



平纹碳纤维/聚醚醚酮热塑性层压复合材料 高温层间剪切失效行为研究

张旭¹,张华鹏¹,潘忠祥¹,郁佳佳²

(1. 浙江理工大学纺织科学与工程学院(国际丝绸学院),杭州 310018;2. 浙江大学能源工程学院,杭州 310027)

摘要:层间剪切破坏是层压复合材料的主要失效模式之一,温度是影响热塑性复合材料力学性能的重要因素。为了探讨平纹碳纤维/聚醚醚酮(CF/PEEK)热塑性层压复合材料在高温条件下的层间剪切特性,分别进行了25、120℃和295℃下的准静态短梁剪切试验和多尺度有限元仿真,在热空气加热条件下使用万能试验机进行短梁剪切试验,同时使用相机观察和数字图像相关法(DIC)表征复合材料短梁剪切的损伤渐进过程。通过参数层级传递的方法从微观、介观和宏观尺度,建立了一种可由组分材料性能预测宏观力学行为的多尺度有限元模型。结果表明:温度升高使平纹CF/PEEK热塑性复合材料的层间剪切力学性能不同程度地减弱,复合材料在温度从25℃上升到120℃时,层间剪切强度降低了19.24%,剪切模量下降了27.72%;在温度从120℃上升到295℃时,层间剪切强度降低了40.90%,剪切模量下降了57.98%。在25℃和120℃时,复合材料短梁剪切过程中均发生了断裂,而在295℃时,仅为明显的弯曲。多尺度有限元仿真结果表明,该模型的仿真结果与试验结果吻合,同时节约了计算成本。该文为了解CF/PEEK复合材料的短梁剪切失效机理提供试验和仿真支撑,进而为平纹CF/PEEK复合材料结构设计和工程应用提供数据依据和试验基础。

关键词:热塑性复合材料;层间剪切;高温效应;多尺度有限元仿真

中图分类号: TB332

文献标志码: A

文章编号: 1673-3851(2025)05-0283-12

引文格式:张旭,张华鹏,潘忠祥,等. 平纹碳纤维/聚醚醚酮热塑性层压复合材料高温层间剪切失效行为研究[J]. 浙江理工大学学报(自然科学),2025,53(3):283-294.

Reference Format: ZHANG Xu, ZHANG Huapeng, PAN Zhongxiang, et al. A study on the high-temperature interlaminar shear failure behavior of plain CF/PEEK thermoplastic laminated composites[J]. Journal of Zhejiang Sci-Tech University, 2025, 53(3): 283-294.

A study on the high-temperature interlaminar shear failure behavior of plain CF/PEEK thermoplastic laminated composites

ZHANG Xu¹, ZHANG Huapeng¹, PAN Zhongxiang¹, YU Jiajia²

(1. College of Textile Science and Engineering (International Institute of Silk), Zhejiang Sci-Tech University, Hangzhou 310018, China; 2. College of Energy Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

Abstract: Interlaminar shear damage is one of the main failure modes of laminated composites, and temperature is an important factor affecting the mechanical properties of thermoplastic composites. To investigate the interlaminar shear characteristics of plain carbon fiber/polyether ether ketone (CF/PEEK) thermoplastic composites at elevated temperatures, quasi-static short-beam shear tests and multiscale finite-element simulations at 25, 120℃ and 295℃, respectively, were conducted in this study. Short-beam shear tests were performed with universal testing machine under hot air heating, and camera

收稿日期: 2024-04-19 网络出版日期: 2024-06-12

基金项目: 国家自然科学基金项目(52075498)

作者简介: 张旭(1997—),男,河南信阳人,硕士研究生,主要从事复合材料力学性能方面的研究。

通信作者: 张华鹏, E-mail: roczip@163.com

observation and digital image correlation (DIC) were used to characterize the damage progression of the composites. An multi-scale finite element model that can predict the macroscopic mechanical behavior of composite materials based on component properties was developed from micro, meso and macro scales by means of parameter cascade transfer. The results showed that the temperature increase weakened the interlaminar shear mechanical properties of plain CF/PEEK thermoplastic composites to different degrees. When the temperature of the composites increased from 25 °C to 120 °C, the interlaminar shear strength decreased by 19.24% and the shear modulus decreased by 27.72%; when the temperature increased from 120 °C to 295 °C, the interlaminar shear strength decreased by 40.90% and the shear modulus decreased by 57.98%. At both 25 °C and 120 °C, the composite broke during short-beam shear, while at 295 °C, there was only significant bending. The multi-scale finite element simulation results showed that the simulation results of the model matched the experimental results, and the computational cost was saved. The study provides experimental and simulation support for understanding the short-beam shear failure mechanism of CF/PEEK composites, and data basis and experimental foundation for the structural design and engineering application of plain CF/PEEK composites.

Key words: thermoplastic composites; interlaminar shear; high temperature effect; multiscale finite element simulation

0 引言

近年来,碳纤维增强聚醚醚酮热塑性层压复合材料因具有耐高温、韧性好、耐化学性好、成型周期短和可回收利用等优点,在航空航天、国防、医疗等领域得到了广泛应用^[1-3]。高性能热塑性复合材料结构件适用于飞行器中的轴承、套管和弹翼等许多关键性部件^[4],然而在飞行器服役时这些关键部件会承受中、高温等极端工况,使其力学性能发生改变。层压复合材料不同的加载方式存在不同的失效模式,层间分层损伤破坏是层压复合材料主要的失效模式之一,分层后层压复合材料的强度、刚度、疲劳等力学性能将大大下降。其中层间剪切性能是层压复合材料的基本性能之一,因而层间剪切性能是复合材料层间力学性的重要研究方向^[5]。

研究人员对热塑性复合材料的层间剪切性能做了许多研究。Pan 等^[6]研究了碳纤维表面改性对碳纤维/聚醚醚酮(CF/PEEK)热塑性复合材料的剪切力学性能的影响;Saborowski 等^[7]研究了表面形貌对铝/聚酰胺 6 聚合物热塑性复合材料层间剪切的影响,发现表面粗糙度斜率对层间剪切强度有重要影响;Kotik 等^[8]探讨了在准静态和疲劳条件下玻璃纤维增强双环戊二烯聚酯热塑性复合材料的短梁剪切行为,发现试样在中性轴周围出现层间剪切损伤,在加载鼻和支架附近出现局部损伤;侯相弛等^[9]分析了碳纤维/聚苯硫醚(CF/PPS)复合材料的层间剪切性能,结果表明,CF/PPS 通过 0.1%室温干态还原氧化石墨烯改性后,其层间剪切强度提高了 18.4%。

热塑性半晶态聚合物存在玻璃化转变,它们在玻璃态和高弹态的力学响应和失效行为有很大不同。因此,许多学者对纤维增强热塑性树脂基复合材料在不同温度下的力学行为进行了探讨。Yang 等^[10]和 Fracasso 等^[11]分析了温度变化对 CF/PEEK 层压板弯曲强度和层间断裂行为的影响,结果表明随着层压板温度的升高,冲击诱导损伤的分层面积呈线性减小,冲击能量与分层面积之间呈线性关系;Gaitanelis 等^[12]研究了较慢和较快的升温速率对 CF/PEEK 界面的影响,结果表明快速高温加工可以有效地提高 CF/PEEK 的界面性能;Zhang 等^[13]和 Prososky 等^[14]分别分析了高温环境对碳纤维增强聚酰胺 6 和碳纤维增强聚醚酮基两种热塑性复合层压板压缩力学性能的影响,结果表明热塑性复合材料压缩力学性能具有应变率增强效应和高温弱化依赖性。上述研究均表明温度对纤维增强热塑性复合材料有显著的影响,但难以全面揭示其性能演化和渐进失效过程。陆新征等^[15]研究发现,采用多尺度仿真将精细的有限元模型与宏观模型连接,能实现不同尺度模型间的变形协调;Shah 等^[16]、Hou 等^[17]和 Ivancević 等^[18]用多尺度渐进损伤建模方法预测了热固性(环氧树脂)和热塑性(Elium)三维机织复合材料在准静态拉伸、压缩和动态落锤冲击加载条件下的损伤模式。因此,多尺度有限元仿真可以从复合材料组分性能入手,从微观到宏观多层次揭示复合材料的变形、损伤和失效时空演化。

本文以平纹 CF/PEEK 复合材料为研究对象,分析其在 25、120 °C 和 295 °C 下的层间剪切性能,采

用工业相机和超景深显微镜从宏观角度观察了试样的损伤演化和失效过程和通过 DIC 试验呈现弯曲过程中的全场应变;结合多尺度有限元建模和仿真,将模型参数从微观到介观再到宏观层级递进,揭示高温下复合材料层间剪切在微观尺度和介观尺度下的应力分布以及宏观尺度下的剪切力学性能,为后续复杂加载形式提供仿真思路。

1 实验部分

1.1 平纹 CF/PEEK 复合材料试样制备

平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料层合板由 14 层碳纤维(T700-6K,东邦耐克丝有限公司)平纹织

物(经纬密度为 40 根/(10 cm))和 PEEK 树脂(吉大特塑 PEEK012P,密度为 1.304 g/mm³)经过热压复合工艺制备而成,复合材料的成型与加工过程示意图如图 1 所示。具体方法如下:将碳纤维平纹织物置于 400 °C 的恒温场环境下保温 36 h 进行脱胶,以去除纤维表面的添加剂,将除胶后的碳纤维平纹织物与 PEEK 薄膜交替叠层(每层方向角度相同)放置于热压机中缓慢加热至 380 °C,再对层压板施加压力 14 MPa。恒温保压 30 min 后停止加热,并自然冷却至 250 °C 时进行脱模,最终冷却至室温即完成复合材料层合板的制备。测量计算得该复合材料中碳纤维体积分数为 46%。

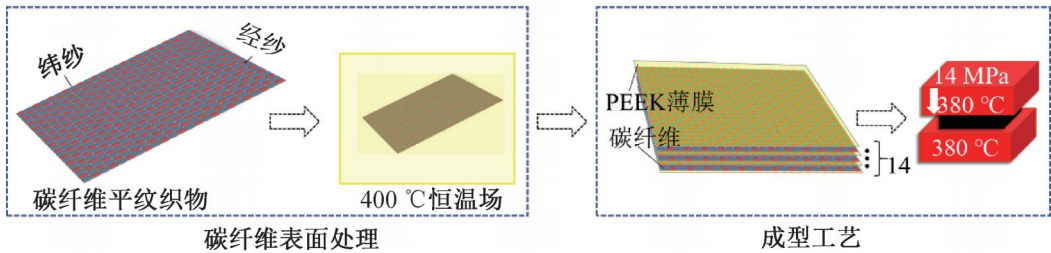


图 1 平纹 CF/PEEK 复合材料的成型与加工过程示意图

采用金刚石线切割机(DK7732,泰州华方数控机床有限公司)将复合层压板切割成长、宽和高为 18.00 mm×6.00 mm×3.20 mm 的试件;采用磨抛机(YMP-2,上海普丹光学仪器有限公司)对试样进行抛光,微加工误差为 0.20 mm。试样尺寸、横截面及夹具示意图如图 2 所示。

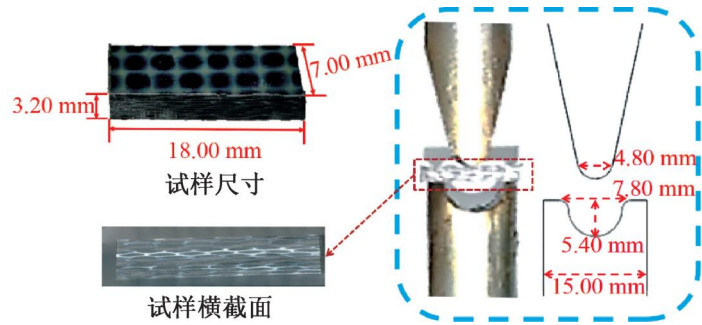


图 2 试样尺寸、横截面及夹具示意图

1.2 平纹 CF/PEEK 复合材料层间剪切试验

1.2.1 热空气加热试验

本文需要在高温条件下采用工业相机捕捉试样

短梁剪切的渐进损伤并进行 DIC 试验观察,故采用开放式热气流加热方法进行试样加热。对 CF/PEEK 复合材料进行动态热机械性能分析(DMA)测试,DMA 试验装置和示意图如图 3 所示。

为了保证试样的温度达到预期值,需对加热温度及加热时间进行验证。加热装置示意图如图 4 所示。

1.2.2 DIC 层间剪切试验

DIC 试验需要对试样进行表面预处理。采用水转印法,随机分布的散斑借助 Glare 软件生成^[19]。试验装置是由万能试验机(MST-5105 型,美特斯工业系统中国有限公司)连接两个夹具组成,该夹具由 60 Si₂MnA 弹簧钢制成,杨氏模量为 206 GPa,泊松比为 0.34,密度为 7.80 g/cm³,直径为 15.00 mm,试验台搭载如图 5 所示。

将短梁剪切夹具固定在万能试验机压缩试验区域的上下压块上,使用热风枪对夹具之间的试样分

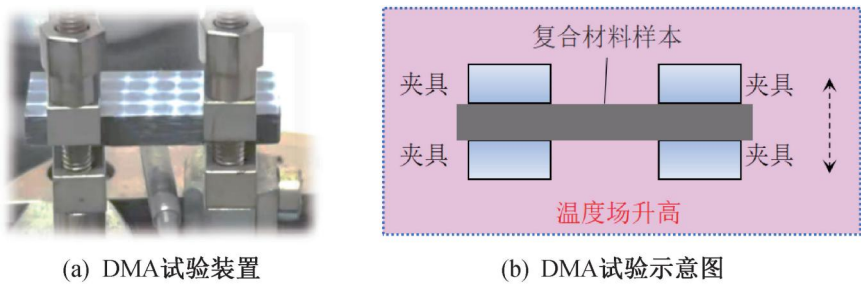


图 3 平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料 DMA 试验装置和示意图

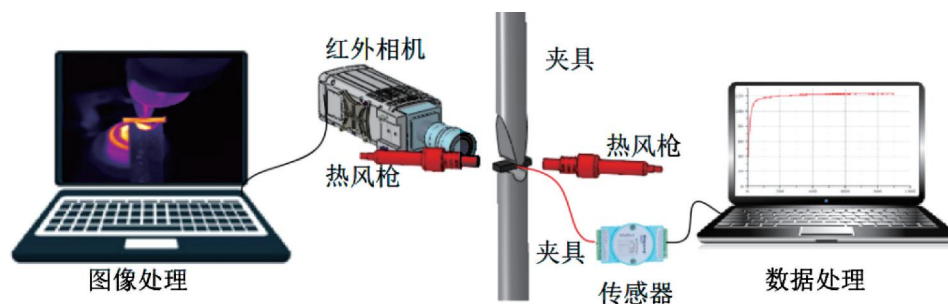


图4 加热装置示意图

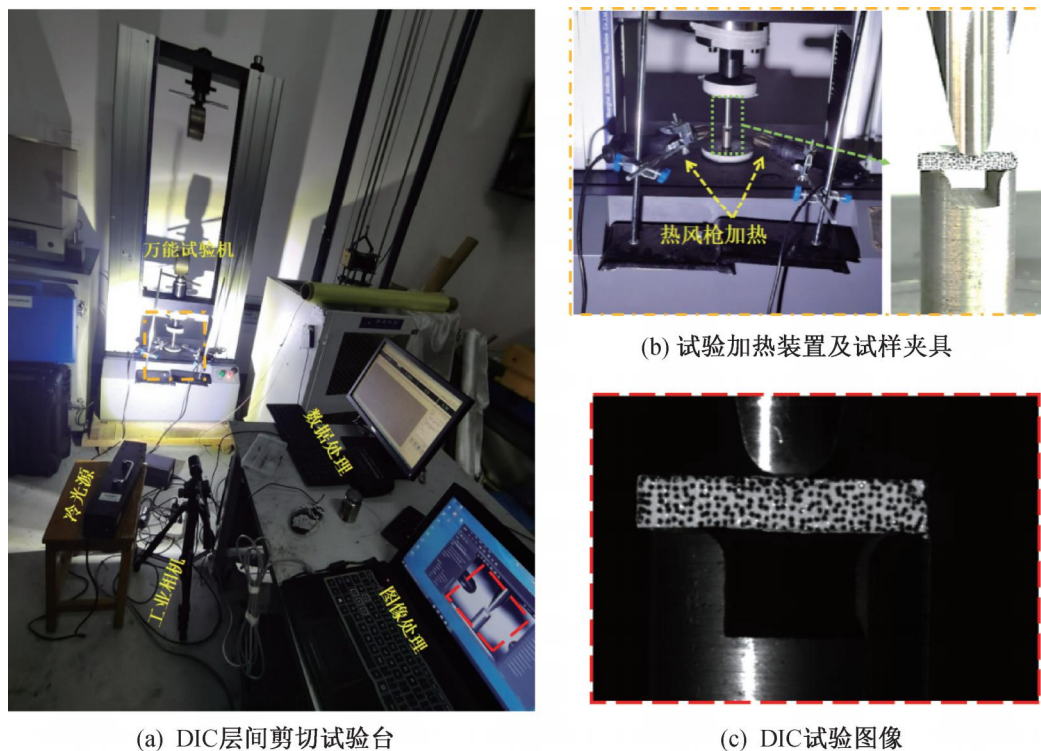


图5 DIC层间剪切试验装置图

别加热 15 min 和 17 min,待试样内外温度恒定分别达到 120 ℃和 295 ℃后,在试样上端施加载荷,使其在应变率为 0.001 s^{-1} 的条件下进行层间剪切性能试验,对每组变量均进行了至少 3 次试验。

样品的层间剪切强度根据式(1)计算:

$$F = 0.75 \times \frac{P}{b \times h} \quad (1)$$

其中: F 为短梁强度,MPa; P 为试验期间观察到的最大载荷,N; b 为测量试件宽度,mm; h 为测量试件厚度,mm。

1.3 平纹 CF/PEEK 复合材料多尺度有限元模型构建

构建的多尺度有限元模型框架如图 6 所示。基于碳纤维在 PEEK 热塑性树脂中的分布,构建碳纤维和 PEEK 热塑性树脂基体的微观代表体积单元(RVE)(见图 6(a)),以碳纤维和 PEEK 热塑性树脂材料参数作为输入参数,分别在 25、120 ℃和 295 ℃下进行微观 RVE 拉伸和剪切仿真,从仿真结果的应力-应变曲线中,计算得到 3 个温度下碳纤维

PEEK 树脂浸渍纱线的剪切模量、泊松比、最大拉伸强度以及剪切强度等浸渍纱线横向各向异性材料参数。基于碳纤维纱线织造结构及 PEEK 树脂在织物中的分布,建立碳纤维织物增强 PEEK 树脂介观 RVE 模型(见图 6(b)),以碳纤维 PEEK 树脂浸渍纱线和 PEEK 热塑性树脂的材料参数作为输入参数,进行介观 RVE 拉伸和剪切仿真,从仿真结果的应力-应变曲线中,得到碳纤维织物增强 PEEK 树脂的材料参数。将介观 RVE 模型中 3 种温度下得出的 3 组材料参数分别输入图 6(c)的宏观模型的均质化材料属性中,即可仿真得到 3 种温度下平纹 CF/PEEK 复合材料的宏观层间剪切行为。计算采用 Abaqus2017 有限元分析软件,求解采用 Abaqus/Explicit 显式分析模块。微观 RVE 模型采用 Hex-dominated(六面体为主)实体单元进行网格划分,共划分为 4760 个单元;介观 RVE 模型采用 Tet(四面体)实体单元进行网格划分,共划分为 59939 个单元;宏观均质化模型采用 Hex(六面体)实体单元进行网格划分,共划分为 69984 个单元。

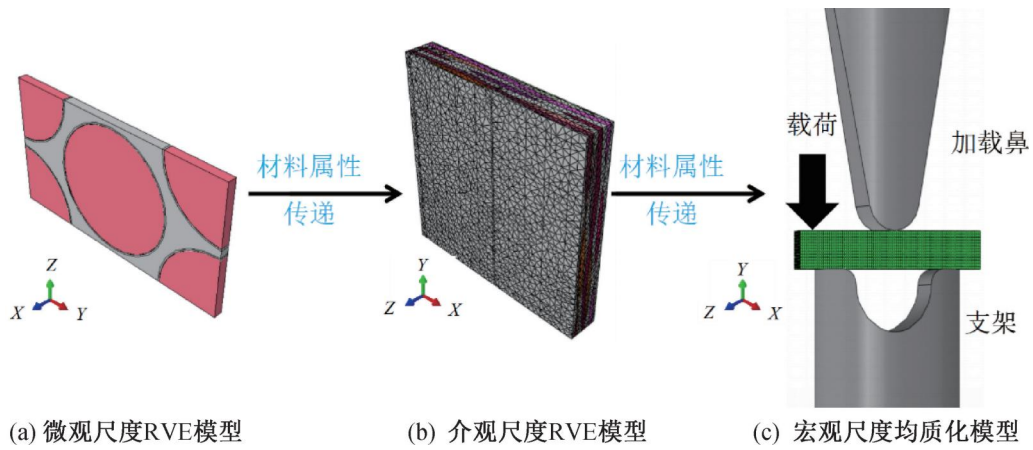


图 6 有限元分析多尺度模型框架

1. 3. 1 多尺度有限元模型的几何模型

微观 RVE 模型尺寸为 13.60 μm(长)×7.60 μm(宽)×0.50 μm(高),包括碳纤维和树脂基体 2 个部分。本模型考虑树脂与纤维完美结合,以方便计算。

介观 RVE 模型尺寸为 5.00 mm(长)×5.00 mm(宽)×0.74 mm(高),因为平纹复合材料中厚度方向纱线会有滑移情况,所以介观 RVE 中厚度方向 4 层平纹纱线随机排列,经燃烧方法试验计算,试样中纤维的体积含量为:

$$V_f = \frac{W_f}{\rho_f} / \left(\frac{W_s - W_f}{\rho_r} + \frac{W_f}{\rho_f} \right) \times 100\% = 71\% \quad (2)$$

其中: W_s 为样品的总质量,g; W_f 为燃烧后测量的质量,g; ρ_f 和 ρ_r 为纤维和树脂的密度,g/mm³。

宏观均质化模型尺寸为 18.00 mm(长)×7.00 mm(宽)×3.20 mm(高),该均质模型与试样尺寸相同。

1. 3. 2 边界条件与载荷情况

将微观和介观 RVE 代表体积单元赋予周期性边界条件。根据 Okereke 等^[20]对于周期边界效应的研究,对周期性边界条件中保留的节点施加特定的约束,以创建单轴和剪切负载情况。在宏观模型中,仅给予加载方向一维(Y 轴)自由度,其他自由度(X 轴和 Z 轴)全固定,通过位移控制加载鼻的运动,使之匀速加载。

1. 3. 3 碳纤维和 PEEK 树脂的材料模型

碳纤维材料模型采用各向同性线弹性本构,材料参数如表 1 所示。

表 1 碳纤维 T700-6K 的材料属性

属性	属性值
密度/(kg·m ⁻³)	1800.00
拉伸模量/GPa	230.00
拉伸强度/GPa	4.90
断裂伸长率/%	2.10
直径/μm	7.00

PEEK 热塑性树脂材料模型采用之前研究的 JC 本构^[21-22],其中 JC 塑性本构模型能对材料塑性流动应力进行有效预测,JC 失效模型包含了材料的初始失效准则,温度依赖的失效准则以及渐渐损伤准则。材料性能和失效参数如表 2 和表 3 所示。在应变率为 0.001 s⁻¹、温度 25 ℃时测得的 PEEK 树脂应力-应变曲线如图 7 所示。

表 2 PEEK 的 JC 塑性本构模型参数

初始屈服应力/MPa	应变硬化模量/MPa	应变硬化指数	应变率敏感系数	敏感程度
128.420	2536.310	2.130	0.027	1.010

表 3 PEEK 树脂基体 JC 失效参数

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
-0.002	2.028	-4.207	0.023	0.955

注:参数 D_1 、 D_2 、 D_3 为应力三轴度对失效应变的影响因素,参数 D_4 为应变率效应的影响因素,参数 D_5 为温度效应的影响因素。

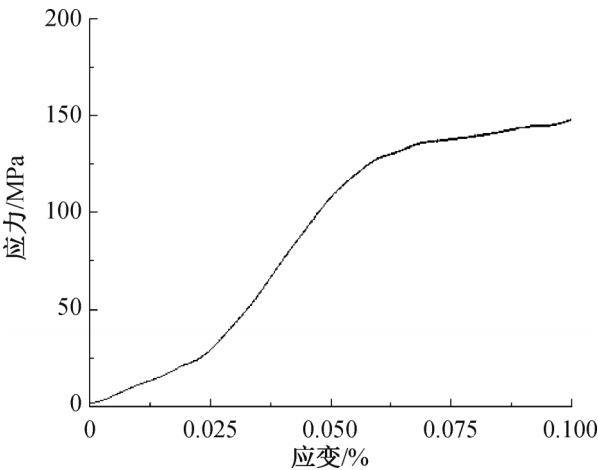


图 7 PEEK 在应变率为 0.001 s⁻¹、温度 25 ℃条件下的压缩应力-应变曲线

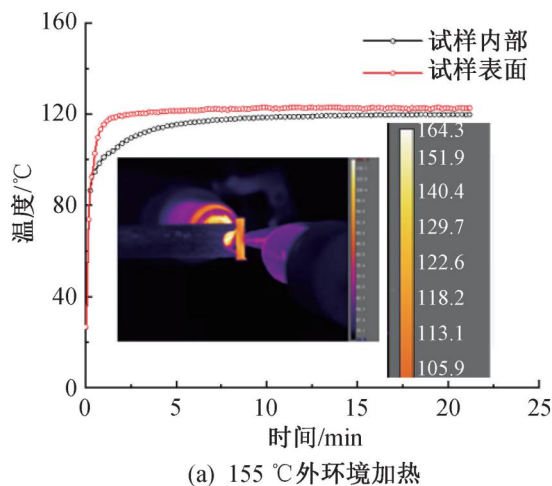
2 结果与讨论

2. 1 层间剪切试验温度的确定

平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料储存模量、损失模量和损耗角随温度变化的曲线如图 8 所示,结

合 PEEK 树脂的 DMA 试验^[21],可以得到 PEEK 树脂玻璃化转变温度(T_g)在 145 °C 附近,熔融温度(T_m)在 340 °C 附近^[23]。因为 DMA 试验得出 CF/PEEK 热塑性复合材料储能模量在 T_g 前后出现快速下降,因此, T_g 前的玻璃态温度 120 °C 是研究的重点;而在高弹态中选取 295 °C 是因为该温度近似为 CF/PEEK 热塑性复合材料的极限使用温度,所以能更有效分析 CF/PEEK 热塑性复合材料的高温失效机理。故本文选取常温、玻璃化转变温度附近和高弹态温度三种温度,分别探究室温(25 °C)、玻璃化转变温度点附近(120 °C)和高弹态温度(295 °C)对热塑性材料层间剪切强度性能的影响。

试样内部和表面温度-时间曲线如图 9 所示。经过重复试验论证,最终选择了热风枪出口温度



155 °C 和 430 °C 对试样进行加热 15 min 和 17 min,以分别达到预期的 120 °C 和 295 °C 的试样温度。

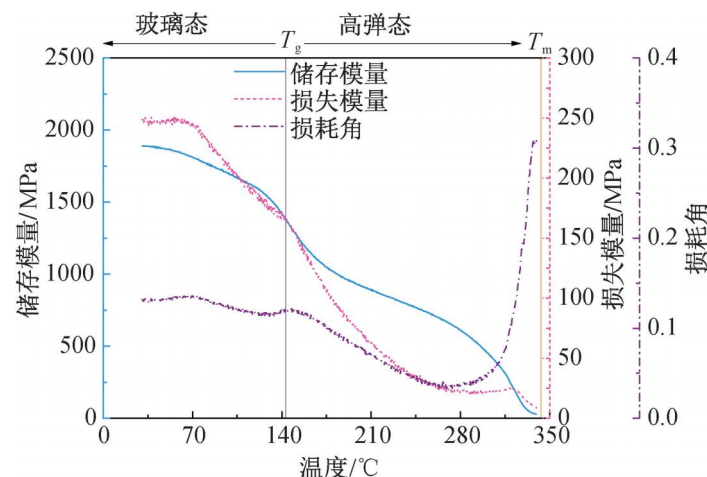


图 8 平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料储存模量、损失模量和损耗角随温度变化的曲线

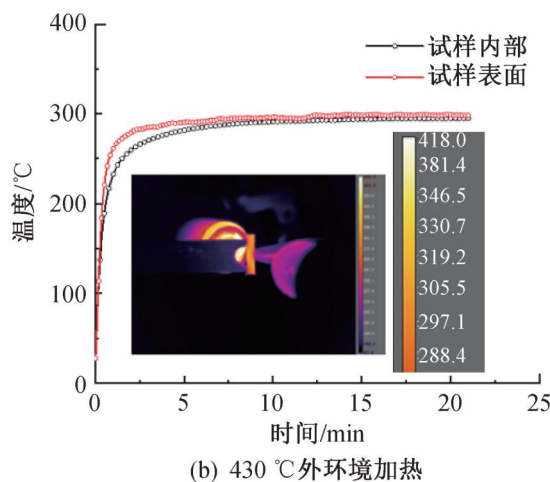


图 9 试样内部和表面温度-时间曲线

2.2 温度对 CF/PEEK 复合材料层间剪切力学性能的影响

图 10 为平纹 CF/PEEK 复合材料层间剪切试验应力-应变曲线和 DIC 图像。图 10 表明:复合材料层间剪切呈现出明显的弹塑性特征,应力-应变曲线均在初始小变形阶段呈线性快速增加;之后进入屈服阶段,应力先下降,后出现微小波动,随后应力呈波动形增加至峰值;最后应力逐渐衰减。经过计算可知,在温度从 25 °C 上升到 120 °C 时,层间剪切强度降低了 19.24%,剪切模量下降了 27.72%;在温度从 120 °C 上升到 295 °C 时,层间剪切强度降低了 40.90%,剪切模量下降了 57.98%,这表明 CF/PEEK 复合材料的剪切模量和强度对温度的敏感性高,而且在玻璃化转变附近的温度到高弹态的温度阶段复合材料的强度和剪切模量降低要比常温到玻璃化转变附近的温度阶段快。DIC 图像显示:试样在准静态层间剪切试验下的高应变分布区域集中于加载鼻两侧到支架区域,可推断出此处区域是主要

损伤区域;在层间剪切试验中,高温下试验的高应变分布区域大于常温下试验,而且高温下失效的试样发生了更多的形变,高应变区域更大。

图 11 为不同温度下平纹 CF/PEEK 复合材料层间剪切力学性能曲线。图 11 表明:随着温度的升高,复合材料的剪切强度、剪切模量均显著下降,这是因为随着温度的升高,基体软化将导致材料力学性能衰退,纤维和基体的界面黏结变弱,材料的塑性增加,抵抗弹性变形的能力减弱;相较于室温条件下,复合材料在 120 °C 时的强度减弱并不明显,而在 295 °C 时明显变弱,这是由于在 295 °C 时,温度已经超过了 PEEK 基体的玻璃化温度,此时基体从玻璃态向高弹态转变,复合材料的脆性明显降低。

2.3 温度对 CF/PEEK 复合材料层间剪切宏观损伤的影响

图 12 为平纹 CF/PEEK 复合材料样品的渐进损伤和破坏行为。从图 12 中可以看出:温度在

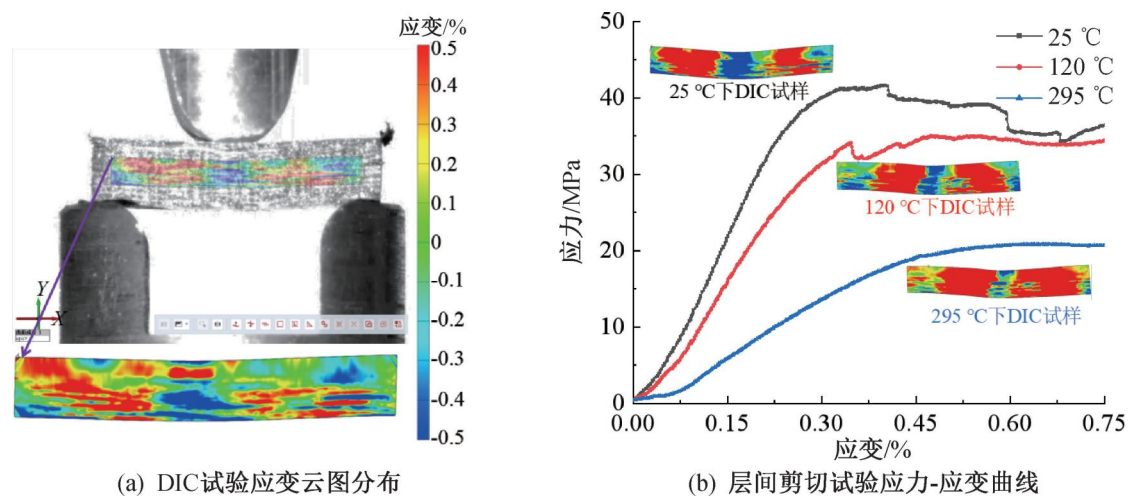


图 10 平纹 CF/PEEK 复合材料 DIC 试验应变云图分布和层间剪切试验应力-应变曲线

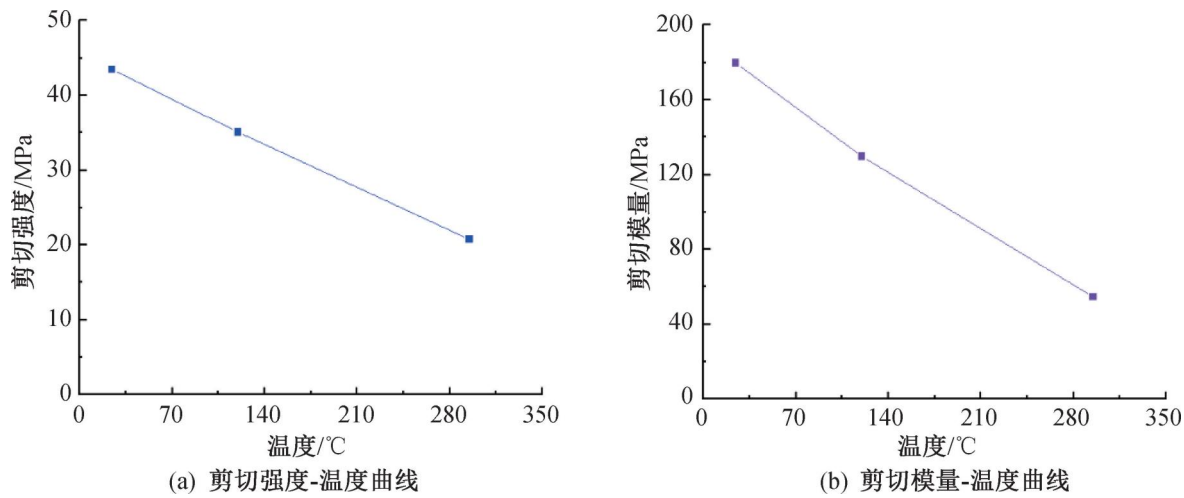


图 11 不同温度下平纹 CF/PEEK 复合材料层间剪切力学性能曲线

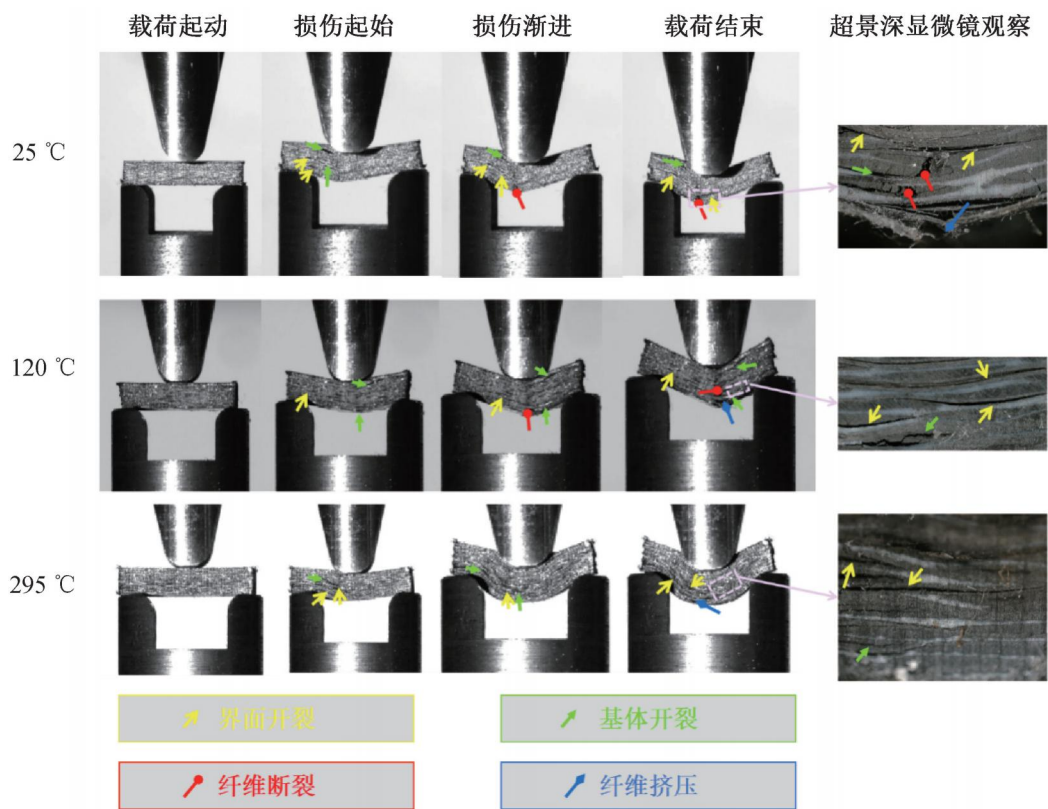


图 12 平纹 CF/PEEK 复合材料样品的渐进损伤和破坏行为图像

25 °C 和 120 °C 下时的损伤形式相似,复合材料受到载荷时先出现基体和界面的开裂,随着载荷增加,中间位置发生断裂,裂口继续延伸,复合材料中纤维发

生拉伸断裂,这是由于在 25 °C 和 120 °C 下温度均未超过玻璃化转变,复合材料仍处于玻璃态,当载荷增大超过复合材料屈曲变形应变极限后,复合材料从

弯曲演化为断裂,从超景深显微镜中可以观察到,失效的复合材料在断裂附近还伴随着大量的基体开裂;温度为 295 °C 时,复合材料受到载荷时同样先出现基体和界面的开裂,随着载荷增加,复合材料没有发生断裂,而表现为明显地弯曲,基体和界面的裂纹增多,这是因为 295 °C 下基体已达到了高弹态,基体软化比较明显,复合材料的损伤程度也明显减弱,这一现象与 Hosur 等^[24]的研究发现一致。随着温度的升高,基体软化,纤维基体界面性能减弱,在受到载荷后基体会产生塑性变形吸收能量^[25-26]。从超景深显微镜中可以观察到,已经失效的复合材料出现基体开裂诱发的层间分层现象。

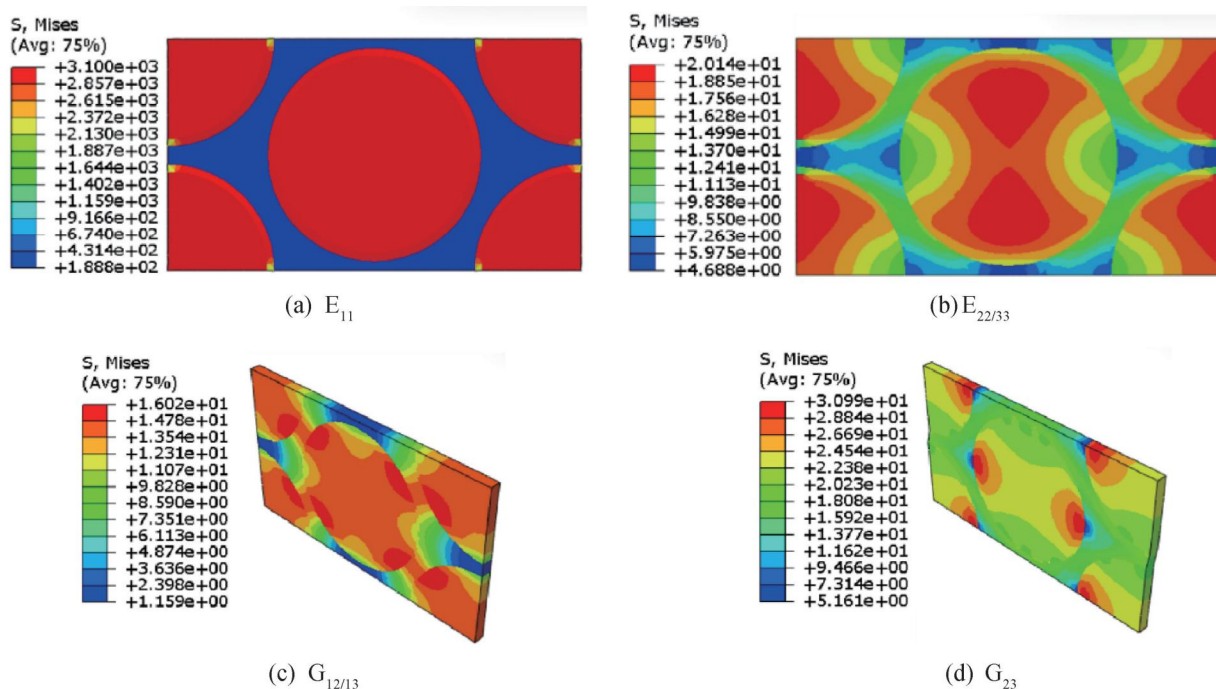


图 13 微观单元各方向应力云图

图 14 为各温度下微观单元的应力-应变曲线。图 14 显示:温度升高后对微观 RVE 中纤维方向的性能影响很小,而对其他方向的性能影响很大,强度和模量明显降低。图 14(a)中纤维方向拉伸的曲线变化很小,因为 E_{11} 方向的拉伸主要是纤维承受载荷,而在试验的温度范围内,碳纤维的力学性能基本没有变化。图 14(b)—(d)可以看出温度升高使微观 RVE 的力学性能显著下降,这是因为 $E_{22/33}$ 和剪切方向 $G_{12/13}$ 和 G_{23} 都是由树脂不同程度地承受载荷,温度升高使树脂力学性能降低,更早达到树脂的破坏极限。

2.4.2 介观尺度仿真结果

图 15 是树脂的介观 RVE 模型在不同方向的拉伸和剪切的等效应力云图。图 15(a)在纱线方向上受拉时,树脂没有明显的变形和破坏;图 15(b)在厚度方向拉伸时,出现树脂模型变形和应力集中,树

2.4 多尺度有限元仿真分析

2.4.1 微观尺度仿真结果

纤维束受不同方向的拉伸载荷时力学响应表现出各向异性,即加载方向不同,应力分布也不同,图 13 是微观 RVE 不同方向上的拉伸和剪切的等效应力云图。如图 13(a)所示,在 E_{11} 方向上拉伸时,由于碳纤维高强高模的特点,纤维应力远高于基体应力,纤维是主要受力组分,纤维承担大部分载荷;在图 13(b)所示的 $E_{22/33}$ 方向和图 13(c)—(d)所示的剪切方向 $G_{12/13}$ 和 G_{23} 的树脂的应力云图明显变化,且局部区域比纤维应力更大,这是因为基体也不同程度地承受着载荷。

脂有明显的应力变化和部分破坏;图 15(c)—(d)剪切方向拉伸与图 15(b)相似,树脂出现部分应力集中,其整个试件破坏主要受基体控制。

图 16 是纱线的介观 RVE 模型在不同方向的拉伸和剪切的等效应力云图。图 16(a)所示纱线方向上的拉伸是沿拉伸方向的纱线主要承受载荷,此时基体应力远低于沿受拉方向排布纱线的应力,整个试件的破坏受纱线控制;图 16(b)中纱线没有明显破坏,这主要是因为基体承受载荷,纱线承受的载荷很小,图 16(c)—(d)所示的剪切方向拉伸与图 16(b)相似,纱线的应力比较分散,其整个试件破坏主要受基体控制。

图 17 为不同温度下介观 RVE 的应力-应变曲线。图 17 表明:随着温度的升高,温度对各方向上的力学性能影响很大,温度升高使介观 RVE 在不同方向的拉伸和剪切强度明显下降;温度升高对于

厚度和剪切方向的拉伸比纱线方向的拉伸影响更明显,而厚度和剪切方向拉伸主要是基体承受载荷,纱线方向主要是纱线承受载荷,所以温度升高使基体

的力学性能降低,从而导致介观 RVE 模型的拉伸强度降低;温度对于厚度和剪切方向的拉伸强度的影响比纱线方向更明显,所以拉伸强度下降更明显。

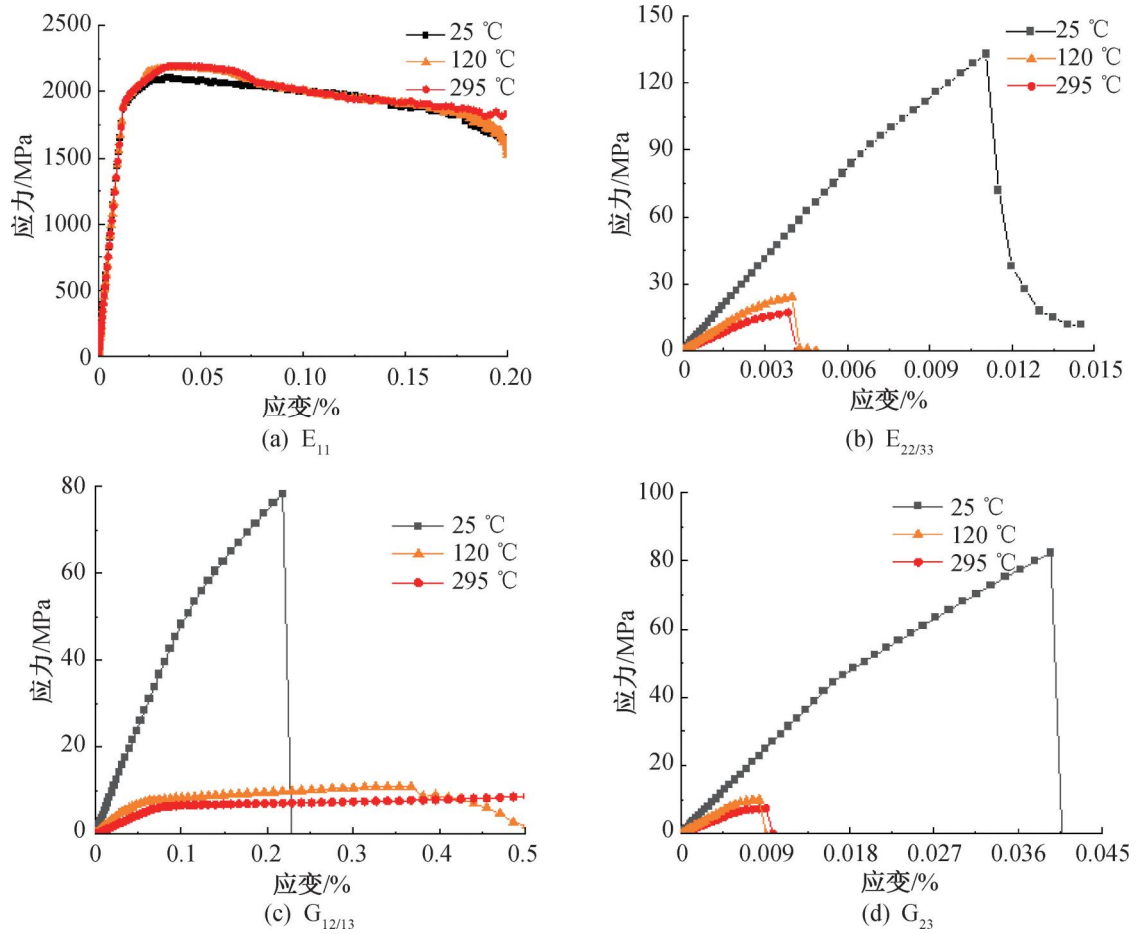


图 14 各温度下微观单胞的应力-应变曲线

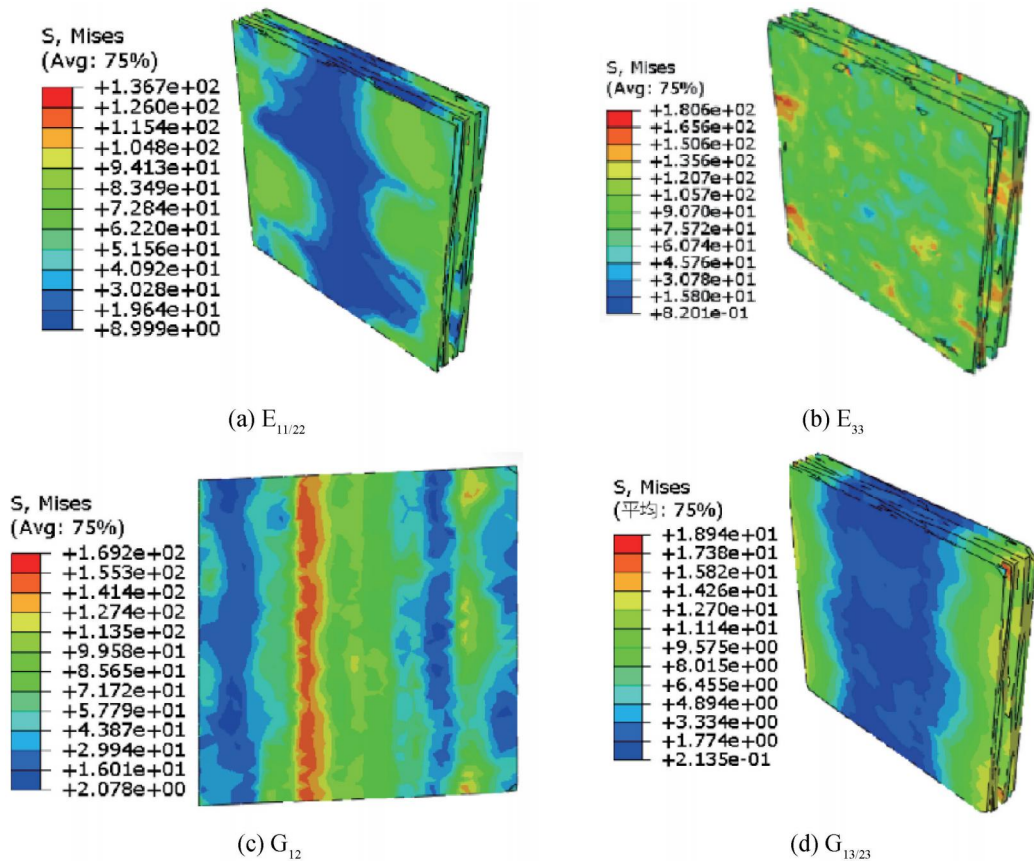


图 15 树脂介观 RVE 模型各方向应力云图

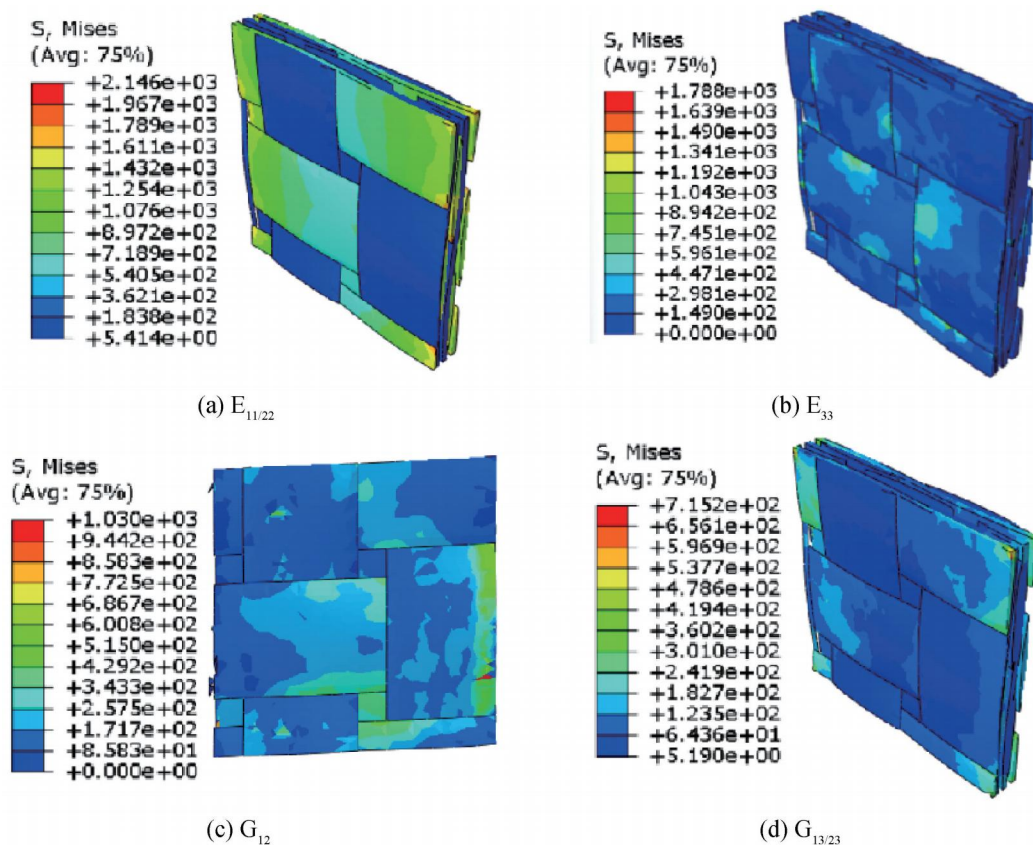


图 16 纱线介观 RVE 模型各方向应力云图

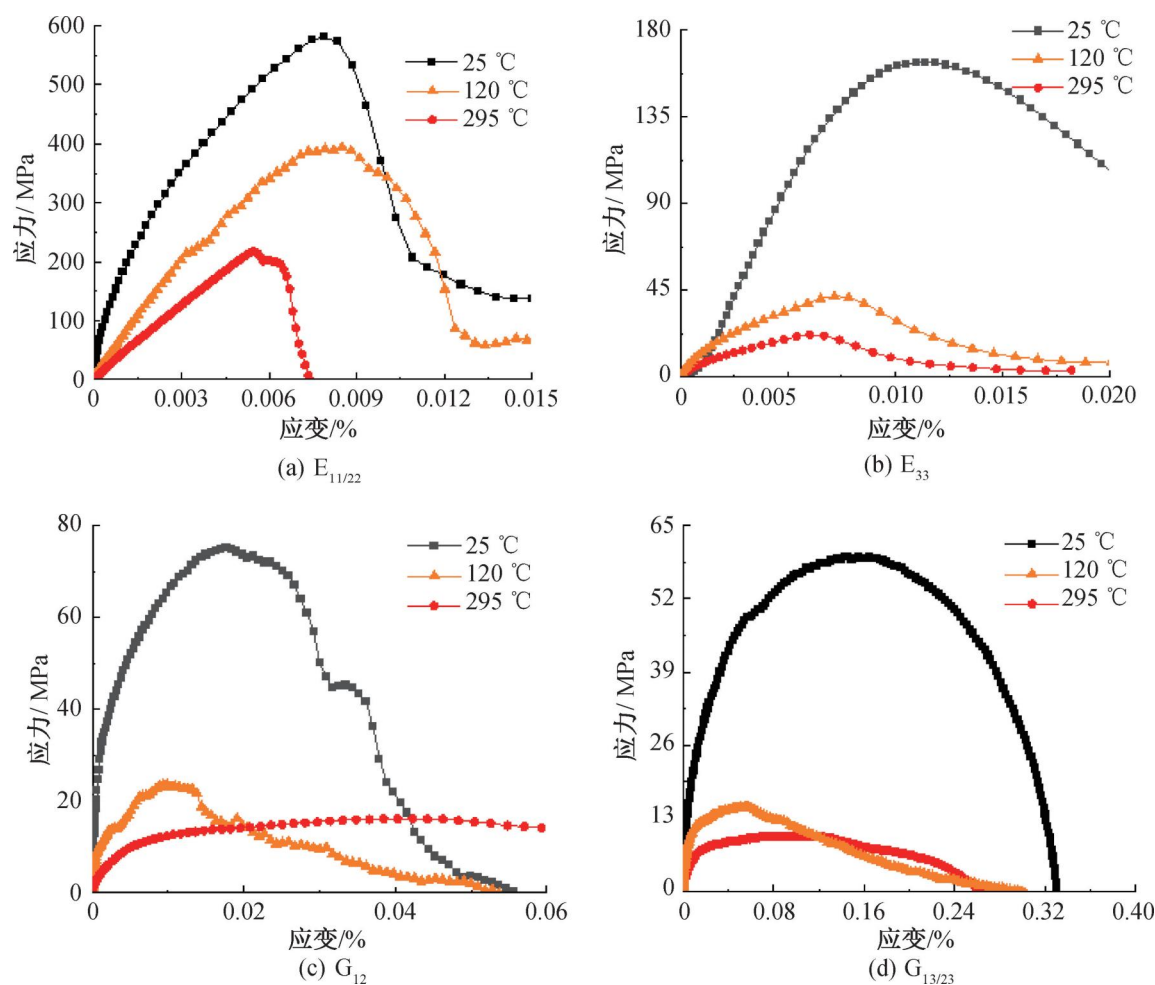


图 17 各温度下介观 RVE 模型的应力-应变曲线

2.4.3 宏观尺度仿真结果

在宏观尺度下,不同温度的短梁剪切仿真试验效果如图 18 所示,通过图 18 所示的剪应力云图可

以发现,出现在中轴两侧的两部分剪应力云图大小相等,方向相反。

图 19 为试验与宏观模型仿真应力-应变对比

曲线,可以看出应力-应变曲线的弹性阶段的剪切模量匹配良好。从图 19(a)可以看出,树脂分布不均匀导致试验曲线塑性阶段有波动,而宏观仿真模型是均匀化的,所以模拟曲线比较平滑^[19];从图 19(b)可以看出,温度升高至 120 °C 后,由于复合材料中树脂出现软化,拟合程度明显比常温好;从图 19(c)可以看出,温度升至 295 °C 后,复合材料的树脂受高温软化力学性能下降严重,树脂分布

不均匀的因素被忽略,实验曲线光滑且与仿真曲线拟合程度最好。实际层间剪切试验和模拟试验得到的强度大致相同,但由于材料结构不均匀,破坏应变有所不同,因此试样的损伤应力会因树脂分布不均而有所偏离。仿真结果与试验结果吻合较好,说明了多尺度仿真方法的可行性。与介观仿真模型模拟相比^[27],本文提出的模拟方法显著降低了计算时间。

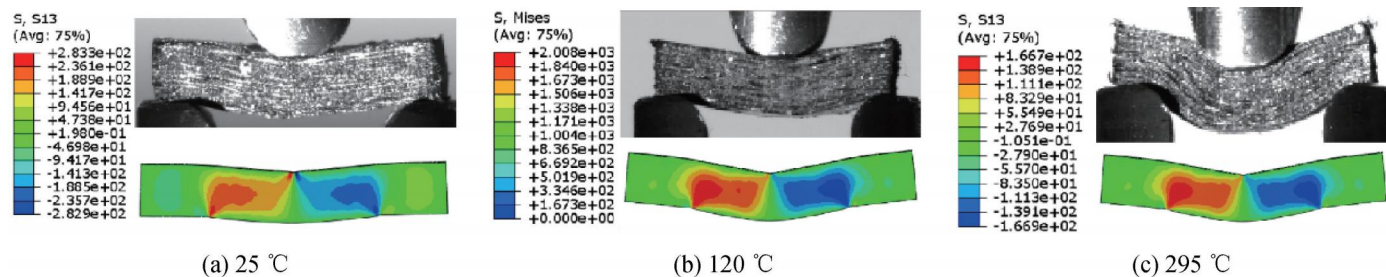


图 18 试验与宏观模型仿真变形对比图像

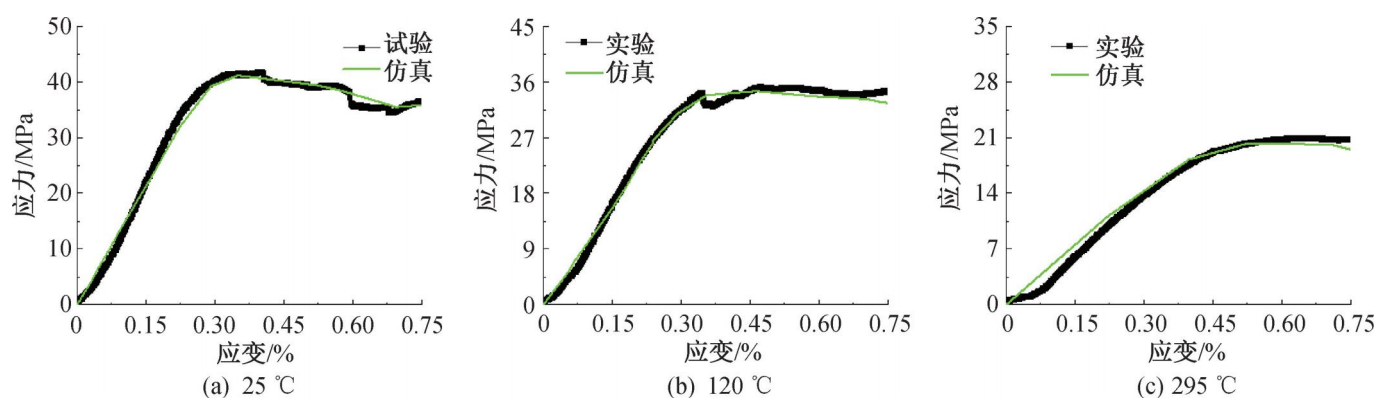


图 19 试验与宏观模型仿真应力-应变对比曲线

3 结论

本文结合短梁剪切试验和多尺度有限元仿真,对机织平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料在高温条件下的层间剪切失效行为进行研究,主要结论如下:

a) 高温导致 PEEK 基体软化,进而影响平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料的剪切力学性能。随着温度的升高,平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料的剪切模量和剪切强度呈现出不同程度的衰减。

b) 温度升高影响了复合材料的损伤模式,在 25 °C 和 120 °C 时,复合材料短梁剪切过程中均发生了断裂,附近还伴随着大量的基体开裂,而在 295 °C 时,为明显的弯曲,基体和界面的裂纹增多。

c) 建立了微观、介观和宏观多尺度有限元模拟,通过参数层级传递方法获得高效仿真计算模型,节约了计算成本,同时仿真得出的变形图像和应力-应变曲线与试验结果相吻合,证明了仿真方法的可靠性。

参考文献:

- [1] 林有希,高诚辉. PEEK 的改性及应用[J]. 工程塑料应用, 2005, 33(9): 64-67.
- [2] Wang P, Zou B, Ding S L, et al. Preparation of short CF/GF reinforced PEEK composite filaments and their comprehensive properties evaluation for FDM-3D printing[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 198: 108175.
- [3] Oladapo B I, Zahedi S A. Improving bioactivity and strength of PEEK composite polymer for bone application [J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 266: 124485.
- [4] 张朋,刘寒松,姚逸伦,等. 聚醚亚胺树脂及其复合材料热氧化稳定性改性进展[J]. 热固性树脂, 2023, 38(2): 55-67.
- [5] Espadas-Escalante J J, Isaksson P. A study of induced delamination and failure in woven composite laminates subject to short-beam shear testing[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 205: 359-369.
- [6] Pan L, Yapici U. A comparative study on mechanical properties of carbon fiber/PEEK composites [J]. Advanced Composite Materials, 2016, 25(4): 359-374.
- [7] Saborowski E, Dittes A, Steinert P, et al. Effect of metal surface topography on the interlaminar shear and tensile strength of aluminum/polyamide 6 polymer-metal-hybrids[J]. Materials (Basel, Switzerland), 2019, 12(18): 2963.

- [8] Kotik H, Perez Ipiña J. Frequency effect in short-beam shear fatigue of a glass fiber reinforced polyester composite [J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 90: 116-124.
- [9] 侯相弛, 周川, 周玉敬, 等. 还原氧化石墨烯改性碳纤维/聚苯硫醚复合材料层间性能及微观形貌[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(5):.
- [10] Yang I Y, Kim Y N, Ra S W. The effects of temperature change on the bending strength of CF/PEEK laminates after impact[J]. *Key Engineering Materials*, 2004, 270/271/272/273: 1917-1922.
- [11] Fracasso R, Rink M, Pavan A, et al. The effects of strain-rate and temperature on the interlaminar fracture toughness of interleaved PEEK/CF composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2001, 61(1): 57-63.
- [12] Gaitanelis D, Worrall C, Kazilas M. Influence of rapid high-temperature processing on the interface of CF/PEEK, a quick and effective method for enhancing the IFSS[J]. *Composites Science and Technology*, 2024, 251: 110564.
- [13] Zhang Y B, Sun L Y, Li L J, et al. Effects of strain rate and high temperature environment on the mechanical performance of carbon fiber reinforced thermoplastic composites fabricated by hot press molding[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2020, 131: 105905.
- [14] Prosofsky de Araujo G, Donadon M V, Salerno G, et al. Temperature effects on the mechanical behaviour of PAEK thermoplastic composites subjected to high strain rates under compression loading[J]. *Composite Structures*, 2021, 261: 113299.
- [15] 陆新征, 林旭川, 叶列平. 多尺度有限元建模方法及其应用[J]. *华中科技大学学报(城市科学版)*, 2008, 25(4): 76-80.
- [16] Shah S Z H, Megat-Yusoff P S M, Karuppanan S, et al. Multiscale damage modelling of 3D woven composites under static and impact loads[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2021, 151: 106659.
- [17] Hou Y L, Meng L, Li G H, et al. A novel multiscale modeling strategy of the low-velocity impact behavior of plain woven composites[J]. *Composite Structures*, 2021, 274: 114363.
- [18] Ivancević D, Smojver I. Explicit multiscale modelling of impact damage on laminated composites-Part II: Multiscale analyses [J]. *Composite Structures*, 2016, 145: 259-268.
- [19] Ji W, Waas A M. Modeling compressive response of 3D woven textile composites accounting for microscale geometric uncertainties[J]. *Advanced Composite Materials*, 2019, 28(2): 203-223.
- [20] Okereke M I, Akpoyomare A I. A virtual framework for prediction of full-field elastic response of unidirectional composites [J]. *Computational Materials Science*, 2013, 70: 82-99.
- [21] Pan Z X, Yang C C, Huang S W, et al. High strain-rate compression behavior of woven CF/PEEK thermoplastic composites at the glassy state and high-elastic state [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2022, 235: 107740.
- [22] 杨成才. 平纹 CF/PEEK 热塑性复合材料高温冲击压缩及剪切机理研究[D]. 杭州: 浙江理工大学, 2023: 53-60.
- [23] Chen C Y, Zhang C, Zhao Z Q, et al. Effect of fiber reinforcement and fabrication process on the dynamic compressive behavior of PEEK composites[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 155: 170-177.
- [24] Hosur M V, Waliul Islam S M, Vaidya U K, et al. Dynamic punch shear characterization of plain weave graphite/epoxy composites at room and elevated temperatures[J]. *Composite Structures*, 2005, 70(3): 295-307.
- [25] Garcia-Gonzalez D, Rusinek A, Jankowiak T, et al. Mechanical impact behavior of polyether-ether-ketone (PEEK) [J]. *Composite Structures*, 2015, 124: 88-99.
- [26] Lei M, Xu B, Pei Y T, et al. Micro-mechanics of nanostructured carbon/shape memory polymer hybrid thin film [J]. *Soft Matter*, 2016, 12(1): 106-114.
- [27] Pan Z X, Ouyang W H, Wang M L, et al. In-plane compression failure mechanism of two-dimensional triaxial braided composite (2DTBC) material subjected to different load directions[J]. *Mechanics of Materials*, 2021, 161: 104001.

(责任编辑:张会巍)