

碳纤维增强碳化硅 mini 复合材料超高温 塑性本构关系实验和理论研究*

李思儒, 吉洪蕾, 马智棋, 成天宝, 陈立明

(重庆大学 航空航天学院, 重庆 400030)

(我刊编委陈立明来稿)

摘要: 先进的陶瓷基复合材料具有耐超高温、抗腐蚀、高的比强度和高的比刚度等优异性能,是新一代高超声速飞行器热防护材料和结构的重要候选材料。然而,陶瓷基复合材料复杂的微观结构和多种损伤机制使其本构研究面临诸多挑战。Mini 复合材料是多尺度研究中的重要桥梁,研究其力学性能对先进陶瓷基复合材料的研发和服役安全可靠评价具有重要意义。基于间接感应加热技术,首次开展了惰性环境 2 200 °C 下 C/PyC/SiC mini 复合材料拉伸性能测试,揭示了陶瓷基复合材料在服役超高温极端环境下的塑性变形行为。采用三参数 Weibull 概率统计模型表征基体的随机开裂,通过剪滞模型计算纤维和基体中的应力分布,考虑纤维束的超高温非线性变形和残余热应力影响,建立了 C/PyC/SiC mini 复合材料超高温塑性细观本构模型,并将理论预测结果和实验结果对比,对模型进行了验证。该研究不仅能够丰富陶瓷基复合材料的力学理论体系,还将为其在高超声速飞行器上的服役可靠性评估和寿命预测提供实验和理论支撑。

关键词: 陶瓷基复合材料; 超高温极端环境; 塑性本构关系

中图分类号: O34 文献标志码: A DOI: 10.21656/1000-0887.460072

Ultra-High-Temperature Plastic Constitutive Relations of Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide Minicomposites: Experiment and Modeling

LI Siru, JI Honglei, MA Zhiqi, CHENG Tianbao, CHEN Liming

(College of Aerospace Engineering, Chongqing University,
Chongqing 400030, P.R. China)

(Contributed by CHEN Liming, Member of the Editorial Board of AMM)

Abstract: Advanced ceramic matrix composites have excellent properties, such as resistance to ultra-high temperatures and corrosion, as well as high specific strength and stiffness. They are important candidates for thermal protection materials and structures of new-generation hypersonic vehicles. However, ceramic matrix composites have complex microstructures and various damage mechanisms, which make the study of their constitutive relations challenging. Minicomposites are the critical link in the multi-scale study of ceramic matrix com-

* 收稿日期: 2025-04-10; 修订日期: 2025-05-01

基金项目: 国家自然科学基金(12027901;12272069;11802019)

作者简介: 李思儒(1999—),男,硕士生(E-mail: lisrhny@163.com);

成天宝(1987—),男,研究员,博士,博士生导师(通信作者, E-mail: tbcheng@cqu.edu.cn).

引用格式: 李思儒, 吉洪蕾, 马智棋, 成天宝, 陈立明. 碳纤维增强碳化硅 mini 复合材料超高温塑性本构关系实验和理论研究[J]. 应用数学和力学, 2026, 47(5): 541-549.

posites. The study on their mechanical behaviors is important to the development and evaluation of security and reliability of advanced ceramic matrix composites. The tensile properties of C/PyC/SiC minicomposites were measured at 2 200 °C in inert atmospheres for the first time based on the indirect induction heating technology. The plastic deformation behaviors of ceramic matrix composites under ultra-high-temperature extreme environments were revealed. The random cracking of matrix was characterized by a 3-parameter Weibull model. The stress distributions of fiber and matrix were calculated based on the slip-lag model. The effects of ultra-high-temperature nonlinear deformation of fiber bundles and residual thermal stresses in the composites were characterized. An ultra-high-temperature plastic mesoscale constitutive model was established for C/PyC/SiC minicomposites and verified. The study is useful for the development of mechanics for ceramic matrix composites and provides experimental and theoretical supports for the reliability evaluation and life prediction of ceramic matrix composites on the hypersonic vehicles.

Key words: ceramic matrix composite; ultra-high-temperature extreme environment; plastic constitutive relation

0 引 言

陶瓷材料具有耐高温、抗腐蚀、高的化学和物理稳定性等优异性能.然而,由于其独特的离子键或共价键结构,陶瓷材料对裂纹敏感,断裂韧性低,在服役过程中易发生突发脆性破坏,导致灾难性事故^[1-2].连续纤维增强陶瓷基复合材料通过在陶瓷材料中引入连续纤维,可产生基体开裂、界面脱黏和纤维断裂等多种能量耗散机制,具有对裂纹不敏感的一类金属断裂行为,而被广泛应用于航空航天高端装备中^[3-6].特别地,碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料(C/SiC)具有极高的耐温性,是新一代高超声速飞行器先进热防护材料和结构的重要候选材料^[3,6-7].然而,C/SiC复杂的微观结构和多种损伤机制使其本构研究面临诸多挑战.Mini复合材料是多尺度研究中的重要桥梁,研究其力学性能对先进陶瓷基复合材料的研发和服役安全可靠评价十分重要.

国内外学者对陶瓷基 mini 复合材料的拉伸性能从实验和理论方面开展了研究.在实验方面,Chen 等^[8]开展了室温下 3K-T300 C/SiC mini 复合材料原位拉伸实验,结果发现基体裂纹密度随拉伸载荷增大而增大,且部分基体裂纹产生后并未立刻贯穿整个 mini 复合材料的横截面,而是随着拉伸载荷的增加逐渐扩展.Nagaraja 等^[9]在室温下开展了不同厚度界面相的 3K-T300 C/SiC mini 复合材料拉伸实验,界面相的存在提高了复合材料的强度和韧性,是拉伸过程中非线性行为出现的重要原因.Zhao 等^[10]在室温下开展了不同热解碳(PyC)界面相厚度的 6K-T800 C/SiC mini 复合材料拉伸实验,当界面相厚度过大时,界面结合减弱,纤维拔出长度增加,基体饱和裂纹间距增大,复合材料拉伸强度降低.在理论方面,Solti 等^[11]考虑了基体开裂、界面脱黏、界面滑移和纤维断裂等因素,并引入临界基体应变能来确定基体裂纹密度,建立了单向陶瓷基复合材料的拉伸本构模型,采用应力增量法计算了 SiC/CAS mini 复合材料的拉伸应力-应变曲线.Zhang 等^[12]将基体开裂的三参数 Weibull 概率统计模型的期望值作为基体开裂强度,在黏接区内随机产生基体裂纹,建立了 SiC/SiC mini 复合材料拉伸本构模型,以解决基体开裂的概率统计方法在使用过程中受应力增量大小影响的问题.Li 等^[13]考虑陶瓷基复合材料制备过程中热应力引起的损伤对拉伸响应的影响,提出了一种考虑轴向和径向热应力的损伤演化模型,预测了 SiC/CAS 单向陶瓷基复合材料的拉伸应力-应变曲线.这些优秀的工作加深了人们对 C/SiC mini 复合材料拉伸本构关系的理解.然而,已有的关于 mini 复合材料的实验和理论工作主要集中在室温.

考虑到先进的 C/SiC 复合材料在新一代高超声速飞行器上的服役温度可达 2 000 °C 以上,且碳纤维在超过 2 000 °C 后拉伸应力-应变曲线存在明显的非线性^[14],本文致力于研究 C/SiC mini 复合材料在 2 200 °C 时的超高温塑性本构关系.首先,基于感应加热技术,实验研究 C/SiC mini 复合材料在惰性环境 2 200 °C 时的拉伸力学性能.然后,考虑纤维束的超高温非线性变形和残余热应力影响,建立 C/SiC mini 复合材料超高温塑性细观本构模型,并将理论预测结果和实验结果对比,对模型进行验证.最后,通过控制变量法研究纤维体积分数和界面剪切应力对 C/SiC mini 复合材料超高温本构关系的影响.

1 实验方法

本文研究对象为 C/PyC/SiC mini 复合材料,由 1K-T300 碳纤维束、PyC 界面相和 SiC 基体组成.首先,在碳纤维束上沉积一层薄的 PyC 界面相,然后通过化学气相渗透工艺将 SiC 填充到碳纤维束空隙间.采用称重法,确定碳纤维束的横截面面积为 0.038 48 mm²,C/PyC/SiC mini 复合材料的横截面面积为 0.191 6 mm²,纤维体积分数约为 23%,基体体积分数约为 77%.

C/PyC/SiC mini 复合材料超高温拉伸实验在自主研发的多气氛多层次超高温快速升温力学性能测试系统上进行.首先将高温炉的真空度抽到 10 Pa 以下,接着充入高纯氩气,然后以 200 °C/min 的速率升温到实验温度,保温 5 min 后开始实验,加载速率为 0.2 mm/min,温度和力分别采用双比色红外测温仪和称重传感器测量.

2 理论模型

由于碳纤维束在超高温极端环境拉伸过程中存在明显的非线性,建立 C/PyC/SiC mini 复合材料拉伸模型如图 1 所示.

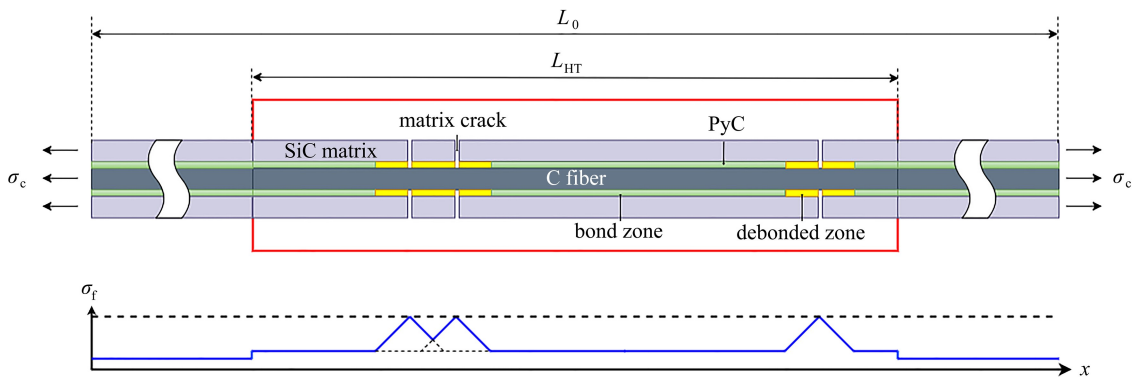


图 1 C/PyC/SiC mini 复合材料拉伸模型

Fig. 1 The tensile model for C/PyC/SiC minicomposites

总体而言,拉伸实验中,总位移由试样变形和加载系统变形组成:

$$\Delta S = \Delta S_1 + \Delta S_2, \tag{1}$$

其中, ΔS 为总位移, ΔS_1 为试样伸长量, ΔS_2 为加载系统变形量.加载系统变形量与拉伸载荷之间存在如下关系:

$$\Delta S_2 = FC_p = \sigma S_d C_p, \tag{2}$$

其中, F 为拉伸载荷, C_p 为加载系统柔度, σ 为作用在试样上的外应力, S_d 为试样横截面面积.

特别地,室温拉伸实验中,碳纤维束表现为线弹性行为,存在如下关系:

$$\varepsilon_{RT} = \frac{\Delta S - \sigma S_{df} C_p}{L_0} = \frac{\sigma}{E_{RT}}, \tag{3}$$

其中, ε_{RT} 为室温下碳纤维束应变, S_{df} 为碳纤维束横截面面积, L_0 为试样标距长度, E_{RT} 为碳纤维束室温弹性模量.室温拉伸实验中,碳纤维束拉伸应力与总位移关系可表示为

$$\Delta S = k_1 \sigma, \tag{4}$$

其中, k_1 为斜率.将式(4)代入式(3),可求出碳纤维束在室温下的应变与应力的关系为

$$\varepsilon_{RT} = \frac{\sigma(k_1 - S_{df} C_p)}{L_0}. \tag{5}$$

超高温拉伸实验中,试样仅中间部分位于高温区,其他部分位于加热装置外,简化为室温区:

$$L_0 = L_{HT} + L_{RT}, \tag{6}$$

其中, L_{HT} 为高温区长度, L_{RT} 为室温区长度.在极端超高温实验中,碳纤维束拉伸曲线表现出明显的非线性特

征,总位移与应力的关系可用二次函数表示:

$$\Delta S = a\sigma^2 + b\sigma, \quad (7)$$

其中, a 和 b 为常数.在碳纤维束超高温实验中,总位移由加载系统变形、室温区变形和高温区变形三部分组成:

$$\Delta S = \sigma S_{df} C_p + \varepsilon_{IRT} L_{RT} + \varepsilon_{IHT} L_{HT}, \quad (8)$$

将式(5)和式(7)代入式(8)中,进而可表示出高温区碳纤维束的应变随外加应力的变化关系:

$$\varepsilon_{IHT} = \frac{a\sigma^2 + b\sigma - \sigma S_{df} C_p - \frac{\sigma(k_1 - S_{df} C_p)}{L_0} L_{RT}}{L_{HT}}. \quad (9)$$

下面考虑碳纤维束在超高温极端条件下的非线性,建立 C/PyC/SiC mini 复合材料的超高温塑性拉伸本构模型.在本构模型中,C/PyC/SiC mini 复合材料同样分为高温区和室温区.拉伸的初始阶段,碳纤维和碳化硅基体黏接完好,共同承载:

$$\sigma_{f0} V_f + \sigma_{m0} V_m = \sigma_c, \quad (10)$$

其中, σ_{f0} 为纤维承担的拉应力, V_f 为纤维体积分数, σ_{m0} 为基体承担的拉应力, V_m 为基体体积分数, σ_c 为复合材料所受的外应力.进一步考虑残余热应力的影响,纤维实际受到的应力为

$$\sigma_f = \sigma_{f0} + \sigma_{rf}, \quad (11)$$

其中, σ_{rf} 为纤维受到的残余热应力^[15]:

$$\sigma_{rf} = \frac{E_m E_f V_m (\alpha_f - \alpha_m) (T_p - T)}{E_c}. \quad (12)$$

同样,基体实际受到的应力为

$$\sigma_m = \sigma_{m0} + \sigma_{rm}, \quad (13)$$

其中, σ_{rm} 为基体受到的残余热应力^[15]:

$$\sigma_{rm} = \frac{E_m E_f V_f (\alpha_f - \alpha_m) (T - T_p)}{E_c}. \quad (14)$$

室温区内,mini 复合材料发生线弹性变形:

$$\varepsilon_{eRT} = \frac{\sigma_c}{E_{eRT}}, \quad (15)$$

其中, ε_{eRT} 为复合材料室温应变, E_{eRT} 为复合材料室温弹性模量,由混合法则确定:

$$E_{eRT} = E_{IRT} V_f + E_{mRT} V_m, \quad (16)$$

其中, E_{IRT} 为碳纤维室温弹性模量, E_{mRT} 为碳化硅基体室温弹性模量.高温区黏接区内,碳化硅基体弹性变形且与碳纤维等应变:

$$\varepsilon_{mHT} = \frac{\sigma_{m0}}{E_{mHT}} = \varepsilon_{IHT} = \varepsilon_{IHT}(\sigma_f) - \varepsilon_{IHT}(\sigma_{rf}), \quad (17)$$

其中, ε_{mHT} 为碳化硅基体高温应变,将式(17)代入式(10):

$$\sigma_{f0} V_f + E_{mHT} (\varepsilon_{IHT}(\sigma_f) - \varepsilon_{IHT}(\sigma_{rf})) V_m = \sigma_c, \quad (18)$$

根据式(18)可以求解出外应力 σ_c 作用下碳纤维分担的应力 σ_{f0} .黏接区内复合材料伸长量为

$$\Delta L_{bond} = (\varepsilon_{IHT}(\sigma_f) - \varepsilon_{IHT}(\sigma_{rf})) L_{bond}, \quad (19)$$

其中, L_{bond} 为黏接区长度.

基体开裂后,裂纹处纤维单独承担拉伸载荷:

$$\sigma_f = \frac{\sigma_c}{V_f}, \quad (20)$$

脱黏区内,界面发挥剪切传递作用:

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau}{r_f}, \quad (21)$$

远离裂纹,纤维应力逐渐减小直到到达黏接区.纤维脱黏段力的平衡关系为

$$\frac{\sigma_c}{V_f} - \frac{2\tau L_{\text{debondth}}}{r_f} = \sigma_f \Big|_{\xi=L_{\text{debondth}}} = \sigma_{f0} + \sigma_{rf}, \quad (22)$$

其中, ξ 为原点位于裂纹处的局部坐标.从而可求出脱黏区理论长度:

$$L_{\text{debondth}} = \frac{r_f}{2\tau} \left(\frac{\sigma_c}{V_f} - \sigma_{f0} - \sigma_{rf} \right). \quad (23)$$

从左往右数,设第 i 个脱黏区和第 $i + 1$ 个脱黏区产生于不同的裂纹,两个裂纹之间的间距为 s .当两个脱黏区的理论长度之和大于裂纹间距时:

$$L_{\text{debondth}}(i) + L_{\text{debondth}}(i + 1) > s, \quad (24)$$

脱黏区实际长度 L_{debond} 为裂纹间距的一半:

$$L_{\text{debond}}(i) = L_{\text{debond}}(i + 1) = \frac{s}{2}; \quad (25)$$

当两个脱黏区的理论长度之和小于等于裂纹间距时:

$$L_{\text{debondth}}(i) + L_{\text{debondth}}(i + 1) \leq s, \quad (26)$$

两个脱黏区的实际长度等于其理论长度:

$$L_{\text{debond}}(i) = L_{\text{debond}}(i + 1) = L_{\text{debondth}}(i) = L_{\text{debondth}}(i + 1), \quad (27)$$

脱黏区的伸长量为

$$\Delta L_{\text{debond}} = \int_0^{L_{\text{debond}}} (\varepsilon_{\text{fHT}}(\sigma_f) - \varepsilon_{\text{fHT}}(\sigma_{rf})) dx. \quad (28)$$

综上,mini 复合材料超高温拉伸实验中总位移由加载系统变形量、室温区伸长量、高温区黏接区伸长量和高温区脱黏区伸长量组成:

$$\Delta S = \sigma_c S_d C_p + \frac{\sigma_c L_{\text{RT}}}{E_{\text{cRT}}} + \sum \Delta L_{\text{bond}} + \sum \Delta L_{\text{debond}}, \quad (29)$$

从而可求得不同外应力 σ_c 所对应的总位移 ΔS .

超高温极端条件下,碳化硅基体强度和模量大幅下降,因此,认为拉伸过程中基体开裂发生在高温区.基体开裂准则采用三参数 Weibull 概率统计模型^[16-18]:

$$P(\sigma_m) = 1 - \exp \left[- \frac{L_{\text{bond}}}{L_b} \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_b} \right)^{m_0} \right]. \quad (30)$$

其中, L_b 为参考长度, σ_b 为 Weibull 特征应力, m_0 为 Weibull 模量.

拉伸本构关系预测过程中采用应力增量法^[19-20],每增加一次应力,进行一次基体开裂判断.获取 (0, 1) 之间的随机数,若该随机数小于当前应力水平下的开裂概率 $P(\sigma_m)$,则在黏接区随机产生一个新裂纹,反之则不产生.基体开裂判断后,求解 C/PyC/SiC mini 复合材料中纤维和基体的应力分布及总位移.当外加应力达到实验中 mini 复合材料的拉伸强度时,计算停止.计算流程如图 2 所示.

3 结果与讨论

实验测得的 C/PyC/SiC mini 复合材料在惰性环境 2 200 °C 时的拉伸应力-变形曲线如图 3(a) 所示.此

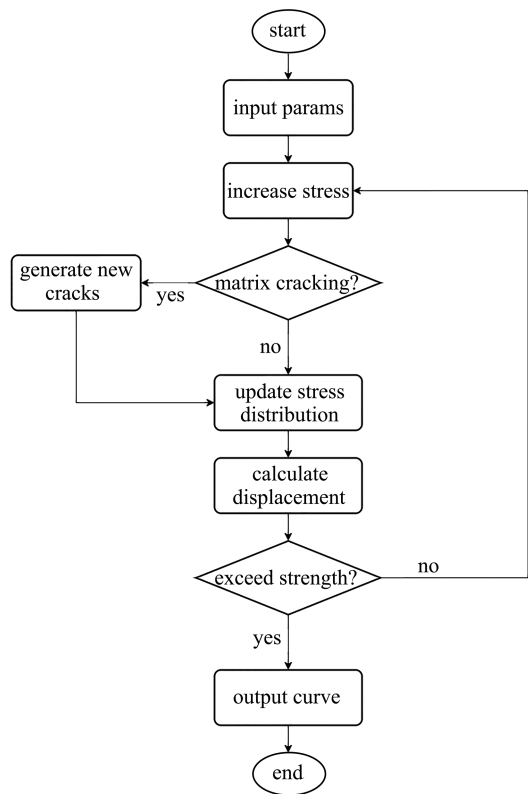


图 2 计算流程图

Fig. 2 The flowchart of calculations

外,理论计算中用到的碳纤维束在室温和 2 200 °C 时的拉伸应力-变形曲线如图 3(b) 所示.在超高温极端环境下,随着变形的增加,C/PyC/SiC mini 复合材料应力不断增大,但增大的速率不断减小,表现出明显的非线性,直到材料断裂.C/PyC/SiC mini 复合材料超高温本构关系非线性的来源主要有两种:一是碳纤维束在超高温极端环境下的非线性塑性变形,二是 mini 复合材料拉伸过程中基体开裂导致的非线性.

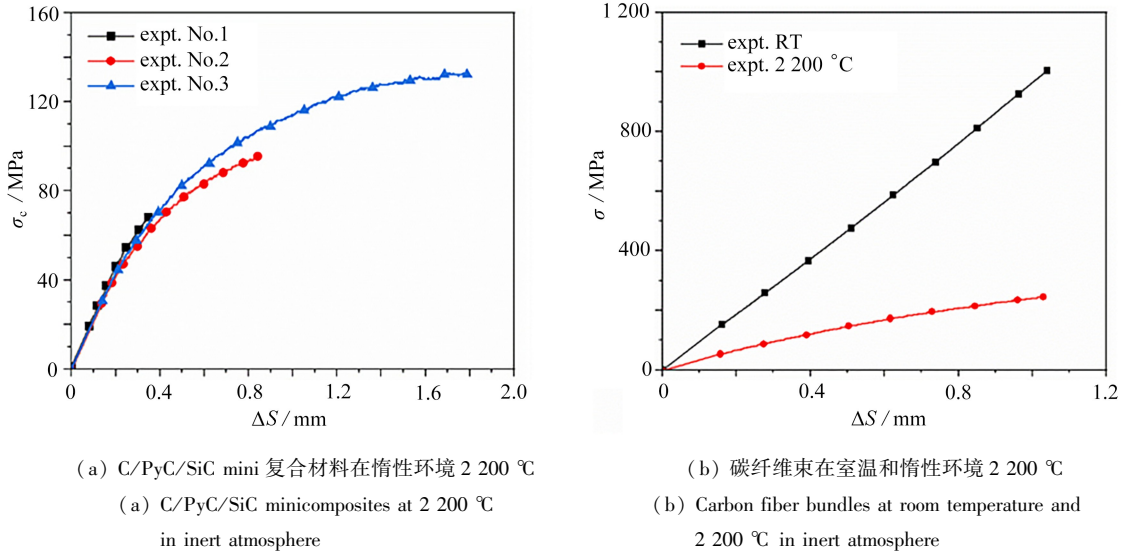


图 3 实验测得的拉伸应力-变形曲线

Fig. 3 Tensile stress-deformation curves measured experimentally

注 为了解释图中的颜色,读者可以参考本文的电子网页版本,后同.

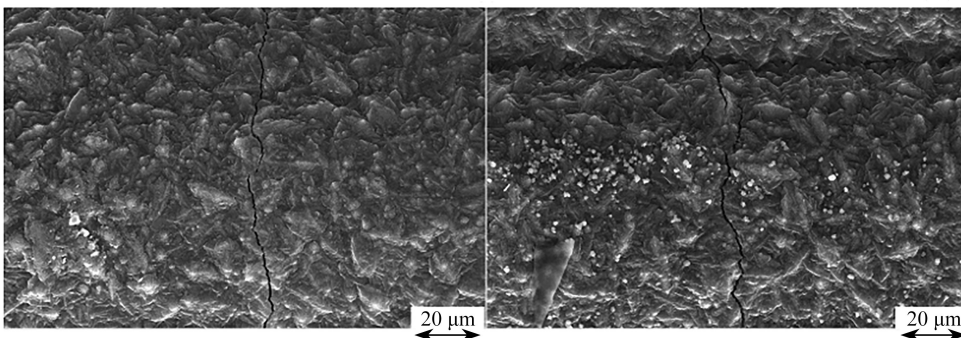
实验后 C/PyC/SiC mini 复合材料标距段侧面和断面微观照片如图 4 所示.基体裂纹贯穿整个横截面,裂纹沿复合材料轴向随机分布.在 mini 复合材料断口附近,可观察到界面脱黏、纤维拔出以及基体裂纹扩展到界面后界面发挥偏转作用而阻止裂纹直接向纤维扩展等现象.

2 200 °C 超高温极端环境下 C/PyC/SiC mini 复合材料本构行为理论计算中所用的材料参数如表 1 所示,计算结果和实验结果对比如图 5 所示.模型预测结果首先表现为线性,然后表现为非线性,且非线性程度随着拉伸载荷的增加不断增大,这与实验结果一致,从而证明了超高温极端环境下碳纤维束塑性非线性和基体开裂对 C/PyC/SiC mini 复合材料拉伸本构非线性的影响.



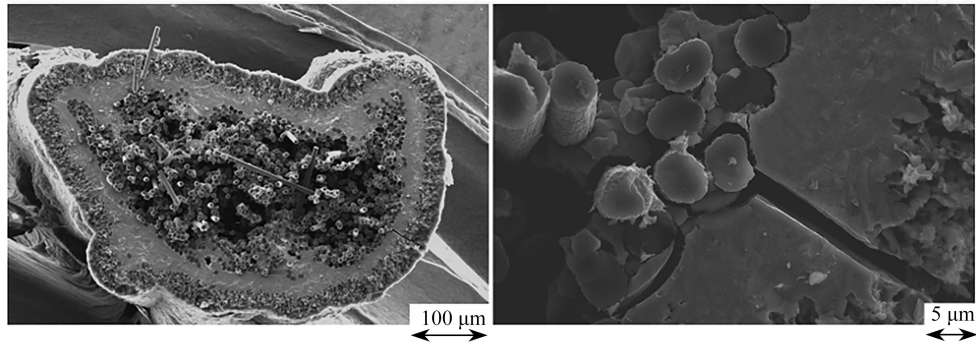
(a) 标距段基体裂纹分布情况

(a) Distribution of matrix cracks in the gage length



(b) (a) 的局部放大

(b) The local magnified image of (a)



(c) 断面照片 (d) (c)的局部放大
 (c) The fracture surface photo (d) The local amplification of (c)

图 4 C/PyC/SiC mini 复合材料微观图

Fig. 4 Microscopic photos of C/PyC/SiC minicomposites

表 1 计算所用材料参数

Table 1 Material parameters used in the calculations

parameter	value	parameter	value
L_0 / mm	200	L_{HT} / mm	60
$V_f / \%$	23	$V_m / \%$	77
$r_f / \mu\text{m}$	3.5	E_{mRT} / GPa	211
E_{mRT} / GPa	276	$E_m (2\ 200\ ^\circ\text{C}) / \text{GPa}$	16
$\alpha_m (2\ 200\ ^\circ\text{C}) / (10^{-6} / ^\circ\text{C})$	4.50	$\alpha_f (2\ 200\ ^\circ\text{C}) / (10^{-6} / ^\circ\text{C})$	2.56
$\tau (2\ 200\ ^\circ\text{C}) / \text{MPa}$	3	$k_1 / (10^{-3} \cdot \text{mm} \cdot \text{MPa}^{-1})$	1.06
$a / (10^{-3} \cdot \text{mm} \cdot \text{MPa}^{-2})$	6.01	$b / (10^{-3} \cdot \text{mm} \cdot \text{MPa}^{-1})$	2.50
$T / ^\circ\text{C}$	2\ 200	$T_p / ^\circ\text{C}$	1\ 000
$C_p / (10^{-3} \cdot \text{mm} \cdot \text{N}^{-1})$	2.90	σ_b / MPa	10
m_0	5	L_b / m	1

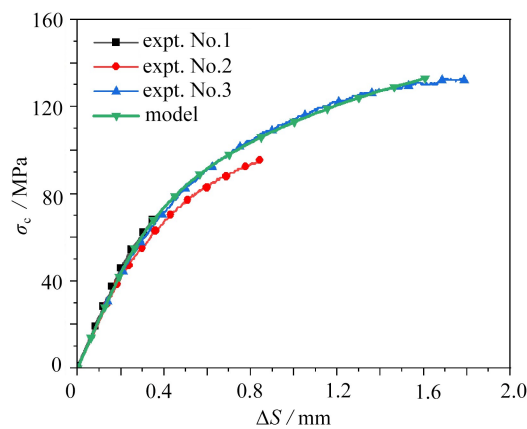


图 5 理论预测得到的 C/PyC/SiC mini 复合材料惰性环境 2 200 °C 时的拉伸应力-变形曲线和实验结果的对比

Fig. 5 Comparison between the tensile stress-deformation curves of C/PyC/SiC minicomposites at 2 200 °C in inert atmosphere calculated by theory and measured by experiment

采用控制变量法可研究不同纤维体积分数和界面剪切应力对 C/PyC/SiC mini 复合材料惰性环境 2 200 °C 时的拉伸应力-变形行为的影响,结果如图 6 所示.根据式(23)可知,随着纤维体积分数的增大,基体开裂处纤维应力减小,进而导致相同应力条件下,脱黏区长度减小,mini 复合材料本构非线性变弱.随着界面剪切应力的增大,从开裂处到黏接区,纤维应力变化斜率增大,相同应力水平下,脱黏区长度减小,相同应力增量下基体开裂后产生的额外伸长量减小,mini 复合材料本构非线性变弱.

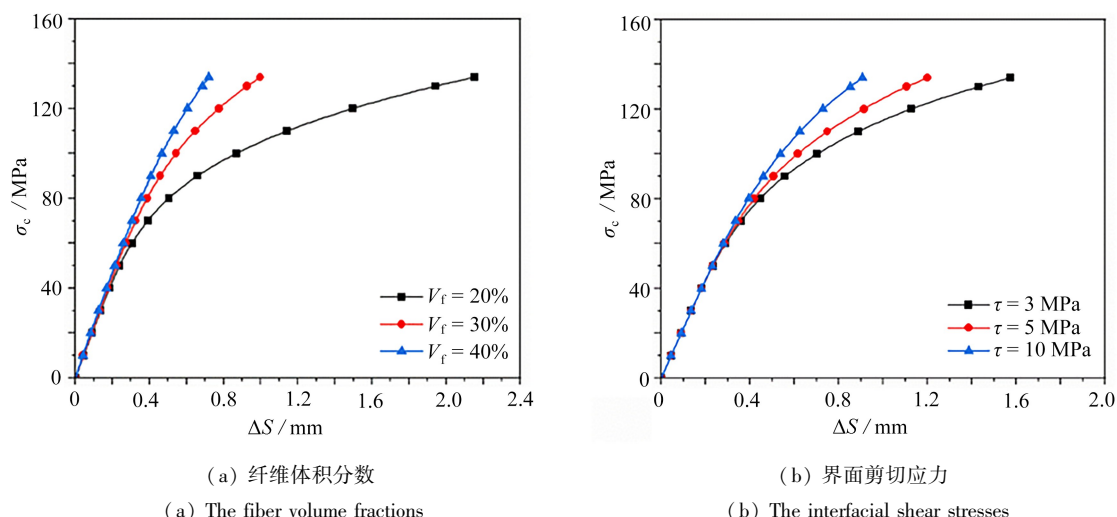


图6 不同变量对 C/PyC/SiC mini 复合材料惰性环境 2 200 °C 时的拉伸应力-变形行为的影响
Fig. 6 Effects of different factors on the tensile stress-deformation behaviors of C/PyC/SiC minicomposites at 2 200 °C in inert atmosphere

4 结 论

采用间接感应加热技术首次实验研究了 C/PyC/SiC mini 复合材料在 2 200 °C 超高温惰性环境下的拉伸力学行为.基于剪滞模型和基体 Weibull 概率统计随机开裂准则,考虑纤维束的超高温非线性变形和残余热应力影响,建立了 C/PyC/SiC mini 复合材料超高温塑性细观本构模型.随着载荷的增加,C/PyC/SiC mini 复合材料首先表现为线性,然后表现为非线性,且非线性程度随着拉伸载荷的增加不断增大.C/PyC/SiC mini 复合材料拉伸本构非线性是由超高温极端环境下碳纤维束塑性变形和基体开裂所致.提高复合材料中纤维的体积分数和纤维-基体界面剪切应力将降低 mini 复合材料本构关系的非线性.

参考文献 (References):

- [1] 李卫国, 成天宝, 张如炳, 等. 应力降低因子和陶瓷材料抗热冲击阻力参数的性质及适用条件[J]. 应用数学和力学, 2012, **33**(11): 1257-1265. (LI Weiguo, CHENG Tianbao, ZHANG Rubing, et al. Properties and appropriate conditions of stress reduction factor and thermal shock resistance parameters for ceramics[J]. *Applied Mathematics and Mechanics*, 2012, **33**(11): 1257-1265. (in Chinese))
- [2] CHENG T, LI W, FANG D. Thermal shock resistance of ultra-high-temperature ceramics under aerodynamic thermal environments[J]. *AIAA Journal*, 2013, **51**(4): 840-848.
- [3] 常宛云, 崔红, 邓红兵, 等. C/C-SiC 复合材料制备技术及其在航空航天领域的应用[J]. 炭素, 2015(4): 11-17. (CHANG Wanyun, CUI Hong, DENG Hongbing, et al. Fabrication of C/C-SiC composite and its applications in aerospace field[J]. *Carbon*, 2015(4): 11-17. (in Chinese))
- [4] 刘巧沐, 黄顺洲, 何爱杰. 碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用需求及挑战[J]. 材料工程, 2019, **47**(2): 1-10. (LIU Qiaomu, HUANG Shunzhou, HE Aijie. Application requirements and challenges of CMC-SiC composites on aero-engine[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, **47**(2): 1-10. (in Chinese))
- [5] 杜昆, 陈麒好, 孟宪龙, 等. 陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用及热分析研究进展[J]. 推进技术, 2022, **43**(2): 107-125. (DU Kun, CHEN Qihao, MENG Xianlong, et al. Advancement in application and thermal analysis of ceramic matrix composites in aeroengine hot components[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2022, **43**(2): 107-125. (in Chinese))
- [6] PETERS A B, ZHANG D, CHEN S, et al. Materials design for hypersonics[J]. *Nature Communications*, 2024, **15**: 3328.
- [7] 张永正, 刘磊, 刘琦, 等. C/SiC 编织型复合材料热/力学性能的多尺度预测[J]. 应用数学和力学, 2023, **44**(10): 1157-1171. (ZHANG Yongzheng, LIU Lei, LIU Qi, et al. Multi-scale prediction of thermal and mechani-

- cal properties of C/SiC braided composites[J]. *Applied Mathematics and Mechanics*, 2023, **44**(10): 1157-1171. (in Chinese)
- [8] CHEN X, SUN Z, NIU X, et al. In situ investigation of tensile behavior of C_f/SiC mini composites[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2021, **18**(5): 1677-1690.
- [9] NAGARAJA A M, GURURAJA S, UDAYAKUMAR A. Tensile behavior of ceramic matrix minicomposites with engineered interphases fabricated by chemical vapor infiltration[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42**(6): 2659-2671.
- [10] ZHAO D, GUO T, FAN X, et al. Effect of pyrolytic carbon interphase on mechanical properties of mini T800-C/SiC composites[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2021, **10**(2): 219-226.
- [11] SOLT J P, MALL S, ROBERTSON DD. Modeling damage in unidirectional ceramic-matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 1995, **54**(1): 55-66.
- [12] ZHANG S, GAO X, CHEN J, et al. Strength model of the matrix element in SiC/SiC composites[J]. *Materials & Design*, 2016, **101**: 66-71.
- [13] LI J, LIU J, WANG B, et al. Tensile damage evolution of unidirectional ceramic matrix composites under thermal stress[J]. *Ceramics International*, 2024, **50**(21): 43500-43512.
- [14] SAUDER C, LAMON J, PAILLER R. The tensile behavior of carbon fibers at high temperatures up to 2 400 °C [J]. *Carbon*, 2004, **42**(4): 715-725.
- [15] CHENG T. Ultra-high-temperature mechanical behaviors of two-dimensional carbon fiber reinforced silicon carbide composites: experiment and modeling[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, **41**(4): 2335-2346.
- [16] CURTIN W A, AHN B K, TAKEDA N. Modeling brittle and tough stress-strain behavior in unidirectional ceramic matrix composites[J]. *Acta Materialia*, 1998, **46**(10): 3409-3420.
- [17] AHN B K, CURTIN W A. Strain and hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1997, **45**(2): 177-209.
- [18] CHATEAU C, GÉLÉBART L, BORNERT M, et al. Modeling of damage in unidirectional ceramic matrix composites and multi-scale experimental validation on third generation SiC/SiC minicomposites[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, **63**: 298-319.
- [19] PRYCE A W, SMITH P A. Matrix cracking in unidirectional ceramic matrix composites under quasi-static and cyclic loading[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, **41**(4): 1269-1281.
- [20] GOLDBERG R K, ALMANSOUR A S, SULLIVAN R M. Analytical simulation of effects of local mechanisms on tensile response of ceramic matrix minicomposites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42**(15): 6846-6864.