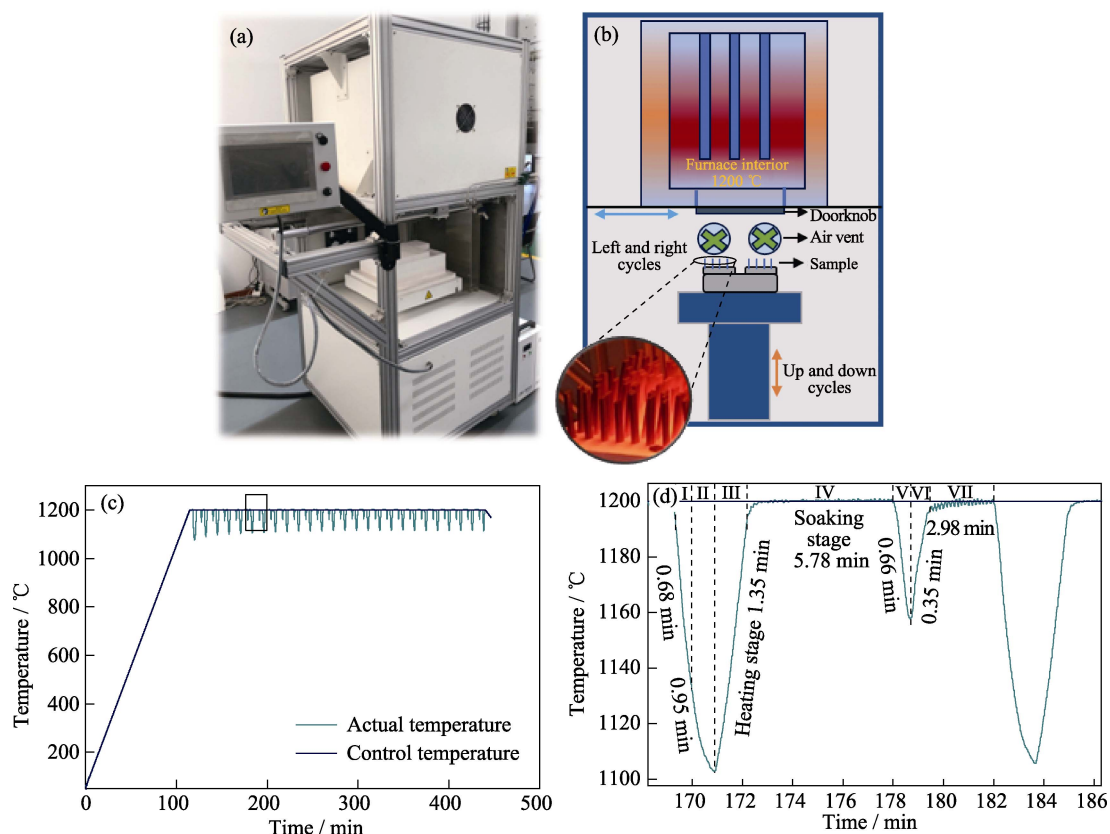


图 1 热冲击循环试验及控温曲线

Fig. 1 Thermal shock test and temperature control curves

(a) Thermal shock test furnace; (b) Principle of test; (c) Cycling curve; (d) Single cycle

1.3 面内剪切试验

将 2D SiC_f/SiC 面剪试样安装于 V 型梁压缩剪切试验夹具中, 使用万能力学试验机(8801, Instron, 英国)测试其面剪性能。试验加载速率 0.5 mm/min, 同时使用应变片监控试样标距段的应变。

1.4 微结构和物相表征

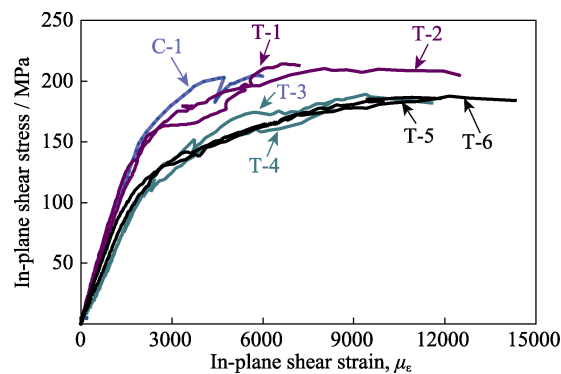
采用场发射扫描电镜(SEM, S4700, 日本)观察热冲击前后 2D SiC_f/SiC 表面、截面及剪切切口形貌。利用配备 Cu K α_1 辐射源的 X 射线衍射仪(XRD, χ' Pert PRO, 荷兰)表征 2D SiC_f/SiC 热冲击前后的物相变化。

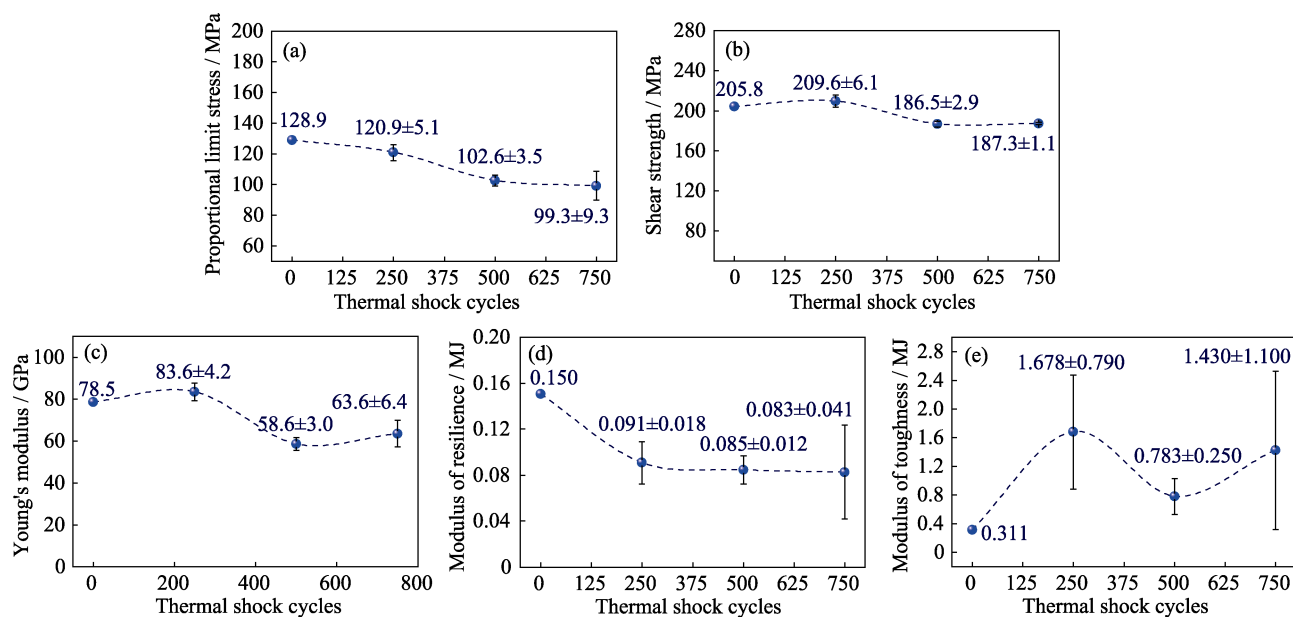
2 实验结果

2.1 面内剪切性能退化规律

图 2 展示了 2D SiC_f/SiC 在不同热冲击循环后的面内剪切应力-应变曲线。曲线呈现双线性特征, 在达到比例极限应力前为线性阶段, 超过后为非线性阶段。随着热冲击次数增加, 曲线整体向下偏移, 表明热冲击降低了 2D SiC_f/SiC 面内剪切性能^[19]。图 3 为 2D SiC_f/SiC 面内剪切性能随热冲击

次数的变化情况。其中, 比例极限应力整体下降, 由初始态的 128.9 MPa 降至 750 次循环后的 99.3 MPa(图 3(a))。面内剪切强度 250 次循环后上升至 209.6 MPa, 750 次循环后下降至 187.3 MPa(图 3(b))。面内剪切模量 250 次循环后由初始态 78.5 GPa 升高至 83.6 GPa, 500 次循环后降至 58.6 GPa, 750 次循环后又升至 63.6 GPa(图 3(c))。图 3(d, e)显示了回弹模量和韧性模量的变化, 回弹模量和比例极限应力呈现相似的下降趋势, 从 0.150 MJ 降至 0.083 MJ, 而韧性模量则呈现出与剪

图 2 2D SiC_f/SiC 面内剪切应力-应变曲线Fig. 2 In-plane shear stress-strain curves of 2D SiC_f/SiC

图 3 2D SiC_f/SiC 面内剪切性能Fig. 3 In-plane shear properties of 2D SiC_f/SiC

(a) Proportional limit stress; (b) Shear strength; (c) Young's modulus; (d) Modulus of resilience; (e) Modulus of toughness

切强度相似的下降趋势,并在 750 次循环后又升至 1.430 MJ。由此可知,热冲击会降低 2D SiC_f/SiC 面内剪切基体开裂应力和回弹模量,强度、模量及韧性模量在 250 次循环后均有所升高,而在 500 次循环后降低,且在 750 次循环后又出现升高。

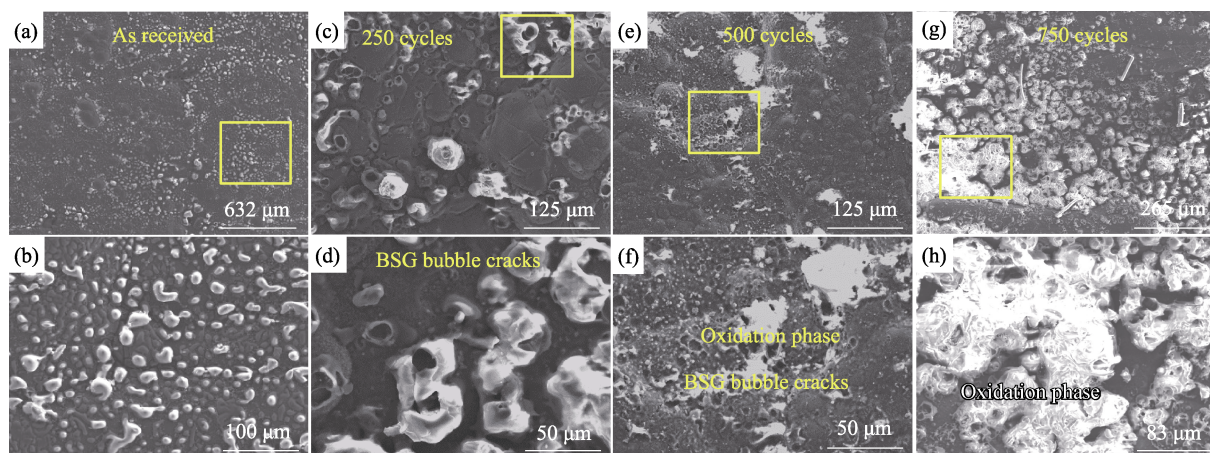
2.2 2D SiC_f/SiC 的热冲击损伤

2.2.1 BSG 涂层气泡破裂及 SiC 基体氧化

图 4 展示了 2D SiC_f/SiC 热冲击表面形貌的演化。初始态玻璃相均匀分布在 SiC 基体表面(图 4(a, b))。250 次循环后,表面出现 BSG 气泡并发生破裂(图 4(c, d))。500 次循环后,表面出现少量白色覆盖物,并观察到 BSG 气泡与覆盖物混合分布(图 4(e, f))。图 4(g, h)显示 750 次循环后,白色覆盖物增多,且与 BSG 气泡混合更加明显。结果表明,

2D SiC_f/SiC 热冲击后表面生成 BSG 气泡及覆盖物,并出现 BSG 气泡长大与破裂现象^[20]。

通过分析不同热冲击循环 2D SiC_f/SiC 表面的 XRD 谱图(图 5(a)),发现主相 β -SiC 的特征峰位于 $2\theta=35.7^\circ$ 、 60.1° 、 72.1° 、 75.2° ,对应于 β -SiC(111)、(200)、(311)及(220)晶面,热冲击后峰位未发生改变且峰强略有增加。 $2\theta=21.8^\circ$ 处的特征峰对应于 SiO₂ 的(100)晶面,且 250 次循环后表面检测到 SiO₂^[21]。根据 Scherrer 公式计算得到 SiC 平均晶粒尺寸的变化(图 5(b)),250 次循环后晶粒减小,随着循环次数增加,晶粒逐渐长大,直到 750 次循环后达到最大。在此过程中,尺寸减小由 SiC 晶粒的氧化消耗所致。随后,基体表面生成氧化膜,氧化由主动消耗转为被动消耗, SiC 氧化反应受到抑制,

图 4 2D SiC_f/SiC 表面微结构演化Fig. 4 Microstructure evolution of 2D SiC_f/SiC surfaces

(a, b) As-received; (c, d) After 250 cycles; (e, f) After 500 cycles; (g, h) After 750 cycles

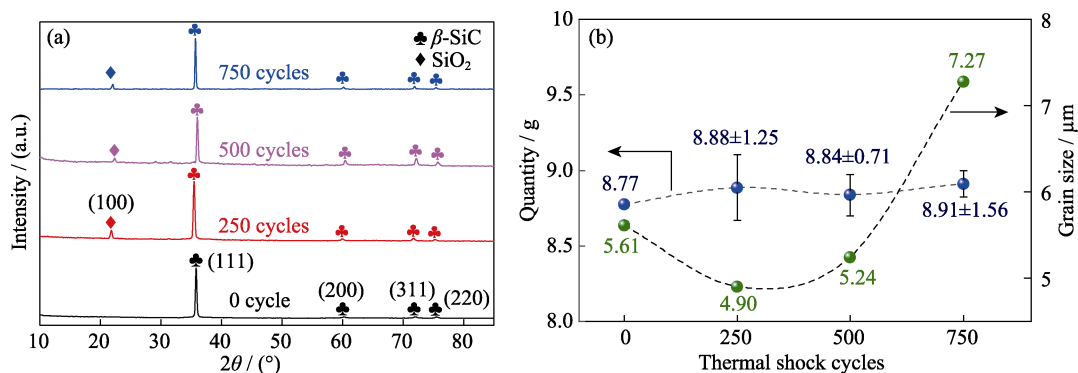


图 5 2D SiC_f/SiC 的 XRD 谱图(a)及晶粒尺寸变化(b)
Fig. 5 XRD patterns (a) and grain size changes (b) of 2D SiC_f/SiC

导致尺寸略微增长, 并在 750 次循环后达到最大。同时, 由于热冲击后表面产生 SiO₂, 2D SiC_f/SiC 质量产生波动(图 5(b))。

2.2.2 界面脱黏

图 6 展示了热冲击过程中 2D SiC_f/SiC 截面微结构演化。初始状态下, SiC 纤维与基体紧密结合; 当热冲击循环 250 次时, 纤维与基体间发生界面脱黏(图 6(a~d))。随着循环次数增多, 可以观察到界面脱黏范围不断增大(图 6(e~h))。这表明热膨胀失配明显影响界面黏接作用, 残余应力会造成界面脱黏失效^[6], 从而影响 2D SiC_f/SiC 剪切应力传递, 降低剪切性能^[22]。

2.3 面剪失效断口特征

2.3.1 基体周期性开裂

图 7 展示了不同循环次数下 2D SiC_f/SiC 界面脱黏和纤维台阶间距的演变情况。结果显示, 初始态与热冲击后, 束内纤维与基体之间均发生脱黏(图 7(a, c, e, g)), 这表明剪切过程中基体与纤维之间存在着不同程度变形, 导致界面黏接失效^[23]。从

图 7(b, d, f, h)可以观察到 90°纤维束纵向劈裂, 250 次循环后, 束外基体出现周期性裂纹, 且裂纹与纵轴呈 45°。500 次循环后, 束内纤维断裂, 断裂面的夹角多呈±45°, 其余纤维保持完好^[13]。750 次循环后, 束内纤维断口呈台阶分布, 且断裂面平齐。结果表明, 热冲击并不影响剪切损伤过程中纤维折断、劈裂、桥联及基体的周期性开裂, 但会减小纤维台阶间距, 进而降低剪切强度。

2.3.2 纤维桥联及拔出

图 8 展示了不同热冲击循环次数下 2D SiC_f/SiC 的面内剪切断口形貌。图 8(a, c, e, g)显示, 剪切断口中 0°纤维束普遍发生横向折断, 而 90°束内纤维与基体则发生剥离。与初始态断口相比, 热冲击后的断口更为平齐, 且 0°纤维的拔出长度更短。图 8(b, d, f, h)显示, 初始态下纤维的拔出长度较长, 而经过热冲击后, 纤维的拔出长度逐渐缩短, 说明热冲击引起的界面脱黏会影响剪切应力在纤维与基体间的传递。

图 9 展示了在不同热冲击循环次数下 2D SiC_f/SiC 的断口形貌。观察发现, 热冲击并未造成

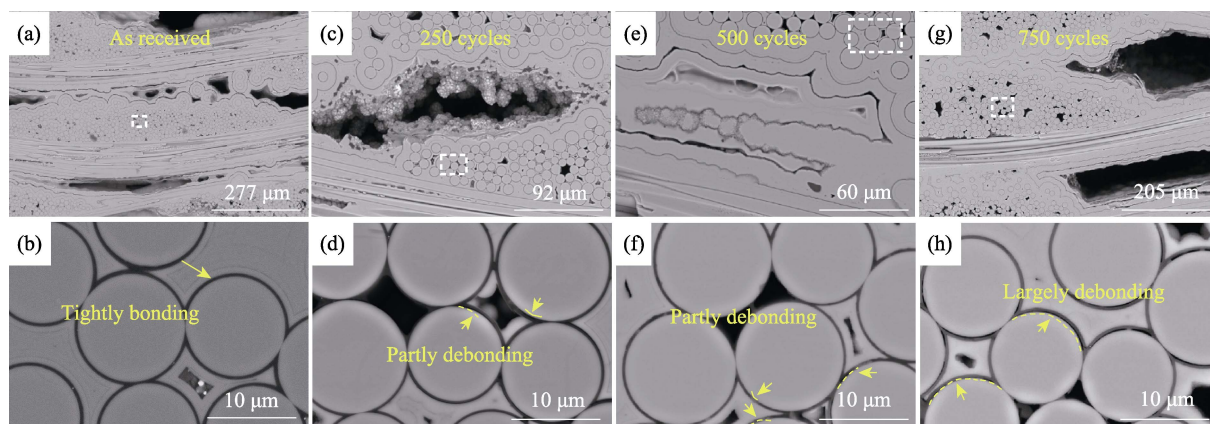


图 6 2D SiC_f/SiC 截面微结构演化
Fig. 6 Cross-sectional microstructure evolution of 2D SiC_f/SiC
(a, b) As-received; (c, d) After 250 cycles; (e, f) After 500 cycles; (g, h) After 750 cycles

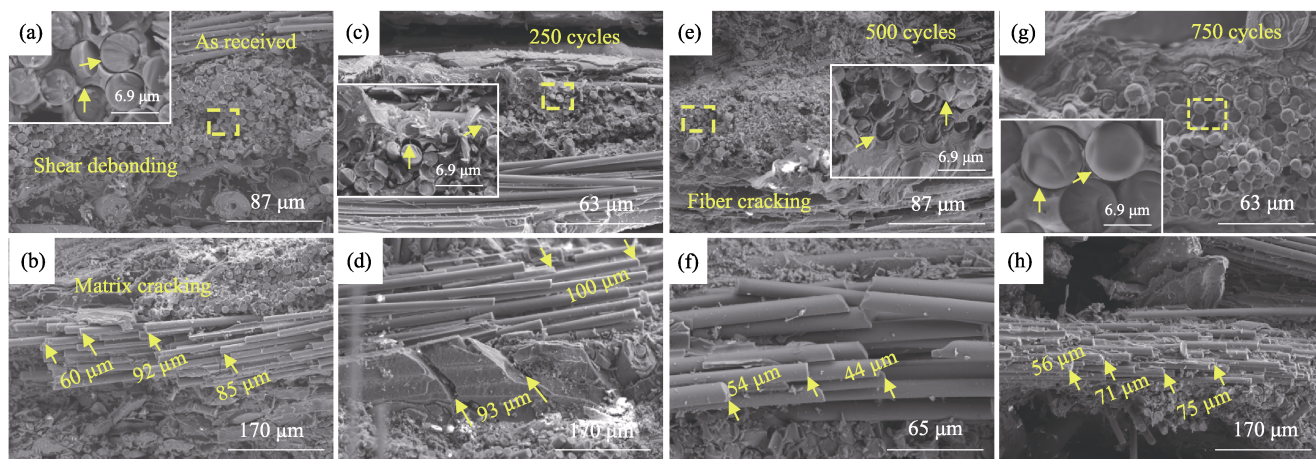
图 7 2D SiC_p/SiC 剪切界面脱黏和台阶间距演变

Fig. 7 Debonding and step spacing evolution at 2D SiC_p/SiC shear interface
(a, b) As-received; (c, d) After 250 cycles; (e, f) After 500 cycles; (g, h) After 750 cycles

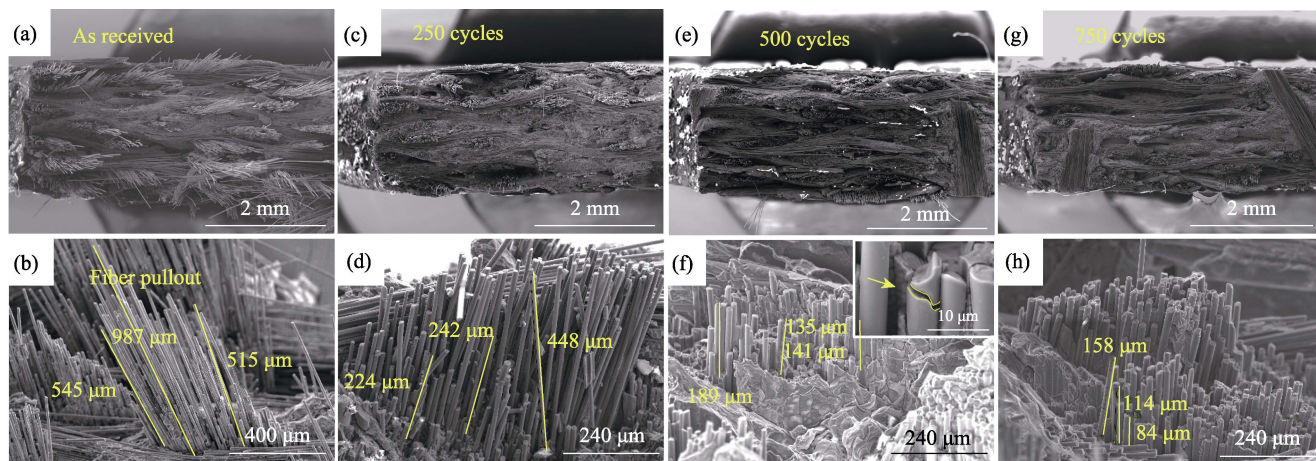
图 8 2D SiC_p/SiC 的断口微结构形貌

Fig. 8 Fracture microstructure morphologies of 2D SiC_p/SiC
(a, b) As-received; (c, d) After 250 cycles; (e, f) After 500 cycles; (g, h) After 750 cycles

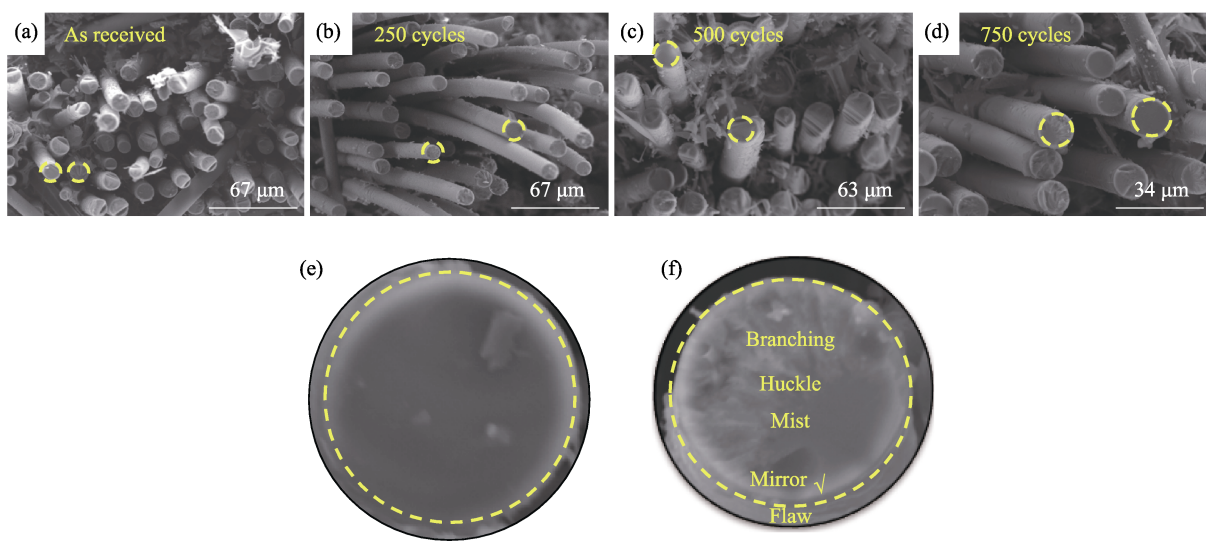
图 9 2D SiC_p/SiC 纤维断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of 2D SiC_p/SiC fibers

(a) As-received; (b) After 250 cycles; (c) After 500 cycles; (d) After 750 cycles; (e) Brittle fracture; (f) Toughness fracture

SiC 纤维开裂或氧化,但在不同热冲击循环次数下均出现两种断口形貌,差异源于 SiC 剪切过程中存在拉剪耦合作用。剪应力纤维断裂具有瞬时性,致使断口呈现脆断特征(图 9(e))。

根据 Mazerat 等^[24]对 SiC 纤维断口的分析,在拉应力作用下,裂纹非均匀扩展,导致断裂呈现延时性,从而形成韧性断口,其断面可分为映射区、雾状区、锯齿区及分支区(图 9(f))。研究表明,剪切过程中纤维表面未出现开裂或氧化,仅呈现两种断口形貌,表明热冲击剪切过程中存在拉剪应力作用,这与刚体块滑移模型相符^[25]。

3 分析与讨论

3.1 界面脱黏与面内剪切模量退化

热冲击后截面纤维束微结构演化结果表明, SiC 未受到显著损伤,界面脱黏、基体氧化是 2D SiC_f/SiC 面内剪切性能下降的主要原因(图 10(a))。热冲击导致基体和纤维热膨胀失配,引起宏观残余应力,同时纤维内部晶粒的移动和长大将累积微观残余应力^[26]。当残余应力超过界面临界黏接强度时,界面发生脱黏,从而影响剪切过程中界面应力传递,进而影响剪切性能。为了研究剪切模量与热冲击次数的关系,进行如下推导。理想情况下(图 10(b)),纤维与基体之间剪切应变关系如式(1):

$$\gamma_f = \gamma_m + \Delta\gamma_1 \quad (1)$$

式中, γ_f 为纤维剪应变, γ_m 为基体剪应变。假定 2D SiC_f/SiC 在面内剪切过程中切应力均匀,则 $\Delta\gamma_1$ 代表界面剪应变。2D SiC_f/SiC 在承受剪切载荷时,剪切模量 G 与切应力 τ 、切应变 γ 关系为:

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (2)$$

式(2)可转化式(3):

$$\frac{1}{G_{\text{mix}}} = \frac{\gamma_f (V_f + V_m)}{\tau} \quad (3)$$

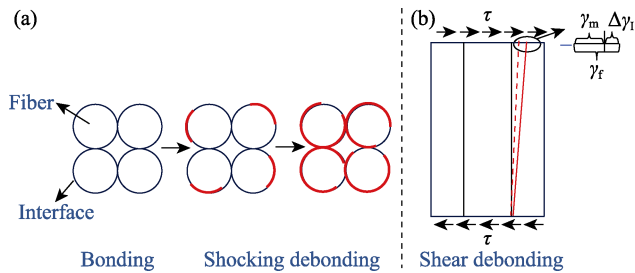


图 10 热冲击及剪切界面脱黏机制

Fig. 10 Mechanisms of thermal shock and shear interface debonding

(a) Thermal shock interface debonding; (b) Shear strain relationship

其中, V_f 代表纤维体积分^[27], V_m 代表基体体积分。将式(1)代入式(3), 可得到初始剪切混合法则:

$$\frac{1}{G_{\text{mix}}} = \frac{\gamma_f}{\tau / V_f} + \frac{\gamma_m + \Delta\gamma_1}{\tau / V_m} \quad (4)$$

$$\frac{1}{G_{\text{mix}}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{V_m}{G_m} + \frac{\Delta\gamma_1 V_m}{\tau} \quad (5)$$

$$A_{\text{IS}} = \frac{\Delta\gamma_1 V_m}{\tau} = \frac{V_m}{G_1} \quad (6)$$

A_{IS} 代表界面对 2D SiC_f/SiC 剪切模量的影响。变换式(5)可获得界面应变与切应力之间的关系:

$$\Delta\gamma_1 = \frac{\tau(G_f G_m - V_f G_{\text{mix}} G_m - V_m G_{\text{mix}} G_f)}{G_{\text{mix}} G_f G_m V_m} \quad (7)$$

根据 Aveston 等^[28]研究结果, 纤维与基体间的界面脱黏强度与基体开裂能相关, 界面脱黏强度可由式(8)进行描述:

$$\tau_d = \frac{d_f V_m E_m^2}{12 V_f^2 E_f E_c^2 \Gamma_m} (\sigma_{\text{mc}} + \sigma_{\text{th}})^3 \quad (8)$$

式中, Γ_m 代表基体开裂能, E_f 、 E_m 、 E_c 分别代表纤维、基体以及 2D SiC_f/SiC 的拉伸模量, d_f 代表纤维直径, σ_{mc} 代表基体拉伸开裂强度, σ_{th} 代表热残余应力。将式(8)代入式(7)即可获得初始态纤维与基体脱黏时的界面临界应变:

$$\Delta\gamma_d = \frac{d_f V_m E_m^2 (\sigma_{\text{mc}} + \sigma_{\text{th}})^3 (G_f G_m - V_f G_{\text{mix}} G_m - V_m G_{\text{mix}} G_f)}{12 E_f E_c^2 \Gamma_m G_{\text{mix}} G_f G_m V_m} \quad (9)$$

图 6 展示了热冲击束内纤维的脱黏演化情况。假定束内纤维脱黏均匀, 基于微结构演变情况可统计界面脱黏程度, 并计算界面处基体与纤维的脱黏占比。设热冲击次数为 f , 脱黏比例为 p , p 与 f 的函数关系如式(10):

$$p = 0.0092e^{\frac{f}{183.1}} + 0.0018 \quad (10)$$

当切应力传递至脱黏区时, 部分脱黏将改变应力。设脱黏角为 φ , 则纤维承受的切应力为:

$$\tau_f = \frac{\int_0^1 \pi \tau \varphi dp}{(1-p)\pi \varphi} = \frac{\tau}{1-p} \quad (11)$$

如果承载应力达到初始态脱黏临界应力, 则会发生界面全脱黏, 式(5)可变为:

$$\frac{1}{G_{\text{mix}}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{V_m}{G_m} + \frac{V_m}{G_1(1-p)} \quad (12)$$

则可获得式(13):

$$G_{\text{mix}} = \frac{G_m G_f G_l (0.9982 - 0.0092 e^{\frac{f}{183.1}})}{V_f G_m G_l (0.9982 - 0.0092 e^{\frac{f}{183.1}}) + V_m G_f [G_l (0.9982 - 0.0092 e^{\frac{f}{183.1}}) + G_m]}$$

(13)

已知 SiC 基体与 SiC 纤维的弹性模量(E_m , E_f)以及相应的泊松比(ν_m , ν_f)(表 1)^[30], 根据关系式(14)可计算 SiC 基体与 SiC 纤维剪切模量 G_m 与 G_f ^[31]. 假设热冲击过程中各组元的剪切模量均保持不变, 则 2D SiC_f/SiC 剪切模量仅与界面脱黏相关. 根据式(13)计算热冲击剪切模量理论值.

$$G = E / [2(1 + \nu)]$$

(14)

表 2 结果表明, 当冲击次数较小时, 式(13)的计算结果误差较小, 且理论剪切模量与实际模量下降规律相似. 分析认为, 误差源于两个方面: (1)纤维、

基体及界面剪切模量受热冲击的影响; (2)剪切模型未考虑编织结构对变形造成的影响.

3.2 基体氧化与基体开裂应力退化

微结构和表面物相研究结果显示, 热冲击后, 表面涂层吸收热量膨胀, 并因气体压力产生 BSG 气泡, 气泡随时间延长而破裂. 同时, O₂ 通过 BSG 涂层内部的微裂纹扩散到 SiC 基体表面, 导致基体发生氧化生成 SiO₂(图 11), 为进一步氧化提供了屏障, 使氧化反应由主动转为被动. BSG 涂层及 SiO₂ 氧化膜对内部 SiC 纤维、孔隙及 BN 界面均起到保护作用^[20]. 根据 Rajan 等^[32]对 2D SiC_f/SiC 剪切基体开裂应力的研究, 基体开裂应力可由式(15)进行描述. 式中, E_m 、 E_c 代表基体和纤维的弹性模量, σ_1^0 为未考虑残余应力时计算的拉伸开裂应力. 表面层 BSG 气泡与 SiO₂ 氧化膜的叠加效应使基体体积分数 V_m 下降, 基体剪切开裂应力演变可用与 V_m 相关的公式进行解释.

$$\tau^{\text{cr}} = \frac{\frac{1}{2} V_m E_m \sigma_1^0}{E_c + V_m E_m}$$

(15)

由式(15)求导可得式(16):

$$\frac{d\tau^{\text{cr}}}{dV_m} = \frac{\frac{1}{2} E_m E_c \sigma_1^0}{(E_c + V_m E_m)^2} > 0$$

(16)

由此可知, 基体开裂应力与基体体积分数呈正相关, V_m 的减小导致基体开裂应力下降, 这解释了比例极限应力曲线的下降趋势.

3.3 刚体块滑移机制与面内剪切强度退化

Zhang 等^[25]研究表明, 在面内剪切条件下 C_f/SiC 滑动变形来源于两方面: 面内无旋转平滑和分层面旋转滑动. 在两者之间引入纤维桥连修正, 最终采用刚体块滑动模型(式(17))定量计算面内剪切强度^[33].

$$\tau_{\text{IPSS}} = \frac{\pi}{2} \tau_s + 0.1913 \pi \frac{l_c}{t_{\text{layer}}^f} \tau_s^{\text{rot}} + \frac{2 \tau_s d_s^f}{d_f}$$

(17)

表 2 剪切模量计算理论值与实际值对比

Table 2 Comparison of theoretical and actual values for shear modulus calculation

Thermal shock cycles	Percentage of debonding/%	Theoretical value/GPa	Actual value/GPa	Error/%
0	0	80.4	78.5	-2.4
250	5.56	78.2	83.6	6.9
500	13.90	74.6	58.6	-21.4
750	56.10	50.0	63.6	27.2

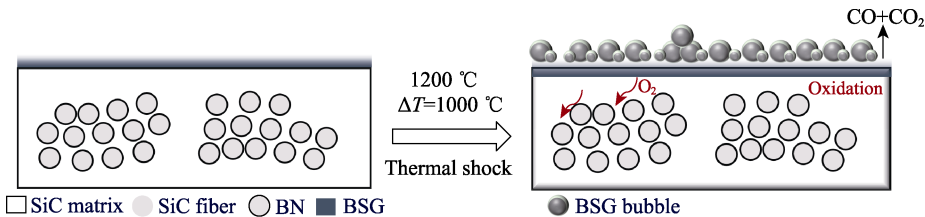


图 11 热冲击氧化起泡机制

Fig. 11 Mechanism of thermal shock oxidation blistering

表 3 面内剪切强度计算理论值与实际值对比

Table 3 Comparison of theoretical and actual shear strength values

Thermal shock cycles	Fiber step spacing/mm	Theoretical value/MPa	Actual value/MPa	Error/%
0	79.0	178.6	205.8	15.2
250	97.5	193.4	209.6	8.4
500	49.0	162.6	186.5	14.7
750	67.3	170.8	187.3	9.7

$$\tau_s^{\text{rot}} = \frac{1.99d_f(1-V_f)}{2} \sqrt{\frac{\Gamma_m E_f E_m}{V_f(V_f E_f + V_m E_m)l_c^3}} \quad (18)$$

$$l_c = 1.74d_s^f \quad (19)$$

式中, τ_{IPSS} 为 2D SiC_f/SiC 面内剪切强度, τ_s 为面内滑移应力, l_c 为基体裂纹间距, t_{layer}^f 为编织层厚度的一半, τ_s^{rot} 为分层面旋转滑动应力, d_s^f 为桥连纤维滑移长度。结合不同热冲击剪切过程纤维脆性、韧性断口及台阶间距变短的现象, 以纤维台阶间距代替基体裂纹间距, 可计算不同热冲击面内剪切强度理论值, 结果如表 3 所示。结果显示, 采用修正后的刚体块滑移模型计算的剪切强度理论值显示出下降趋势, 与实际值误差较小, 说明修正后的刚体块滑移模型可有效预测热冲击面内剪切强度的下降规律。

4 结论

(1)热冲击后, 表面涂层吸收热量膨胀并因气体压力形成 BSG 气泡, 同时基体发生氧化生成 SiO₂。BSG 涂层及 SiO₂ 氧化膜共同保护内部 SiC 纤维、孔隙及 BN 界面。然而, 热冲击冷热循环过程将导致热膨胀失配, 产生残余应力, 从而引起界面脱黏, 干扰剪切过程中界面应力的传递。结果表现为, 剪切断口更为平齐, 纤维拔出长度变短, 基体周期性裂纹间距减小, 剪切性能退化。

(2)热冲击不影响 2D SiC_f/SiC 的面内剪切双线性特征, 但降低了曲线斜率并延长了平台段。面剪模量由 78.5 GPa 降至 63.6 GPa, 面剪比例极限应力由 128.9 MPa 降至 99.3 MPa, 面剪强度由 205.8 MPa 降至 187.3 MPa, 面剪回弹模量由 0.150 MJ 降至 0.083 MJ, 面剪韧性模量由 0.311 MJ 升高至 1.430 MJ。

(3)混合法则表明, 热冲击后界面脱黏将降低面内剪切模量。热冲击氧化损伤引起 SiC 基体体积减

少, 加上界面相脱黏, 二者共同造成面剪比例极限应力降低。修正的刚体块滑移模型表明, 纤维台阶间距缩短与面剪强度退化密切相关, 且理论计算结果与实际值误差小于 20%。

参考文献:

- [1] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion. *Nature Materials*, 2016, **15**(8): 804.
- [2] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview. *Composites Science and Technology*, 2004, **64**(2): 155.
- [3] WANG X, GAO X, ZHANG Z, *et al.* Advances in modifications and high-temperature applications of silicon carbide ceramic matrix composites in aerospace: a focused review. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, **41**(9): 4671.
- [4] LIU B, LI F, LIU Y, *et al.* Experimental and numerical studies on low-velocity impact of laminated C/SiC structures. *Composite Structures*, 2024, **329**: 117765.
- [5] LIU B, HAN Y, LI F, *et al.* High-velocity impact damage by projectile and tension after impact behavior at 1300 °C for SiC/SiC with environment barrier coating. *Engineering Fracture Mechanics*, 2024, **296**: 109858.
- [6] WANG H, SINGH R N. Thermal shock behaviour of ceramics and ceramic composites. *International Materials Reviews*, 2013, **39**(6): 228.
- [7] WU S, CHENG L, ZHANG L, *et al.* Thermal shock damage of a 3D-SiC/SiC composite. *Advanced Engineering Materials*, 2005, **7**(11): 1046.
- [8] BHATT R T, SOLA-LOPEZ F, HALBIG M C, *et al.* Thermal stability of CVI and MI SiC/SiC composites with Hi-Nicalon™-S fibers. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42**(8): 3383.
- [9] ZHANG C, WANG Y, LIU Y, *et al.* Thermal shock resistance of a two-dimensional silicon carbon fiber reinforced SiC matrix composite. *Advanced Engineering Materials*, 2013, **16**(1): 65.
- [10] LIU X, GUO X, XU Y, *et al.* Cyclic thermal shock damage behavior in CVI SiC/SiC high pressure turbine twin guide vanes. *Materials*, 2021, **14**(20): 6104.
- [11] 段宏宇, 王贺权, 张佳平, 等. 不同热震工况下 2.5D 编织陶瓷基复合材料力学性能及损伤. *复合材料学报*, 2023, **40**(7): 4184.
- [12] 胡庆宽, 许琦鹏, 万志慧, 等. SiC/SiC 复合编织管的抗热冲击性能与失效机理研究. *应用力学学报*, 2024, **41**(2): 288.
- [13] GUO H, WANG B, JIA P, *et al.* In-plane shear behaviours of a 2D-SiC/SiC composite under various loading conditions. *Ceramics International*, 2015, **41**(9): 11562.
- [14] YAN K F, ZHANG C Y, QIAO S R, *et al.* Failure and strength of 2D-C/SiC composite under in-plane shear loading at elevated temperatures. *Materials & Design*, 2011, **32**(6): 3504.
- [15] 郭洪宝, 王波, 贾普荣, 等. 平纹编织陶瓷基复合材料面内剪切细观损伤行为研究. *力学学报*, 2016, **48**: 361.
- [16] 冯宇琦, 王龙, 李艳芬, 等. 平纹陶瓷基复合材料面内剪切解析模型. *中国科技论文*, 2022, **17**(4): 361.
- [17] DUAN J, LI Y, LI F, *et al.* Corrosion behavior of LSI-based 3D needled C/SiC composites subjected to burner rig test. *Corrosion Science*, 2022, **197**: 109982.
- [18] LI Y, XIAO P, LI Z, *et al.* Oxidation behavior of C/C composites with SiC/ZrSiO₄-SiO₂ coating. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, **27**(2): 397.
- [19] WANG X, SONG Z, CHENG Z, *et al.* Tensile creep properties and damage mechanisms of 2D-SiC_f/SiC composites reinforced with

- low-oxygen high-carbon type SiC fiber. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, **40**(14): 4872.
- [20] LI B, CHEN X, TIAN L, *et al.* In-situ formation of the BSG bubbles toward SiC/SiC composites protection mechanisms under thermal shock treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, **26**: 7097.
- [21] SUN G, ZHANG C, ZHANG Q, *et al.* Microstructure and mechanical properties of SiC_f/SiC composite prepared by chemical vapor infiltration. *Ceramics International*, 2022, **48**(24): 36983.
- [22] HAY R S. Growth stress in SiO₂ during oxidation of SiC fibers. *Journal of Applied Physics*, 2012, **111**(6): 063527.
- [23] WANG Y, ZHANG L, CHENG L, *et al.* Characterization of tensile behavior of a two-dimensional woven carbon/silicon carbide composite fabricated by chemical vapor infiltration. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, **497**(1/2): 295.
- [24] MAZERAT S, EL-MORSLI J, SARRAZIN R, *et al.* Oxidation embrittlement of SiC fibers at intermediate temperatures. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, **44**(7): 4465.
- [25] ZHANG Y, ZHANG L, LIU Y, *et al.* Oxidation effects on in-plane and interlaminar shear strengths of two-dimensional carbon fiber reinforced silicon carbide composites. *Carbon*, 2016, **98**: 144.
- [26] NANCE J, SUBHASH G, SANKAR B, *et al.* Measurement of residual stress in silicon carbide fibers of tubular composites using Raman spectroscopy. *Acta Materialia*, 2021, **217**: 117164.
- [27] GAO X, LEI B, ZHANG Y, *et al.* Identification of microstructures and damages in silicon carbide ceramic matrix composites by deep learning. *Materials Characterization*, 2023, **196**: 112608.
- [28] AVESTON J, KELLY A. Theory of multiple fracture of fibrous composites. *Journal of Materials Science*, 1973, **8**: 352.
- [29] MA X, ZHAO L, ZHANG Y, *et al.* Uncertainty analysis and B-basis value of tensile strength of 2D SiC/SiC composite. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, **24**: 7058.
- [30] PETERS P W M, MARTIN E, PLUVINAGE P. Influence of porosity and fibre coating on engineering elastic moduli of fibre-reinforced ceramics (SiC/SiC). *Composites*, 1995, **26**(2): 108.
- [31] BERTRAND S, FORIO P, PAILLER R, *et al.* Hi-nicalon/SiC minicomposites with (pyrocarbon/SiC)_n nanoscale multilayered interphases. *Journal of the American Ceramic Society*, 2004, **82**(9): 2465.
- [32] RAJAN V P, ZOK F W. Matrix cracking of fiber-reinforced ceramic composites in shear. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, **73**: 3.
- [33] KEITH W P, KEDWARD K T. Shear damage mechanisms in a woven, nicalon-reinforced ceramic-matrix composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, **80**(2): 357.