

引文格式: 刘斌, 胡定国, 林晔, 等. C/SiC复合材料高温氧化损伤演化及氧化后力学性能退化的数值预测模型[J]. 航空制造技术, 2025, 68(19): 68-76.

LIU Bin, HU Dingguo, LIN Ye, et al. Numerical prediction model for high-temperature oxidation damage evolution and post-oxidation mechanical property degradation of C/SiC composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(19): 68-76.

# C/SiC复合材料高温氧化损伤演化及氧化后力学性能退化的数值预测模型\*

刘斌<sup>1</sup>, 胡定国<sup>1</sup>, 林晔<sup>2</sup>, 杨浩楠<sup>1</sup>, 杨腾飞<sup>1</sup>, 刘永胜<sup>3</sup>

(1. 西北工业大学航空学院, 西安 710072;

2. 北京机电工程研究所, 北京 100074;

3. 西北工业大学材料学院, 西安 710072)

**[摘要]** 高温氧化引起的性能退化是制约 C/SiC 陶瓷基复合材料在航空航天热端部件中应用的关键因素。为准确预测其氧化损伤演化机制与力学性能退化行为, 本文基于数值模拟方法开展了系统研究。首先, 基于 Fick 扩散定律与氧化反应特征, 引入化学反应消耗项与损伤因子, 构建耦合扩散-反应的氧浓度控制方程及氧化状态演化模型。基于 COMSOL 平台, 模拟二维织物叠层 C/SiC 复合材料在 650 °C 下分别氧化 2 h、4 h、6 h 的氧气浓度场与氧化损伤因子分布, 揭示氧浓度在不同结构区域的传输规律与损伤演化特征。进一步结合连续介质力学与渐进损伤理论, 提出刚度有限退化与连续退化耦合的损伤演化方法, 并在 ABAQUS 平台预测材料在氧化后的拉伸响应。研究表明, 数值模拟所得应力-应变曲线及剩余强度与试验结果吻合良好, 误差均小于 10%。本文为 C/SiC 复合材料在高温服役条件下的氧化后力学性能预测及工程应用提供了理论支撑与数值分析手段。

**关键词:** C/SiC 复合材料; 高温氧化; 氧扩散; 渐进损伤分析; 力学性能退化

中图分类号: V25; TB332

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.19.068



刘斌

副研究员, 博士, 博士生导师, 研究领域为飞行器复合材料结构与强度。

高超声速飞行器在服役过程中面临极端气动加热环境, 其结构需承受高热流密度和剧烈的温度梯度, 传统金属材料难以满足热防护结构的高温服役要求<sup>[1]</sup>。航空刹车系统在高速着陆时会产生大量摩擦热, 这对刹车部件的热冲击稳定性和抗氧化性能提出较高要求<sup>[2]</sup>。同时, 航空发动机燃烧室、涡轮等热端部件长期处于高温高压和强氧化环境中, 对结构材料的热稳定性和力学性能提出极高要求<sup>[3]</sup>。在上述极端条件下, 结构材料不仅须具备低密度、高强度、高刚度的基础性能, 还必须在高温

下保持优异的热稳定性与抗氧化性能<sup>[4]</sup>。在此背景下, 陶瓷基复合材料 (Ceramic matrix composites, CMCs) 凭借优异耐高温性、抗氧化性、良好热稳定性以及出色的力学性能, 成为极具发展潜力的新一代热端结构材料<sup>[5-6]</sup>。特别是 C/SiC 陶瓷基复合材料, 因其优异的高温力学性能与抗热振能力, 在航空航天热端结构中具有广泛的应用前景<sup>[7]</sup>。

CMCs 在高温高压、富氧, 以及含腐蚀性气体的服役环境中会发生氧化反应, 引发材料微观结构的改变和性能退化, 进而导致其高温力学性

\* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (52372094); 国家自然科学基金青年项目 (51902256); 航空科学基金 (2023Z009053001)。

能下降<sup>[8-9]</sup>。根据是否存在外加载荷,损伤机理可分为两类:(1)高温氧化失效,指在无外载荷作用时,材料因热环境影响产生的氧化损伤<sup>[10]</sup>;(2)力-热-氧耦合失效,即材料在高温氧化与外加载荷的共同作用下发生的复合破坏<sup>[11]</sup>。本文重点研究第1类损伤机制,即高温氧化环境下的材料性能退化问题。

C/SiC 复合材料经过不同温度和不同时长的高温氧化处理后,其界面、基体及纤维会发生一系列微观结构变化<sup>[12]</sup>,如孔隙率增加、界面脱粘、纤维断裂等,导致复合材料整体强度降低<sup>[13]</sup>。然而,目前国内外对 C/SiC 材料氧化后性能的研究仍主要依赖试验手段,缺乏系统性的数值预测工具<sup>[14-15]</sup>。传统试验不仅成本高、周期长,而且难以捕捉微观机制对宏观性能的影响。因此,建立一套合理的数值模拟方法以预测 C/SiC 复合材料氧化损伤过程及其剩余力学性能,不仅有助于揭示材料失效机制,也能为工程应用中的剩余强度评估与结构设计提供理论支持。

## 1 C/SiC 复合材料损伤理论基础

### 1.1 氧化损伤理论基础

在高温氧化环境中,氧气首先与 C/SiC 复合材料暴露面发生反应,随后自主扩散到材料内部,与各组分进一步发生氧化反应。为描述氧气在材料中的扩散与氧化行为,可基于 Fick 第一与第二扩散定律,引入氧化反应消耗项,用以表征基体和纤维束的反应消耗量。通过构建氧化状态变量与消耗项之间的动态平衡关系,可将 C/SiC 复合材料的氧化过程转化为一个耦合扩散-化学反应的偏微分方程组。

(1) 氧化状态变量<sup>[16]</sup>。

本文引入氧化状态变量  $\phi$  来表征氧化对 C/SiC 复合材料氧化损伤程度的影响<sup>[16]</sup>,即

$$\phi = \frac{M_t}{M_0} \times 100\% \quad (1)$$

式中,  $M_0$  为材料氧化前的质量;  $M_t$  为材料氧化时间  $t$  后的质量。

用  $\phi_{\text{un}}$  和  $\phi_{\text{ox}}$  分别表示未氧化与完全氧化对应的氧化状态变量。C/SiC 复合材料的氧化状态可分为3类:未氧化状态 ( $\phi = \phi_{\text{un}} = 1$ )、氧化中间状态 ( $\phi_{\text{ox}} < \phi < 1$ ) 和完全氧化状态 ( $\phi = \phi_{\text{ox}}$ )。氧化从材料暴露在空气中的表面开始,随时间向内部扩展,如图1所示。

(2) 氧化水平 / 氧化损伤因子。

C/SiC 复合材料不同于树脂基材料,在较短的氧化时间内,受氧化作用造成的质量损失是非常微小的,因此直接将氧化状态变量作为氧化损伤因子是不合适的。为便于比较基体与纤维束的氧化程度,引入一个新的变量,称为氧化水平  $\gamma$ , 即氧化损伤因子<sup>[17]</sup>。

$g(\phi)$  作为氧化状态变量的参数,线性调整氧化状态变量,将材料的氧化能级范围线性调整为 0~1: 当  $\phi = \phi_{\text{un}}$  时,  $\gamma = 1$ , 表示材料未受到氧化,其氧化损伤因子为 1; 当  $\phi = \phi_{\text{ox}}$  时,  $\gamma = 0$ , 表示材料在该点处已经完全氧化,其氧化损伤因子理论上数值为 0。

$$\gamma = g(\phi) = \frac{\phi - \phi_{\text{ox}}}{\phi_{\text{un}} - \phi_{\text{ox}}} \quad (2)$$

式中,  $g(\phi)$  为氧化水平,反映了氧化反应速率与氧化态变量的关系。

(3)  $f(C)$  函数。

$f(C)$  为与浓度相关的系数,用于描述在氧气浓度较低或未达到饱和和条件时,维持最大反应速率所需氧气量的情况。采用 Colin 等<sup>[18-19]</sup>提

出的方法计算  $f(C)$ , 实现对反应速率  $R(C, T)$  的控制。

$$f(C) = \frac{2\beta C}{1 + \beta C} \left[ 1 - \frac{\beta C}{2(1 + \beta C)} \right] \quad (3)$$

式中,  $C$  为扩散物质(氧气)的体积分数;  $\beta$  为经验拟合参数。

(4) 公式理论推导。

在材料在氧化过程中,质量的变化速率  $\frac{dM}{dt}$  与反应速率  $R(C, T)$  成正比,即

$$\frac{dM}{dt} \propto -R(C, T) \quad (4)$$

式中,  $M$  为材料质量;  $T$  为温度。

为进一步将质量变化与材料损伤程度建立联系,引入氧化状态变量  $\phi(t)$ , 其变化率  $\frac{d\phi(t)}{dt}$  与质量的变化速率  $\frac{dM}{dt}$  成正比,即

$$\frac{d\phi(t)}{dt} \propto \frac{dM}{dt} \quad (5)$$

基于上述关系,可引入  $g(\phi)$  和时间-温度的相关系数  $\alpha(t, T)$ , 将氧化状态变量的变化率  $\frac{d\phi(t)}{dt}$  表达为

$$\frac{d\phi(t)}{dt} = -g(\phi) \cdot \alpha(t, T) \cdot R(C, T) \quad (6)$$

式中,  $\alpha(t, T)$  是一个比例参数,与时间和温度有关;  $R(C, T)$  与温度和浓度有关,将其定义为

$$R(C, T) = R_0(T) f(C) \quad (7)$$

式中,  $R_0(T)$  为饱和反应速率。

化学反应消耗项  $R^*$  受温度  $T$  和氧气浓度  $C$  共同影响,同时引入氧化水平  $\gamma = g(\phi)$ , 线性调整其数值大小,即

$$R^*(C) = g(\phi) \cdot R(C, T) = g(\phi) \cdot R_0(T) \cdot f(C) \quad (8)$$

将上述各参数代入式(6),可得完整的氧化状态变量演化方程,即

$$\frac{d\phi(t)}{dt} = -g(\phi) \cdot R_0(T) \cdot f(C) \cdot \alpha(t, T) = -R^*(C) \cdot \alpha(t, T) \quad (9)$$

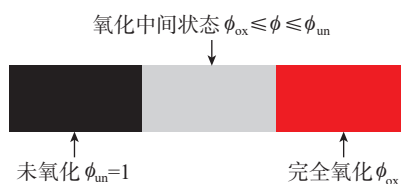


图1 氧化区域与相应的氧化状态变量值  
Fig.1 Oxidized regions and corresponding oxidation state variable values



mm,厚度为0.2 mm,模型见图2。由于模型体积不大,同时为了提升计算精度,对模型采用C3D8六面体单元进行划分,总单元总数为125000。

本文采用多尺度建模软件Digimat构建C/SiC复合材料的细观结构模型<sup>[32-33]</sup>,借助HyperMesh对Digimat生成的inp文件进行格式转换,接着采用多物理场仿真软件COMSOL对模型进行氧化过程的数值计算并输出,包含单元坐标及对应氧化损伤因子的txt文件。通过txt文件与inp文件的单元节点对应,将氧化损伤因子引入原始inp文件中,再将更新后的inp文件导入ABAQUS软件中,即可开展氧化后材料拉伸性能的数值模拟分析,具体流程如图3所示。

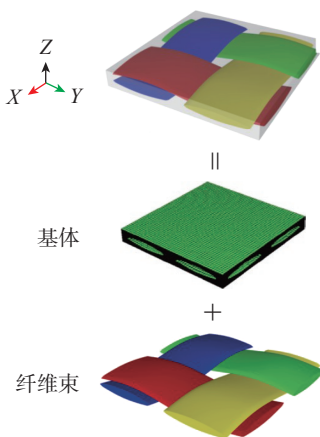


图2 C/SiC复合材料细观模型

Fig.2 Microstructural model of C/SiC composite materials

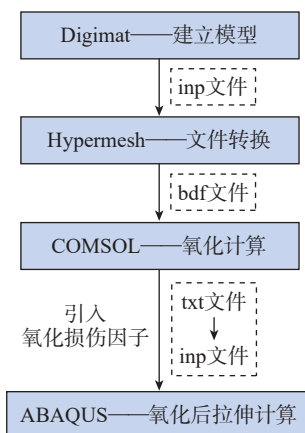


图3 模型间文件转换图

Fig.3 Inter-model file conversion flowchart

## 2.2 C/SiC 复合材料氧化损伤数值模拟

基于前文分析,C/SiC复合材料的氧化过程可归结为求解一组耦合偏微分方程的问题。本文基于COMSOL软件,通过“数学”与“化学物质传递”两大模块对氧化过程进行模拟,二者通过反应速率函数实现耦合。

### 2.2.1 氧气浓度分布

假定所建立的C/SiC复合材料细观模型各暴露面均与空气接触,设置空气中的氧气浓度为 $7.6 \text{ mol/m}^3$ ,并利用COMSOL对其氧化损伤过程进行模拟。

图4展示了C/SiC复合材料细观模型在不同氧化时间下纤维束区域的氧气浓度分布情况。可见,与基体相接触的纤维束上、下表面及其暴露端的氧气浓度较高,而经向与纬向纤维束的搭接区域在短时间内未出现明显氧化。但随着氧化的持续进行,氧化逐步扩散至材料内部各区域。这一现象归因于经向和纬向纤维束对氧气扩散路径的阻碍作用,致使短时间内氧气难以渗透至搭接区域。由此可见,纤维束间距比越大、卷曲程度越高,氧气传输路径越长,进而减缓内部氧化进程。

图5显示,随着氧化过程的推进,

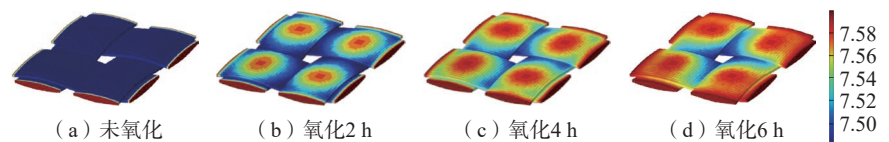


图4 纤维束氧化不同时间的氧气浓度分布

Fig.4 Oxygen concentration distribution in fiber bundles after oxidation for different durations

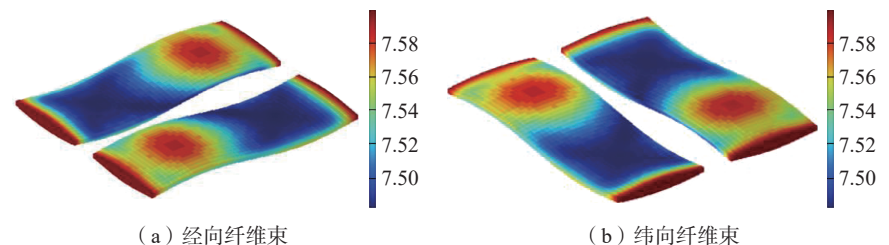


图5 经向纤维束与纬向纤维束氧气浓度分布

Fig.5 Oxygen concentration distribution in longitudinal and transverse fiber bundles

氧气从模型的6个暴露端向纵向、横向及竖向扩散。由于经、纬向纤维束相互搭接,该搭接区域在短时间内未发生明显氧化,但随着时间的延长,氧气逐渐渗透至材料各个内部区域。

图6展示了YZ、XY与XZ截面的氧气浓度随氧化时间的变化情况,结果表明,氧化首先发生在纤维束暴露端表面和基体外层。随后氧气沿基体厚度方向逐步向模型内部扩展,同时也沿纤维束的纵向和横向渗透至其内部区域。整体而言,氧化过程呈现出由模型四周向中心逐步扩散的趋势。

### 2.2.2 氧化损伤因子

在1.1节中已定义氧化状态变量 $\phi$ 与氧化损伤因子 $\gamma$ 的关系。考虑到数值计算的稳定性,在实际模拟中,将 $\gamma=0$ 时的氧化损伤因子设定为0.01。因此,氧化损伤因子的变化可用于定义材料氧化后的刚度折减程度,随着氧化进行, $\gamma$ 从1降至0.01,可将 $\gamma$ 作为刚度折减系数参与后续计算。

图7展示了C/SiC复合材料细观模型中,纤维束在不同氧化时间下对应的氧化损伤因子变化云图,可反映材料内部损伤演化规律。氧化损伤会显著降低C/SiC复合材料的力



在 650 °C 空气环境下经 2 h、4 h、6 h 处理后,常温拉伸所得的应力-应变曲线。可见,同一氧化温度下,复合材料的力学性能随氧化时间的增加而明显降低。

### 3.2.2 C/SiC 复合材料氧化后拉伸数值模拟

在对 C/SiC 复合材料在 650 °C 空气环境下进行 2 h、4 h、6 h 氧化模拟后,利用 COMSOL 后处理功能输出含单元坐标及单元氧化损伤系数的 txt 文件。通过 ABAQUS 可得细观模型 inp 文件,并与 COMSOL 输出得 inp 文件中的单元节点一一对应。本文对单元节点上的氧化损伤系数进行加权平均处理,分别统计纤维束与基体区域的损伤值,并取其平均值作为初始刚度折减系数(表 1),应用于后续力学性能仿真中。

图 10<sup>[39]</sup> 展示了 C/SiC 复合材料在 650 °C 氧化 2 h 后,数值仿真与试验获得的应力-应变曲线对比结果。整体来看,数值模拟曲线与试验结果拟合良好,最大应力误差在 5% 以内。在小应变阶段 ( $\varepsilon < 0.1\%$ ),试验应力略高于仿真结果;当应变达到 0.1% 时,两者基本一致;随着应变继续增大,由于渐进损伤分析方法中纤维束与基体的损伤因子快速增大,导致整体刚度降低,仿真曲线斜率显著下降,材料很快达到破坏。

图 11<sup>[39]</sup> 展示了 C/SiC 复合材料在 650 °C 氧化 4 h 与 6 h 后的应力-应变曲线,以及与试验结果对比情况。结合图 10 和 11 可以看出,随着氧化时间的延长,材料的力学性能逐步下降,表现为应变能力增加,应力水平降低。氧化 4 h 的试件,数值仿真结果与试验数据拟合较好,应力与应变误差均在 10% 以内; C/SiC 复合材料氧化 6 h 后的仿真数据与试验数据相比,应力误差在 5% 以内,但是应变误差达到了 25.64%。

表 2 给出了 C/SiC 复合材料氧化 2 h、4 h、6 h 后的应力-应变试验数

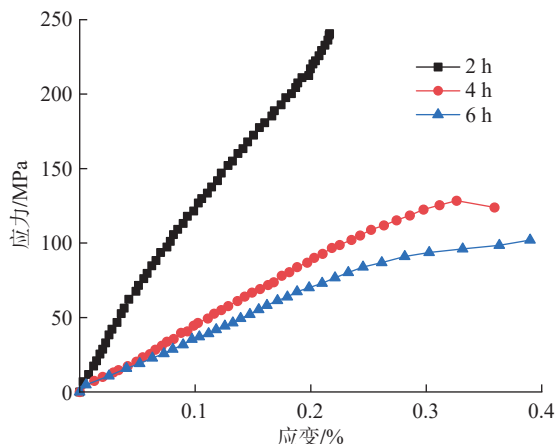


图 9 650 °C 空气环境下 C/SiC 复合材料的拉伸应力-应变曲线<sup>[38]</sup>  
Fig.9 Tensile stress-strain curve of C/SiC composites in air at 650 °C<sup>[38]</sup>

表 1 C/SiC 复合材料氧化 2 h、4 h、6 h 后纤维束与基体的刚度折减系数  
Table 1 Stiffness reduction factors of fiber bundles and matrix in C/SiC composites after 2 h, 4 h, and 6 h of oxidation

氧化时间	细观失效模式	细观模型氧化不同时间的刚度折减
氧化 2 h	纤维束失效	$E_{11}=0.8E_{11};$ $\mu_{12}=0.8\mu_{12}; \mu_{13}=0.8\mu_{13};$ $G_{12}=0.8G_{12}; G_{13}=0.8G_{13}$
	基体失效	$E_M=0.75E_M;$ $\mu_M=0.75\mu_M$
氧化 4 h	纤维束失效	$E_{11}=0.35E_{11};$ $\mu_{12}=0.35\mu_{12}; \mu_{13}=0.35\mu_{13};$ $G_{12}=0.35G_{12}; G_{13}=0.35G_{13}$
	基体失效	$E_M=0.3E_M;$ $\mu_M=0.3\mu_M$
氧化 6 h	纤维束失效	$E_{11}=0.25E_{11};$ $\mu_{12}=0.25\mu_{12}; \mu_{13}=0.25\mu_{13};$ $G_{12}=0.25G_{12}; G_{13}=0.25G_{13}$
	基体失效	$E_M=0.16E_M;$ $\mu_M=0.16\mu_M$

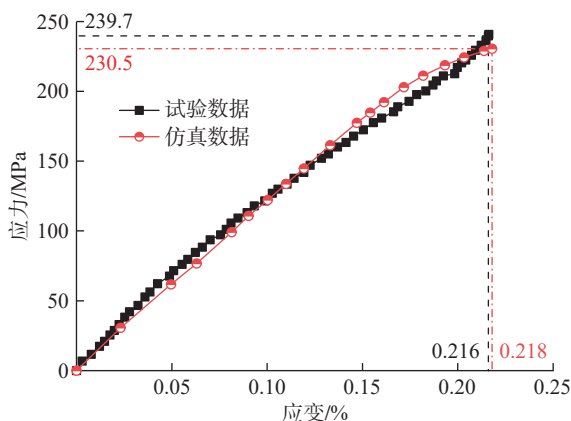


图 10 C/SiC 复合材料氧化 2 h 后的数值模拟、试验应力-应变曲线对比<sup>[39]</sup>  
Fig.10 Comparison of numerical simulation and experimental stress-strain curves of C/SiC composites after 2 h of oxidation<sup>[39]</sup>

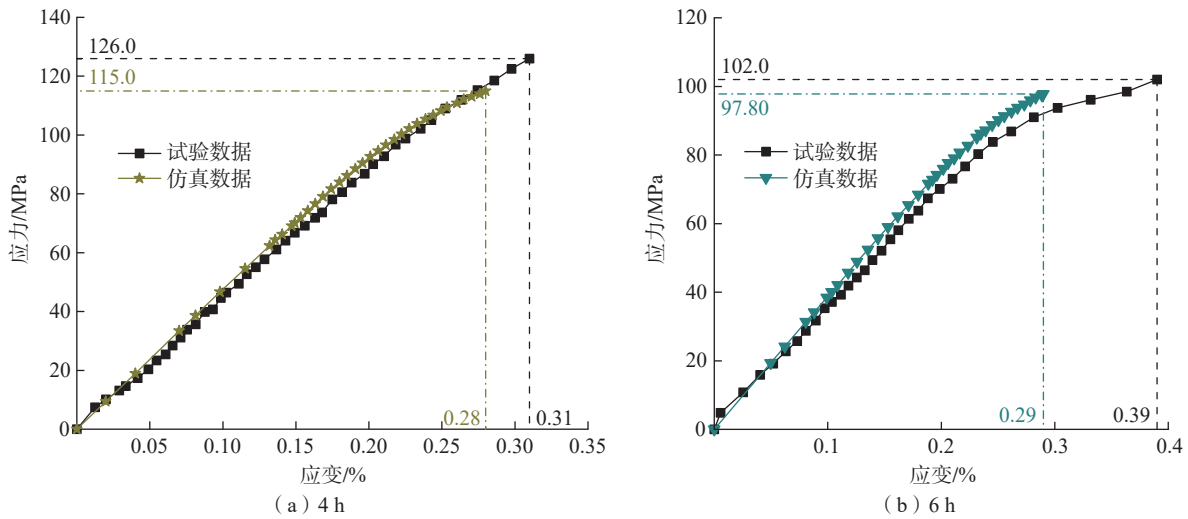


图 11 C/SiC 复合材料氧化 4 h、6 h 后数值模拟、试验应力-应变曲线对比<sup>[39]</sup>

Fig.11 Comparison of numerical simulation and experimental stress-strain curves of C/SiC composites after 4 h and 6 h of oxidation<sup>[39]</sup>

表 2 C/SiC 复合材料氧化后应力-应变试验、仿真数值对比

Table 2 Comparison of experimental and simulation stress-strain curves of C/SiC composites after oxidation

氧化时间	仿真		试验		误差/%	
	应力/MPa	应变/%	应力/MPa	应变/%	应力	应变
2 h	230.5	0.218	239.7	0.216	3.84	0.92
4 h	115	0.28	126	0.31	8.73	9.68
6 h	97.8	0.29	102	0.39	4.12	25.64

### 参考文献

[1] 董绍明. 纤维增强陶瓷基复合材料研究进展[J]. 高科技与产业化, 2023, 29(8): 16-19.  
DONG Shaoming. Research progress of fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. High-Technology & Commercialization, 2023, 29(8): 16-19.

[2] 成来飞, 张立同, 梅辉. 陶瓷基复合材料强韧化与应用基础[D]. 北京: 化学工业出版社, 2018.  
CHENG Laifei, ZHANG Litong, MEI Hui. Toughening and applied fundamentals of ceramic matrix composites[D]. Beijing: Chemical Industry Press, 2018.

[3] 宋迎东, 高希光, 张盛, 等. 航空发动机陶瓷基复合材料结构分析与设计[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2022.  
SONG Yingdong, GAO Xiguang, ZHANG Sheng, et al. Structural analysis and design of aero-engine ceramic matrix composites[M]. Beijing: Beijing University of Aeronautics & Astronautics Press, 2022.

[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.

[5] ZHU D. Aerospace ceramic materials: Thermal, environmental barrier coatings and SiC/SiC ceramic matrix composites for turbine

据与仿真结果对比,结果表明,对于氧化后的剩余强度预测,仿真具有较高精度,应力最大误差仅为 8.73%;然而,随着氧化时间的延长, C/SiC 复合材料破坏应变的预测误差呈上升趋势,表明模型在应变层面对高氧化程度下的损伤演化模拟仍存在一定局限性。

## 4 结论

本文围绕 C/SiC 复合材料在高温氧化环境下的损伤演化机制,分别从氧扩散-反应建模和微观结构损伤分析两个方面开展建模研究,并通过多物理场耦合模拟与参数分析揭示其演化规律,主要结论如下。

(1) 基于 Fick 扩散定律与氧化动力学方程,考虑反应速率、饱和反应速率等关键因素,构建氧扩散-反

应耦合模型。在 650 °C 条件下分别模拟了不同氧化时间的氧气浓度分布及氧化反应行为。结果表明,氧化首先发生于纤维束暴露表面和基体边缘,随后逐步向内部扩展,呈现由边界向中心扩散的演化特征。

(2) 本文提出了力学性能渐进损伤分析方法,引入氧化刚度折减与连续退化模型,量化氧化后 C/SiC 材料的强度退化行为。模拟结果表明,氧化后 C/SiC 复合材料的应力-应变响应及剩余强度与试验数据吻合良好,误差均小于 10%。

综上所述,本文所提出的氧化-损伤协同演化数值重构方法为 C/SiC 复合材料在高温环境下的强度评估与寿命预测提供了理论依据与数值支撑。

- engine applications[R]. Cleveland: National Aeronautics and Space Administration, 2018.
- [6] 刘永胜, 曹立阳, 张运海, 等. 高超声速飞行器热防护用超高温复合材料的研究进展[J]. 复合材料科学与工程, 2022(10): 107–118.
- LIU Yongsheng, CAO Liyang, ZHANG Yunhai, et al. Research progress on ultra-high temperature composites for thermal protection of hypersonic vehicles[J]. Composites Science and Engineering, 2022(10): 107–118.
- [7] 关洪达, 张涛, 何新波. C/SiC陶瓷基复合材料研究与应用现状[J]. 材料导报, 2023, 37(16): 70–79.
- GUAN Hongda, ZHANG Tao, HE Xinbo. Current status of the research and applications of C/SiC ceramic matrix composites[J]. Materials Reports, 2023, 37(16): 70–79.
- [8] XU Y J, ZHANG P, LU H, et al. Numerical modeling of oxidized C/SiC micro composite in air oxidizing environments below 800 °C: Microstructure and mechanical behavior[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(13): 3401–3409.
- [9] HU X F, TAN S Y, XU H Q, et al. Modelling high temperature progressive failure in C/SiC composites using a phase field model: Oxidation rate controlled process[J]. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 2025, 433: 117544.
- [10] CHEN X H, SUN Z G, SUN J F, et al. Simulation of degraded properties of 2D plain woven C/SiC composites under preloading oxidation atmosphere[J]. Applied Composite Materials, 2017, 24(6): 1287–1307.
- [11] YANG C P, JIAO G Q, WANG B, et al. Mechanical degradation mechanisms of 2D–C/SiC composites: Influences of preloading and oxidation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(10): 2765–2773.
- [12] WU S F, CHEN J X, ZHANG X L, et al. Recent advances in interphase engineering for improved behavior of SiC<sub>n</sub>/SiC composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(12): 6797–6814.
- [13] DAI J X, SHA J J, ZU Y F, et al. Microstructural tailoring and its influence on oxidation resistance of carbon fiber-reinforced C–SiC matrix composites[J]. Ceramics International, 2019, 45(2): 2044–2052.
- [14] SUN Z G, SHAO H Y, NIU X M, et al. Simulation of mechanical behaviors of ceramic composites under stress-oxidation environment while considering the effect of matrix cracks[J]. Applied Composite Materials, 2016, 23(3): 477–494.
- [15] CHEN X H, SUN Z G, SUN J F, et al. Multi-scale model of residual strength of 2D plain weave C/SiC composites in oxidation atmosphere[J]. Applied Composite Materials, 2017, 24(1): 1–22.
- [16] VARGHESE J, OWENS B C, WHITCOMB J D. Simulation of oxidation in textile composites[J]. Journal of Composite Materials, 2011, 45(17): 1771–1782.
- [17] VARGHESE J, OWENS B C, WHITCOMB J D. Simulation of oxidation in textile composites[J]. Journal of Composite Materials, 2011, 45(17): 1771–1782.
- [18] COLIN X, MARAIS C, VERDU J. Thermal oxidation kinetics for a poly (bismaleimide)[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2001, 82(14): 3418–3430.
- [19] COLIN X, MARAIS C, VERDU J. Kinetic modelling and simulation of gravimetric curves: Application to the oxidation of bismaleimide and epoxy resins[J]. Polymer Degradation and Stability, 2002, 78(3): 545–553.
- [20] POCHIRAJU K V, TANDON G P, SCHOEPPNER G A. Evolution of stress and deformations in high-temperature polymer matrix composites during thermo-oxidative aging[J]. Mechanics of Time-Dependent Materials, 2008, 12(1): 45–68.
- [21] POCHIRAJU K V, TANDON G P, SCHOEPPNER G A. Evolution of stress and deformations in high-temperature polymer matrix composites during thermo-oxidative aging[J]. Mechanics of Time-Dependent Materials, 2008, 12(1): 45–68.
- [22] POCHIRAJU K V, TANDON G P. Modeling thermo-oxidative layer growth in high-temperature resins[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2006, 128(1): 107–116.
- [23] 田志强, 李彦斌, 张培伟, 等. 复合材料层合板多尺度交互渐进损伤分析[J]. 工程力学, 2019, 36(12): 247–256.
- TIAN Zhiqiang, LI Yanbin, ZHANG Peiwei, et al. Multi-scale interactive progressive damage analysis of composite laminates[J]. Engineering Mechanics, 2019, 36(12): 247–256.
- [24] GEORGES D, JACQUES L L. Inequalities in Mechanics and Physics overbraiding [M]//Advances in Braiding Technology. Amsterdam: Elsevier, 2016: 457–475.
- [25] HASHIN Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites[J]. Journal of Applied Mechanics, 1980, 47(2): 329–334.
- [26] 刘斌, 曹立阳, 王波, 等. 基于多线性本构与损伤耦合的叠层陶瓷基复合材料数值预测方法[J]. 航空科学技术, 2023, 34(6): 54–65.
- LIU Bin, CAO Liyang, WANG Bo, et al. Numerical prediction method of laminated ceramic matrix composite based on the multilinear constitutive and the coupling of damage[J]. Aeronautical Science & Technology, 2023, 34(6): 54–65.
- [27] LIU B, LIU Y C, AO Q Y, et al. Experimental and numerical study on projectile impact damage of EBC–SiC/SiC[J]. International Journal of Damage Mechanics, 2024, 33(6): 415–434.
- [28] 胡祎乐, 余音, 汪海, 等. 纤维增强复合材料机翼长桁压缩破坏预测方法[J]. 上海交通大学学报, 2012, 46(9): 1471–1475, 1481.
- HU Yile, YU Yin, WANG Hai, et al. A failure prediction method of fiber-reinforced composite wing stringer subjected to compressive loading[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2012, 46(9): 1471–1475, 1481.
- [29] 李汝鹏, 陈磊, 刘学术, 等. 基于渐进损伤理论的复合材料开孔拉伸失效分析[J]. 航空材料学报, 2018, 38(5): 138–146.
- LI Rupeng, CHEN Lei, LIU Xueshu, et al. Progressive damage based failure analysis of open-hole composite laminates under tension[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(5): 138–146.
- [30] LINDE P, PLEITNER J, DE BOER H, et al. Modelling and simulation of fibre metal laminates[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 107(5): 2433–2448.
- [31] LIU Y C, WANG S G, YANG T F, et al. Solid particle erosion of an environmental barrier coating and chemically vapor infiltrated SiC/SiC for aeroengine[J]. Ceramics International, 2024, 50(20): 39993–40004.
- [32] ZHANG L, CHEN Y F, HE R J, et al. Bending behavior of lightweight C/SiC pyramidal lattice core sandwich panels[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 171: 105409.
- [33] 刘斌, 高一迪, 谭志勇, 等. 二维叠层C/SiC复合材料低能量冲击损伤实验[J]. 航空学报, 2021, 42(2): 224202.
- LIU Bin, GAO Yidi, TAN Zhiyong, et al. Low energy level impact damage on 2D C/SiC composites: Experimental study[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(2): 224202.
- [34] CHAMIS C C. Simplified composite micromechanics equations for strength, fracture

toughness, impact resistance and environmental effects[J]. *Sampe Journal*, 1984, 1541–1555.

[35] 肖凯. C/C复合材料高温应力氧化损伤研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2019.

XIAO Kai. Study on high-temperature stress oxidation damage of C/C composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019.

[36] 张力, 王猛, 陈强, 等. 考虑微观界面的2D编织SiC/SiC复合材料宏-细-微多尺度渐进损伤失效分析[J]. *工程力学*, 2022, 39(3): 233–248.

ZHANG Li, WANG Meng, CHEN Qiang, et al. Macro-meso-micro multiscale analysis

for progressive damage failure of 2D braided SiC/SiC composites considering microscale interfaces[J]. *Engineering Mechanics*, 2022, 39(3): 233–248.

[37] 应宇轩, 黄玮, 马玉娥, 等. 基于相场法的周期性多孔结构断裂行为研究[J]. *力学学报*, 2022, 54(12): 3430–3443.

YING Yuxuan, HUANG Wei, MA Yu'e, et al. Fracture behavior of periodic porous structures by phase field method[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2022, 54(12): 3430–3443.

[38] 马志强, 左艳丽, 卢春华. 计算机断层扫描(CT)技术在矿物岩石微观结构观测中

的应用[J]. *化工矿物与加工*, 2019, 48(3): 4–8.

MA Zhiqiang, ZUO Yanli, LU Chunhua. Application of computed tomography technology (CT) in meso-structure observation of mineral rocks[J]. *Industrial Minerals & Processing*, 2019, 48(3): 4–8.

[39] 孙志刚, 王振剑, 宋迎东. 无应力氧化下C/SiC复合材料弹性性能模拟及验证[J]. *复合材料学报*, 2013, 30(1): 172–179.

SUN Zhigang, WANG Zhenjian, SONG Yingdong. Verification and prediction of elastic modulus of C/SiC composites under non-stress oxidation[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2013, 30(1): 172–179.

## Numerical Prediction Model for High-Temperature Oxidation Damage Evolution and Post-Oxidation Mechanical Property Degradation of C/SiC Composites

LIU Bin<sup>1</sup>, HU Dingguo<sup>1</sup>, LIN Ye<sup>2</sup>, YANG Haonan<sup>1</sup>, YANG Tengfei<sup>1</sup>, LIU Yongsheng<sup>3</sup>

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Beijing Electro-Mechanical Engineering Institute, Beijing 100074, China;

3. School of Material Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**[ABSTRACT]** High-temperature oxidation-induced degradation is a critical factor limiting the application of C/SiC ceramic matrix composites in aerospace thermal-structural components. To accurately predict the oxidation damage evolution and mechanical property degradation of such materials, a systematic numerical study is conducted in this work. First, based on Fick's diffusion law and the characteristics of oxidation reactions, chemical consumption terms and damage factors are introduced to establish a coupled diffusion–reaction oxygen concentration equation and an oxidation state evolution model. Using the COMSOL platform, the oxygen concentration field and oxidation damage factor distributions of a two-dimensional woven C/SiC composite subjected to oxidation at 650 °C for 2 h, 4 h, and 6 h are simulated, revealing the spatial-temporal distribution and evolution of oxygen in different structural regions. Subsequently, by integrating continuum mechanics with progressive damage theory, a coupled stiffness–degradation model incorporating limited and continuous degradation is developed, and the post-oxidation tensile response is predicted using the ABAQUS platform. The simulation results show good agreement with experimental data in terms of stress–strain behavior and residual strength, with a maximum error below 10%. This study provides theoretical support and numerical tools for evaluating the post-oxidation mechanical performance of C/SiC composites under high-temperature service conditions.

**Keywords:** C/SiC composites; High-temperature oxidation; Oxygen diffusion; Progressive damage analysis; Mechanical property degradation

(责编 七七)