

引用格式: 张鑫媛, 余新宇, 蔡长春, 等. 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料高温拉伸力学行为数值模拟与实验研究[J]. 航空材料学报, 2026, 46(4): 84-98.

ZHANG Xinyuan, YU Xinyu, CAI Changchun, et al. Numerical and experimental study of tensile mechanical behavior of 2.5D woven C_f/Al composites at high temperature[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(4): 84-98.

2.5D 机织 C_f/Al 复合材料高温拉伸力学行为数值模拟与实验研究

张鑫媛¹, 余新宇¹, 蔡长春², 王振军^{3*}, 曾敏¹, 王方¹, 熊博文²

(1. 南昌航空大学 航空制造与机械工程学院, 南昌 330063; 2. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063; 3. 上海电机学院 航空学院, 上海 201306)

摘要: 2.5D 机织复合材料因高比强度、高比模量和良好的抗分层性能而在航空航天领域极具应用前景, 目前尚缺乏其高温力学性能与破坏行为的研究。针对 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料, 开展高温 400 °C 下准静态拉伸力学响应与失效行为的数值模拟与实验研究。基于纱线内部组织和纱线的周期性分布特征, 构建微观和细观尺度的代表性单胞模型, 结合与温度相关的基体和界面性能参数, 建立微观和细观尺度的有限元模型, 分析高温环境下复合材料热应力分布以及拉伸载荷下的宏细观力学行为。高温环境下复合材料内部热应力分布不均, 基体主要承受压应力作用而纱线则处于拉应力状态; 高温拉伸模量、拉伸强度和伸长率的实验值分别为 63.7 GPa、238 MPa 和 0.72%。高温拉伸曲线的数值模拟结果与实验结果基本一致, 二者误差小于 10%; 高温拉伸过程中热应力导致的基体与界面损伤逐渐累积和扩展, 拉伸前期出现明显的界面失效与脱粘现象, 随着拉伸应变增加, 复合材料先后发生纬纱的横向开裂和经纱的局部失效, 拉伸后期严重的经纱轴向断裂导致复合材料失去承载能力而发生破坏。

关键词: 铝基复合材料; 2.5D 织物; 高模量碳纤维; 高温力学性能; 失效机制; 数值模拟

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000193

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2024.000193

中图分类号: V257

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)04-0084-15

Numerical and experimental study of tensile mechanical behavior of 2.5D woven C_f/Al composites at high temperature

ZHANG Xinyuan¹, YU Xinyu¹, CAI Changchun², WANG Zhenjun^{3*}, ZENG Min¹, WANG Fang¹, XIONG Bowen²

(1. School of Aeronautical Manufacturing and Mechanical Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 3. College of Aeronautics, Shanghai Dianji University, Shanghai 201306, China)

Abstract: 2.5D woven composites show great promise for aerospace applications owing to their high specific strength, high specific modulus and good delamination resistance. However, there is a dearth of research on their mechanical properties and failure behaviour at high temperature environment. This paper presents numerical simulation and experimental study on the quasi-static tensile mechanical response and failure behaviour of 2.5D woven C_f/Al composites at high temperature (400 °C). Representative unit-cell models at the micro- and meso-scale are constructed based on the microstructure and periodic arrangement characteristics of the yarn. Based on the temperature-related material parameters of the matrix and interface, a multiscale finite element model is established to numerically analyse the thermal stress distribution as well as macroscopic and mesoscopic mechanical behaviour of the composites at high-temperature environment. The high temperature induces inhomogeneous thermal stress distribution in the

composites, where the matrix and yarns are subjected to compressive and tensile stress, respectively. The experimental results show that the tensile modulus, ultimate strength and elongation of the composites are 63.7 GPa, 238 MPa and 0.72%, respectively. The numerical tensile stress-strain curve is generally consistent with the experimental results. Numerical simulation results show that the matrix and interface damage that induced by the thermal stresses accumulates and expands gradually during the tensile process. This results in the emergence of local interface debonding at the initial tensile stage. As the tensile strain increases, the composites successively experience the local failure of warp yarns and transverse cracking of weft yarns. At the final stage, the severe axial fracture of warp yarns leads to catastrophic fracture of the composite, resulting in a dramatic drop of the tensile stress curve. The fractured warp yarn exhibits a rough fracture surface with the characteristics of fibre pull-out and matrix alloy tearing.

Key words: aluminium matrix composite; 2.5D fabric; high-modulus carbon fiber; high temperature mechanical property; failure mechanism; numerical simulation

连续纤维增强金属基复合材料具有极高的强度和耐高温性能而备受国内外研究者关注^[1-2]。2.5D 机织复合材料是近年来具有结构与性能整体性及可设计性的新型复合材料^[3],其内部层间联锁的结构克服传统复合材料层合板层间性能差的缺点,具有良好的抗冲击性能和较高的损伤容限^[4-5],在飞行器及其动力装置结构中表现出良好的应用潜力^[6-7]。

近年来,研究者对 2.5D 织物增强树脂基等复合材料室温力学性能以及损伤与失效行为进行实验与数值模拟研究。例如, Liu 等^[8]采用改进的 Puck 准则和抛物线屈服准则作为损伤开裂和扩展的准则,建立了三维角联锁(2.5D)机织复合材料单轴拉伸的多尺度渐进失效有限元分析模型,较好地预测纱线纤维断裂、纤维间开裂和基体裂纹扩展行为。Younes 等^[9]基于三维 Tsai-Wu 强度准则,针对 2.5D 机织复合材料代表性体积单元的损伤容限和弹性模量进行优化设计,并根据实验结果进行验证。Zhao 等^[10]采用准静态和动态力学实验与细观尺度有限元模拟结合的方法,深入分析斜纹 2.5D 机织复合材料在不同应变率载荷下的力学响应和渐进损伤行为。Hang 等^[11]提出微观尺度分析框架预测 2.5D 机织复合材料在拉伸载荷下的变形和破坏。结果表明,纬向拉伸应力-应变曲线保持近似线性,而经向拉伸应力-应变曲线则呈现非线性。Song 和 Zhao 等^[12-13]通过实验研究 2.5D 机织复合材料在不同温度下疲劳力学行为,结果表明,当温度低于 180 °C 时,复合材料的疲劳力学性能随温度的升高而下降,但 240 °C 的疲劳强度与 180 °C 的基本一致。

除了 2.5D 织物增强树脂基复合材料,近年来研究者对 2.5D 织物增强金属基复合材料断裂力学行为也开展大量研究,针对真空压力浸渗制备的

2.5D 织物增强铝基复合材料,文献 [14] 研究其经向和纬向拉伸载荷下的力学响应和断裂力学行为。胡银生等^[15]研究 3 种 2.5D 织物结构对铝基复合材料组织与室温拉伸性能的影响,发现浅交直联结构的复合材料表现出最高的经向拉伸强度(414.85 MPa)。在此基础上,冯景鹏等^[16]研究 2.5D 浅交直联结构铝基复合材料的弯曲和剪切性能,结合试样断口形貌分析其破坏行为模式。Wang 等^[17-18]基于渐进损伤和多尺度力学方法建立 2.5D 织物铝基复合材料的数值模型,分析其拉伸宏观力学行为和组元结构损伤演化过程,结合实验结果探讨其拉伸失效机理。他们还采用数值模拟和实验相结合的方法研究 2.5D 机织结构增强铝基复合材料残余应力及其对基体和界面损伤的影响^[19]。在此基础上,Wan 等^[20]利用多尺度有限元模型预测含制备残余应力铝基复合材料的室温拉伸力学行为,结合实验结果分析非均匀分布残余应力影响下复合材料的失效机制。

从上述文献看,研究者对 2.5D 机织树脂基和金属基复合材料力学性能和破坏模式进行大量实验研究并取得了丰富的成果,然而关于该类复合材料高温力学性能的研究十分有限,尤其缺乏其高温断裂力学行为机理的研究。本工作开展高温环境下 2.5D 机织碳纤维增强铝基(C_f/Al)复合材料拉伸断裂力学行为的数值模拟与实验研究,根据复合材料实际组织结构建立微观和细观尺度代表性单胞模型,结合组分材料性能建立考虑温度效应的细观力学有限元模型,在此基础上开展高温环境下复合材料热应力和拉伸力学行为数值模拟研究,分析基体、界面和纱线损伤演化和失效行为,结合拉伸实验结果揭示复合材料及其组元结构的失效模式,为该复合材料高性能设计和制备提供理论指导。

1 实验材料与方法

实验材料为 2.5D 机织 C_f/Al 铝基复合材料, 其基体合金材料和增强纤维材料分别为 ZL301 铸造铝合金和 M40JB 高模量碳纤维。图 1 为 2.5D 机

织物外观及其纱线编织结构示意图, 具体的编织结构参数见表 1。采用真空辅助气压浸渗法^[16] 制备 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料板材, 具体制备工艺参数为: 2.5D 织物预热温度 560 °C, 铝合金熔炼温度 720 °C, 浸渗气压 8 MPa, 保压时间 30 min。

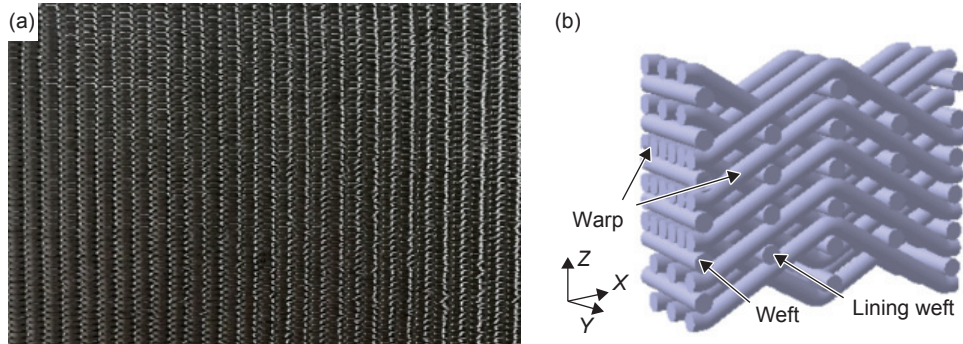


图 1 2.5D 机织物外观(a)及其编织结构示意图(b)

Fig. 1 2.5D woven fabric appearance (a) and schematic diagram of woven structure (b)

表 1 2.5D 织物的编织结构参数

Table 1 Weaving structure parameters of the 2.5D woven fabric

Fabric size/ mm ³	Warp fineness/ Tex	Weft fineness/ Tex	Warp density/ (yarns · cm ⁻¹)	Weft density/ (yarns · cm ⁻¹)	Volume fraction/%
210×125×8	225×3	225×2	12	3.9	50

采用电火花线切割机将制备的复合材料板材加工成 5 mm×25 mm×8 mm 试样, 如图 2 所示。采用 Dino-Lite 光学显微镜观察复合材料内部纱线结构, 采用 Quanta2000 扫描电子显微镜观察纱线内部的纤维分布形态。按照 ASTM D3552—24 的要求, 将制备的复合材料板材沿其经纱方向切割成标准拉伸试样, 对拉伸试样进行退火处理(330 °C, 30 min), 消除铝基复合材料内部的制备残余应力^[21],

高温拉伸试样尺寸如图 3 所示。采用 Instron5569

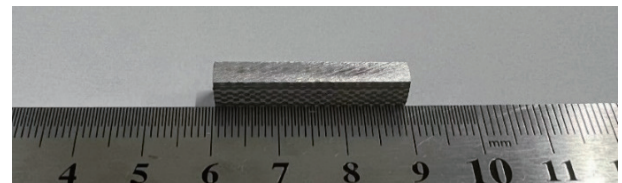


图 2 微观组织分析试样

Fig. 2 Specimen for microstructure analysis

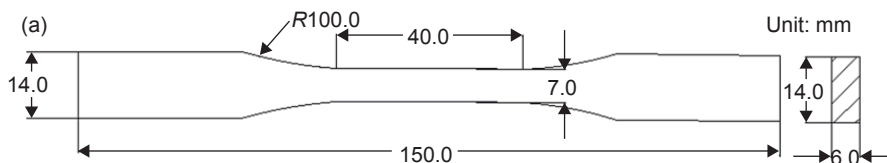


图 3 高温拉伸试样 (a)试样尺寸; (b)试样外观

Fig. 3 Specimen for high temperature tensile tests (a) specimen dimension; (b) specimen appearance

电子万能试验机进行高温 400 °C 下的拉伸实验, 拉伸速率设置为 0.5 mm/min, 温度箱的升温速率设置为 10 °C/min, 升温至设定温度后保温 10 min 以保证试样温度分布均匀。

2 多尺度模型建立

2.1 微观尺度模型

2.5D 机织 C_f/Al 复合材料由基体材料和纱线组成, 其中纱线本质上是浸入铝合金的纤维束, 因此可将纱线视为单向连续纤维增强铝基复合材料。通过 SEM 观察纱线的截面微观结构可以看出纱线中纤维分布较为均匀, 如图 4(a) 所示。图 4(b) 为采用 Image Pro Plus 软件对 SEM 图像中纤维进行识别的结果, 通过对纤维面积与 SEM 图像的总面积进行测量, 计算得出纱线中纤维的体积分数

V_f 约为 68%。

考虑到纱线中纤维体积分数较高且分布较为均匀, 为了节省细观力学建模和计算成本, 根据金相图测得的纤维体积分数, 建立等同纤维体积分数的纤维理想化排布的 RVE 模型, 并通过施加周期性边界条件, 计算获得轴向和横向拉伸、压缩和剪切载荷下纱线的宏观力学响应。文献 [22-23] 研究表明, 在纤维随机分布且分布较均匀的情况下, RVE 建模可认为纤维具有周期性的密排六方或密排四方的理想化排布特征。文献 [24] 进一步研究表明, 对于纤维体积分数较高的单向复合材料, 采用周期性密排六方分布的 RVE 模型能够更好地反映复合材料宏观力学性能各向同性特点。因此, 本工作采用纤维周期性密排六方的排列方式(图 5(a)) 建立纱线的微观尺度 RVE 模型(图 5(b)), 该 RVE 模型的几何尺寸满足式(1)所示关系:

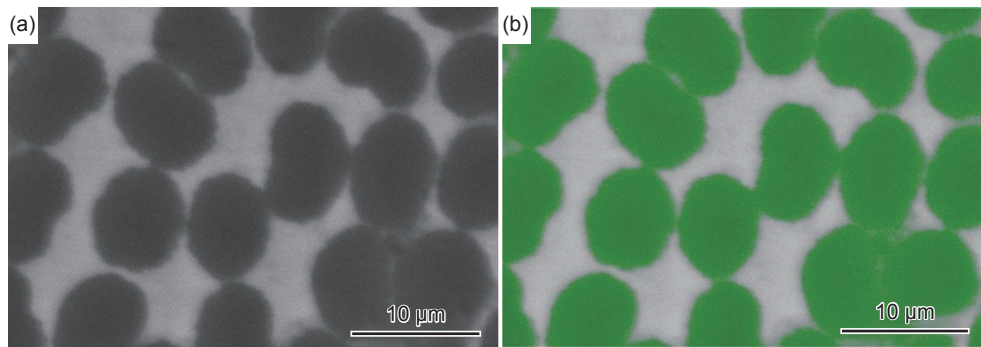


图 4 纱线微观组织 (a)纤维分布;(b)纤维元素识别

Fig. 4 Microstructures of the yarn (a) fiber distribution; (b) fiber element identification

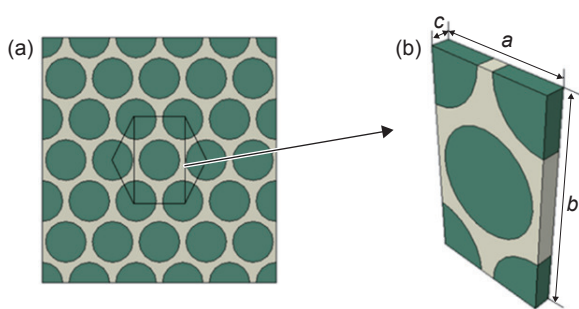


图 5 纤维密排六方分布(a)和微观尺度 RVE 模型(b)

Fig. 5 Close packed hexagonal fiber distribution (a) and microscopic RVE model (b)

$$V_f = \frac{2\pi^2 r}{ab} \quad (1)$$

式中: a 为 RVE 模型的长度; b 为 RVE 模型的宽度; r 是纤维半径; V_f 为纤维体积分数。在密排六方结构中, $b = \sqrt{3}a$, 根据 $V_f = 68\%$, $r = 3 \mu\text{m}$, 通过式(1)计算得到: $a = 6.9 \mu\text{m}$, $b = 12 \mu\text{m}$ 。周期性边界条

件下轴向长度对计算结果不产生影响, 为减少计算量取轴向长度 $c = 1 \mu\text{m}$ 。

2.2 细观尺度模型

采用光学显微镜对 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料纬向和经向横截面进行观察, 如图 6 所示。从图 6(a) 中可以看出经纱的空间分布呈现周期性波浪形, 纬纱和衬纬纱的截面分别呈现椭圆状和棱形状。值得注意的是表面层的纬纱受经纱挤压呈钝角三角形, 而此部位的经纱则呈局部水平走向。从图 6(b) 中可以看出, 大部分经纱的横截面呈带圆角的矩形, 而纬纱的空间分布基本呈现相互平行的直线走向。

采用定量金相法测量图 6 中经纱、纬纱和衬纬纱的横截面尺寸并将其进行平均化处理, 建立 3 类纱线的横截面几何模型, 如图 7(a) 所示。根据表 1 中 2.5D 织物的编织结构参数和图 6 中 3 类纱线的空间排列形态, 构建纱线的空间阵列结构如图 7(b)

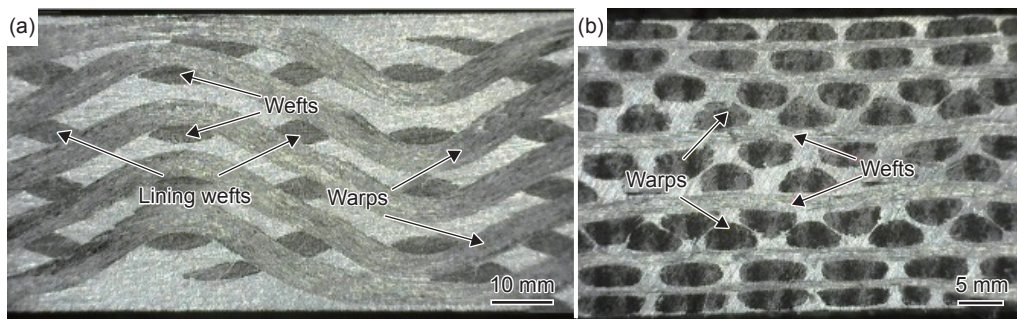


图6 2.5D机织C_f/Al复合材料的显微结构 (a)纬向截面;(b)经向截面

Fig. 6 Microstructures of 2.5D woven C_f/Al composites (a) weft directional cross-section; (b) warp directional cross-section

所示。将3类纱线的阵列结构装配后获得纱线的整体结构模型,将其与基体结构模型进行组装,最终获得复合材料的细观尺度单胞结构模型,如图7(c)所示。值得注意的是,为了考虑高温拉伸载荷下复合材料内部界面的损伤和脱粘失效行为,在纱线结构与基体结构之间设置零厚度的内聚力界面。此外,根据复合材料的金相观察测量结果,对复合材料上下表层局部纱线结构的畸变进行处理,最终建立的接近真实纱线结构的细观尺度RVE模型如图7(d)所示。为了分析制备前后纱线细观结构变化对复合材料宏观力学性能的影响,根据2.5D织物编织参数建立理想的纱线空间阵列结构如图7(e)所示,将其与基体结构模型进行组装后得到理想化的细观尺度RVE模型,如图7(f)所示。

2.3 网格划分与边界条件

在细观力学有限元模拟分析前,需对微观和细观尺度RVE模型进行前处理。利用商用有限元软件Abaqus进行有限元网格划分。对于微观尺度RVE模型,采用C3D8R六面体减缩积分单元进行基体和纤维的网格离散,二者之间的界面采用零厚度COH3D8内聚力单元,有限元网格剖分结果如图8(a-1)所示。对于细观尺度RVE模型,考虑到经纬纱交织间隙内基体具有复杂的结构形状,采用四面体C3D4单元进行基体和纱线的网格划分,二者之间界面用零厚度COH3D4内聚力单元表征。有限元数值分析前评估单元尺寸对单元质量和计算收敛性的影响,当单元尺寸大于0.16 mm时,纱线间隙内基体的单元质量较差且无法满足计算收敛性。单元尺寸在0.10~0.15 mm范围内均能够获得良好的网格质量和计算收敛性。考虑计算工作量和时间成本,对细观尺度RVE模型采用单元尺寸0.15 mm进行有限元网格划分,结果如图8(a-2)所示。

细观力学有限元数值分析时,在微观和细观尺度

RVE模型上施加周期性边界条件(periodic boundary conditions, PBCs),满足相邻RVE单胞边界上的应力连续和位移协调^[22]。对于微观尺度RVE模型,其相互平行边界面上具有相同面内坐标的一对节点,需满足式(2)所示的位移关系^[25]:

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix}_{(s^+)} - \begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix}_{(s^-)} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 & 0 & 0 \\ \gamma_{xy}^0 & \varepsilon_y^0 & 0 \\ \gamma_{xz}^0 & \gamma_{yz}^0 & \varepsilon_z^0 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \Delta x \\ \Delta y \\ \Delta z \end{Bmatrix} \quad (2)$$

式中: $\begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix}_{(s^+)}$ 和 $\begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix}_{(s^-)}$ 分别为单胞中相对边界上节点的位移分量; $\begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 & 0 & 0 \\ \gamma_{xy}^0 & \varepsilon_y^0 & 0 \\ \gamma_{xz}^0 & \gamma_{yz}^0 & \varepsilon_z^0 \end{bmatrix}$ 为单胞内的平均应变; $\begin{Bmatrix} \Delta x \\ \Delta y \\ \Delta z \end{Bmatrix}$ 为单胞内相应节点的位移差。

对于细观尺度RVE模型,相互平行边界面上网格节点的面内坐标不满足对等关系,难以施加式(2)所示的周期性边界条件。本工作采用基于Python开发的一种改进的周期性边界条件^[17],实现细观尺度RVE模型上周期性边界条件的施加,含周期性边界条件的微观和细观尺度RVE模型如图8(b-1)、(b-2)所示。

2.4 组分材料模型

在细观力学有限模型中,将复合材料中的基体视为与温度相关的弹塑性材料,假设其具有各向同性力学特性。基体不同温度的弹性模量、塑性力学参数和热膨胀系数见表2^[19-20]。用Von-Mises准则判断基体的各向同性屈服行为。采用J-C模型来描述基体合金的温度相关的塑性流动应力行为:

$$\sigma_{pl} = (A + B\bar{\varepsilon}^n) \left(1 - \left[\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right]^m \right) \quad (3)$$

式中: σ_{pl} 为塑性流动应力; $\bar{\varepsilon}$ 为等效塑性应变; A 、 B 和 n 分别为室温屈服强度、应变硬化模量和硬化

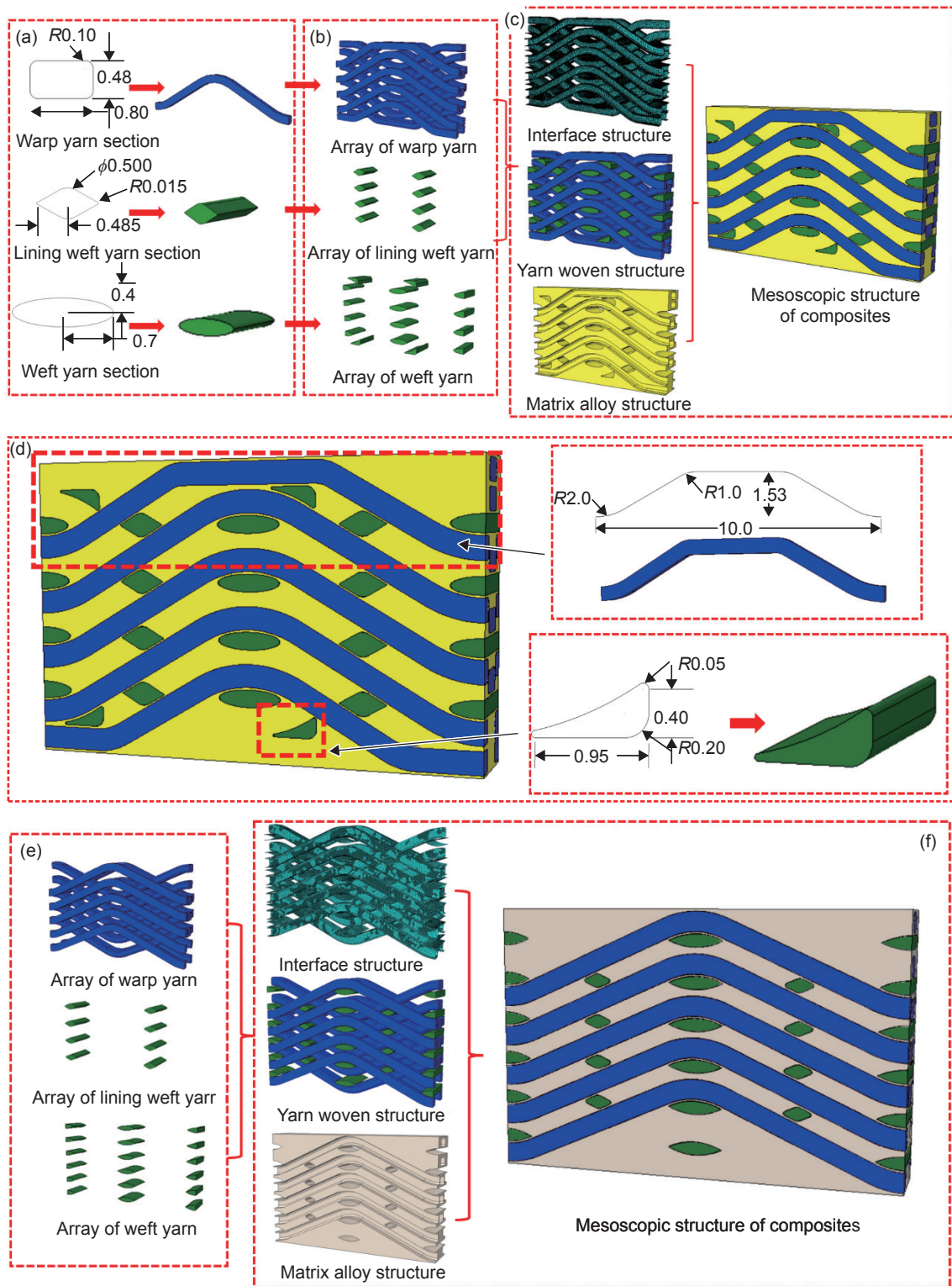


图 7 2.5D 机织铝基复合材料细观尺度 RVE 建模 (a) 纱线截面模型; (b) 纱线阵列模型; (c) 真实 RVE 模型; (d) 真实 RVE 模型中纱线畸变; (e) 理想化纱线阵列模型; (f) 理想化 RVE 模型

Fig. 7 Mesoscale RVE model of 2.5D woven aluminum matrix composites (a) yarns cross-section model; (b) yarns arrangement model; (c) realistic RVE model; (d) local yarn distortion in realistic RVE model; (e) ideal yarn arrangement model; (f) ideal mesoscale RVE model

指数; m 为温度软化指数。J-C 本构模型的材料常数为: $A=135.02$; $B=788.9$; $n=0.58$; $m=0.68$ 。

采用基于等效塑性应变的延性损伤模型表征

基体材料的损伤与失效行为, 在细观力学有限元模型中将表示基体损伤程度的系数 mat 定义为等效塑性应变的函数:

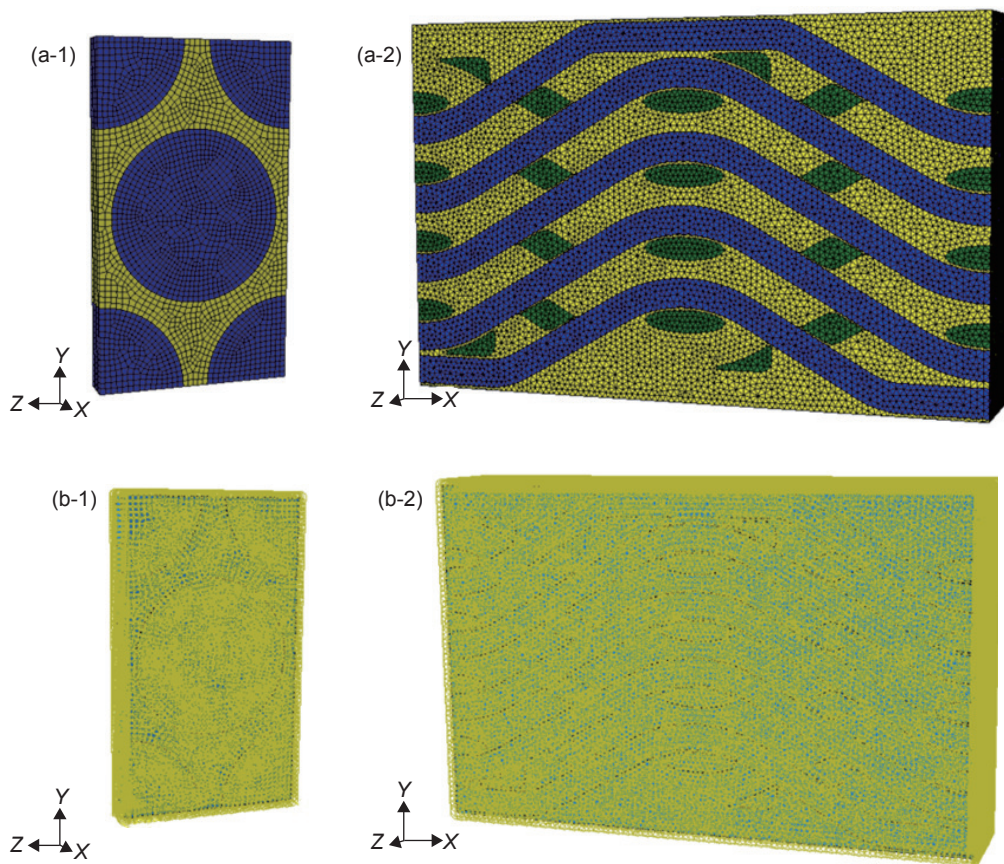


图8 有限元模型 (a)微观尺度 RVE 模型; (b)细观尺度 RVE 模型; (1)有限元网格划分; (2)边界条件
Fig. 8 Finite element model (a) microscale RVE model; (b) mesoscale RVE model;
(1) finite element meshing; (2) PBCs

$$D^{\text{mat}} = \frac{\bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}} - \bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}}}{\bar{\varepsilon}_f^{\text{pl}} - \bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}}}, D^{\text{mat}} \in [0, 1] \quad (4)$$

式中: $\bar{\varepsilon}^{\text{pl}}$ 为等效塑性应变; $\bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}}$ 为损伤开始时 ($D^{\text{mat}}=0$) 的临界塑性应变; $\bar{\varepsilon}_f^{\text{pl}}$ 为损伤结束时 ($D^{\text{mat}}=1$) 的临界塑性应变。不同温度下 $\bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}}$ 和 $\bar{\varepsilon}_f^{\text{pl}}$ 值见表 2^[19-20]。基体损伤后其材料刚度矩阵中的弹性常数随损伤程度增加而线性衰减。

在室温至 400 °C 范围内, M40JB 碳纤维具有良好的力学性能稳定性, 微观尺度的细观力学有限元建模时将纤维视为与温度无关的线弹性体, 其轴向、横向弹性常数和强度性能参数如表 3^[26-28] 所

示, 纤维的轴向和横向热膨胀系数分别为 $-0.83 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 和 $8.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [26]。

纤维失效前采用表 2 中的弹性常数定义其横观各向同性的线弹性力学本构关系, 采用最大主应力准则作为纤维的失效判据, 即当纤维单元积分点的轴向或横向应力分量大于其相应方向的强度极限(表 2)时, 则判定纤维单元发生失效。假设纤维单元失效后仍满足横观各向同性力学本构关系, 采用刚度折减法处理其断裂失效后的力学本构行为, 即对纤维单元刚度矩阵中的轴向和横向弹性常数进行折减处理。

表 2 基体弹-塑性力学性能及其本构模型参数^[19-20]
Table 2 Elastoplastic properties and constitutive model parameters of the matrix^[19-20]

Temperature/°C	E_m/GPa	$\bar{\varepsilon}_0^{\text{pl}}/\%$	$\bar{\varepsilon}_f^{\text{pl}}/\%$	ν^m	$\alpha/(10^{-6} \text{ K}^{-1})$
25	64.6	0.27	1.2	0.33	22.7
100	60.7	0.43	1.5		25.4
200	40.3	0.74	2.0		26.5
300	20.2	2.2	3.2		27.8
400	10.7	3.2	4.5		29.9

表3 纤维材料弹性与强度性能参数^[26-28]
Table 3 Elastic and strength properties of the carbon fiber^[26-28]

$E_{11}/$ GPa	$E_{22} = E_{33}/$ GPa	$\nu_{12} = \nu_{13}$	ν_{23}	$G_{12} = G_{13}/$ GPa	$G_{23}/$ GPa	$X_T/$ MPa	$X_C/$ MPa	$Y_T = Z_T/$ MPa	$Y_C = Z_C/$ MPa	$S_{12} = S_{13}/$ MPa	$S_{23}/$ MPa
377	19	0.26	0.3	8.9	7.3	4400	2250	175	590	340	240

细观力学有限元模型中采用零厚度的内聚力单元进行界面网格划分,假设界面承载力学行为包括线弹性变形和损伤演化两个阶段^[29],采用双线性牵引力-分离位移模型表征界面单元的弹性行为与损伤演化规律。基于文献[30]的纤维顶出实验结果计算得到的界面力学性能参数如表4所示。采用最大名义应力准则的界面单元损伤起始判据如

式(5)所示:

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (5)$$

式中: t_n 、 t_s 和 t_t 分别为界面单元的法向应力和两个切向应力; t_n^0 为界面法向强度; t_s^0 和 t_t^0 分别为界面第一和第二切向强度, $\langle \rangle$ 为 Macaulay 括号,表示法向压应力不会造成界面损伤。

表4 铝基复合材料不同温度下的界面力学性能参数
Table 4 Interface mechanical properties parameters of aluminum matrix composites at different temperatures

Temperature/°C	t_n^0/MPa	$t_s^0 = t_t^0/\text{MPa}$	$G_I^c/(\text{J} \cdot \text{m}^{-2})$	$G_{II}^c = G_{III}^c/(\text{J} \cdot \text{m}^{-2})$
25	14.1	30.28	1.8	4.04
100	9.7	25.27	1.2	2.87
200	7.5	18.32	0.8	1.49
300	6.9	14.17	0.55	0.91
400	5.5	11.71	0.37	0.62

界面发生损伤后,利用基于等效分离位移的损伤因子 D^{Int} 表征界面的损伤演化行为如式(6)所示:

$$\begin{cases} D^{\text{Int}} = \frac{\delta_{\text{eq}}^f (\delta_{\text{eq}} - \delta_{\text{eq}}^0)}{\delta_{\text{eq}} (\delta_{\text{eq}}^f - \delta_{\text{eq}}^0)} \\ \delta_{\text{eq}} = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \end{cases} \quad (6)$$

式中: δ_{eq} 为界面等效分离位移值; δ_n 、 δ_s 和 δ_t 为界面法向和两个切向位移分量的值; δ_{eq}^f 为界面发生完全失效时的等效分离位移值, $\delta_{\text{eq}}^f = 2G^c/t_{\text{eq}}^0$, 其中 $t_{\text{eq}}^0 = \sqrt{(t_n^0)^2 + (t_s^0)^2 + (t_t^0)^2}$; G^c 为界面完全失效的能量耗散,可采用 Benzeggagh-Kenane 断裂准则^[31],并根据表4中的界面法向断裂能 G_I^c 和切向断裂能 G_{II}^c 、 G_{III}^c 计算确定。

在基体、纤维和界面力学建模基础上,利用基于微观尺度单胞有限元模型进行纱线轴向及横向力学行为的数值模拟,在不同温度条件下,体积平均法均匀化计算得到的宏观力学响应曲线如图9所示,图中左侧坐标轴用于标定轴向拉伸和压缩力学曲线,右侧坐标轴则标定轴向/横向剪切曲线和横向拉伸、压缩曲线。在相同温度条件下,纱线的轴向拉伸和压缩的强度和模量远高于横向,纱线表现出明显的横观各向同性力学特性。这是由于轴

向载荷下纱线中的纤维能够充分发挥其承载能力,而纱线的横向和剪切力学性能则主要受其基体和界面性能支配^[32-33]。

根据图9中不同温度和载荷条件下的力学响应曲线,计算得到纱线在室温和高温下的力学性能参数,结果见表5和表6。可以看出,纱线的轴向拉伸和压缩弹性模量与强度均随温度变化不明显,原因是作为主要承载相的纤维具有良好的高温性能稳定性。与之不同的是,横向拉伸和剪切载荷下基体和界面性能是主要承载相,因此纱线的横向和剪切力学性能指标随温度升高而显著降低。

利用细观尺度单胞进行铝基复合材料高温力学行为数值模拟时,将单胞中的纱线定义为各向异性材料,根据表5中的弹性常数定义其各向异性弹性力学行为。根据表6中纱线的轴向和横向强度性能数据,采用 Tsai-Wu 强度准则^[34]判断纱线单元的失效状态:

$$\begin{aligned} \text{F.I.} = & F_1 \sigma_{11} + F_2 \sigma_{22} + F_3 \sigma_{33} + F_{11} \sigma_{11}^2 + F_{22} \sigma_{22}^2 \\ & + F_{33} \sigma_{33}^2 + 2F_{12} \sigma_{11} \sigma_{22} + 2F_{23} \sigma_{22} \sigma_{33} \\ & + 2F_{31} \sigma_{33} \sigma_{11} + F_{44} \sigma_{23}^2 + F_{55} \sigma_{13}^2 + F_{66} \sigma_{12}^2 \end{aligned} \quad (7)$$

式中: $F_1 = 1/X_{11}^t - 1/X_{11}^c$; $F_2 = F_3 = 1/X_{22}^t - 1/X_{22}^c$;

(X 方向), 垂直于纱线轴向的两个方向设为横向方向, 即 Y 方向和 Z 方向, 并采用纱线单元离散法设

置其与单胞模型总体坐标无关的材料主轴方向, 如图 10 所示。

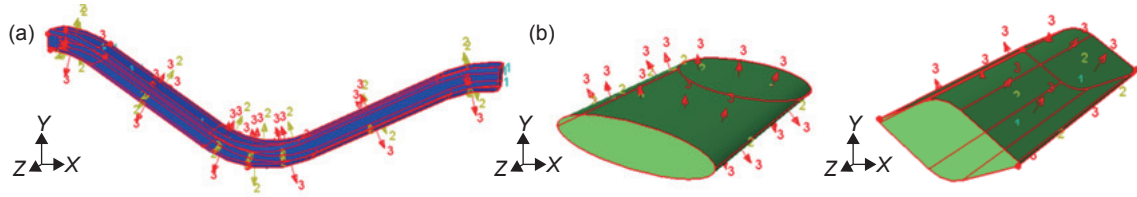


图 10 纱线的局部坐标系 (a)经纱; (b)纬纱

Fig. 10 Local coordinate system of yarns (a) warp yarn; (b) weft yarn

3 结果与分析

3.1 高温环境热应力分析

2.5D 机织 C_f/Al 复合材料由室温升到 400 °C 过程中, 纤维束和纱线之间热失配造成内部热应

力。采用上面建立的细观尺度单胞有限元模型, 对复合材料在 400 °C 下热应力分布进行数值模拟, 结果如图 11 所示。可以看出复合材料基体上热应力分布较为均匀, 而具有复杂编织结构的纱线上存在热应力分布不均匀的现象。

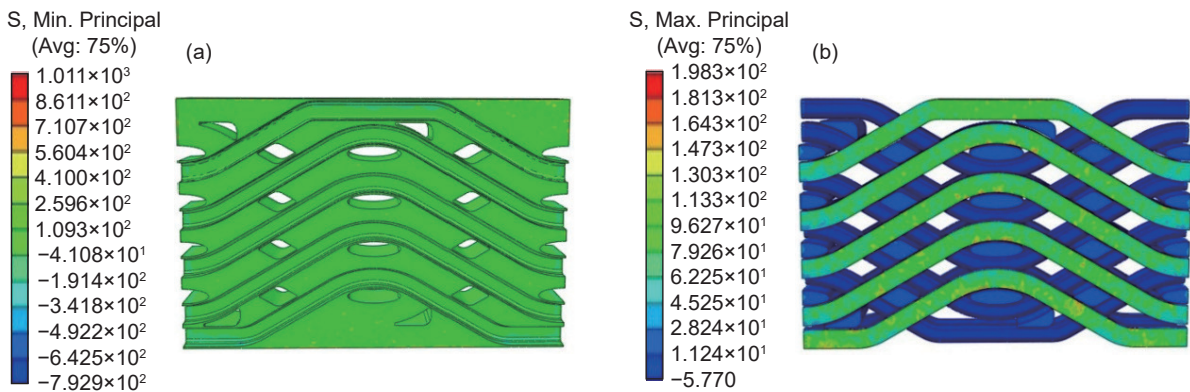


图 11 高温 400 °C 下复合材料内部热应力分布 (a)基体; (b)纱线

Fig. 11 Thermal stress distribution in composites at 400 °C (a) matrix; (b) yarns

从图 11(a)可见, 高温环境下复合材料中的基体结构主要处于压应力状态, 这是由于铝基复合材料纱线的轴向热膨胀系数为 $2.28 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[35], 远低于基体材料的热膨胀系数 $22.7 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (表 2), 升温过程中基体和纱线的膨胀变形不一致, 最终导致基体处于压应力状态, 而纱线则受到拉应力作用, 如图 11(b)所示。在图 11(a)中, 基体的最大压应力主要出现在靠近纱线区域, 这些部位的基体形状

复杂且厚度薄, 容易产生较大的应力集中现象。此外, 复杂的 2.5D 编织结构和纱线轴向和横向热膨胀系数不一致, 导致纱线结构上的热应力分布非常不均匀, 经纱的热应力水平明显高于纬纱, 其中经纱与纬纱交织部位的热应力水平较高, 经纱上最大应力约为 198.3 MPa, 如图 11(b)所示。

图 12 为高温环境下铝基复合材料内部基体、界面和纱线损伤状态的数值模拟结果, 其中场变量

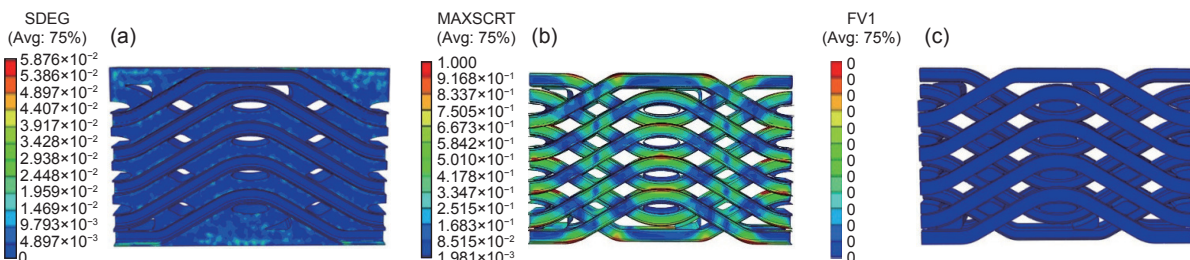


图 12 高温环境下铝基复合材料组元结构的损伤状态 (a)基体; (b)界面; (c)纱线

Fig. 12 Damage status of component structure in aluminum composites at high temperature (a) matrix; (b) interface; (c) yarns

SDEG 和 MAXSCRT 分别表示基体和界面损伤指标, FV1 为纱线的失效指标(FV1=1 时表示纱线失效)。从图 12(a)可以看出, 基体材料出现不同程度的局部损伤, 由于纱线交织间隙内的基体材料较为薄弱, 其损伤程度较明显。图 12(b)为基体与纱线之间界面的损伤情况, 高温条件下基体和纱线分别处于压应力和拉应力状态, 造成二者之间界面受剪应力作用而产生局部损伤, 经纱与纬纱交接部位附近的界面损伤程度尤为显著。从图 12(c)可以看出, 经纱和纬纱均没有出现失效现象, 这表明纱线上所形成的热应力不会引起纱线的破坏, 这有利于铝基复合材料在高温环境下发挥承载能力。

3.2 高温拉伸力学性能分析

基于以上热应力分布的数值模拟结果, 对细观尺度单胞有限元模型施加沿经向的拉伸载荷, 进行高温拉伸力学行为的数值模拟研究。根据每个载荷步计算得到的细观尺度单胞单元积分点的应力和应变分量, 采用体积均匀化方法计算获得宏观应力-应变关系^[32]。

图 13 为铝基复合材料高温拉伸测试和细观力学有限元数值模拟得到的拉伸应力-应变曲线。可以看出, 复合材料高温拉伸变形过程中表现出明显的非线性力学行为, 数值模拟曲线总体上与高温拉伸实验曲线的变化趋势一致。表 7 为复合材料高温拉伸力学性能实验与数值模拟结果的对比, 可以看出, 采用真实 RVE 模型计算得到的弹性模量、拉伸强度和断裂应变与实验值的相对误差均在 10% 以内, 这表明基于建立的细观力学有限元模型可以较好地预测复合材料的高温拉伸力学行为。对于理想化 RVE 模型, 由于未考虑实际复合材料表层中纱线局部结构的畸变, 计算得到的拉伸强度和断裂应变分别为 260.8 MPa 和 0.78%, 二者均高

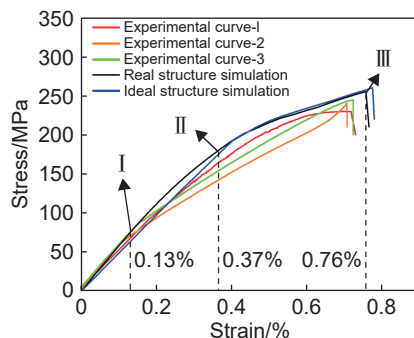


图 13 铝基复合材料高温拉伸力学行为的实验与数值模拟曲线

Fig. 13 Experimental and numerical simulated tensile stress-strain curves of composites

表 7 铝基复合材料高温拉伸力学性能的实验值与计算值
Table 7 Experimental and calculated mechanical properties of composites at high temperature

Mechanical properties	Experimental value	Calculated value	Error
Modulus/GPa	63.7	61.5	3.4%
Tensile strength/MPa	238	255	7.1%
Rapture strain/%	0.72	0.76	5.5%

于真实 RVE 模型的计算结果, 同时也说明减轻制备导致的纱线局部结构畸变可能有助于提升复合材料的宏观性能。

从图 13 可以看出, 当拉伸应变小于 0.13% 时, 拉伸应力随着应变的增加呈线性增长, 这表明拉伸变形早期复合材料处于线弹性变形阶段, 复合材料高温拉伸弹性模量的实验值为 63.7 GPa, 相比该复合材料的室温拉伸模量 (70.29 GPa)^[18] 下降约 9.4%, 原因可能是高温环境下复杂的热应力分布导致基体和界面出现不同程度损伤, 造成复合材料抗变形能力的下降。此后, 随着拉伸应变不断增大, 拉伸应力的增长速率逐渐降低, 拉伸变形中期和后期出现明显的非线性力学响应。主要原因可能是基体合金和界面损伤的扩展和累积导致微观裂纹和孔洞萌生, 并引起纱线的应力集中和局部破坏, 从而使得复合材料承载能力明显下降。

3.3 损伤和失效行为分析

选取具有代表性的应变点 (拉伸应变为 0.05%、0.13%、0.37% 和 0.76%) 进行损伤模拟分析, 主要考虑基体、界面和纱线的变形和破坏状态。

图 14 为拉伸变形初期 (拉伸应变 0.05% 时) 复合材料组元结构损伤状态的数值模拟结果, 从图 14 (a-1) 可以看出, 相比于热应力造成的基体的初始损伤状态 (图 12(a)), 拉伸初期阶段基体的损伤程度进一步加重, 但并未出现基体失效现象。与此同时, 在拉伸载荷作用下基体和纱线之间的界面局部失效现象有所扩展, 但失效区域仍集中在经纬纱交织的间隙内, 如图 14(a-2) 所示。从图 14(a-3) 可见, 经纱和纬纱在拉伸初期阶段并没有出现局部破坏现象, 纱线能够较好地发挥主要的承载能力, 因此图 13 中拉伸应力随拉伸应变增加而线性增加, 复合材料表现出近似线性的拉伸力学响应。

当拉伸应变达到 0.13% 时, 复合材料内部组元结构的损伤与失效状态如图 14(b-1)~(b-3) 所示。可以看出基体的损伤程度略有加重, 但损伤部位仍集中在纱线间隙的基体中 (图 14(b-1))。基体与纱线之间的界面失效区域继续增加, 特别是经

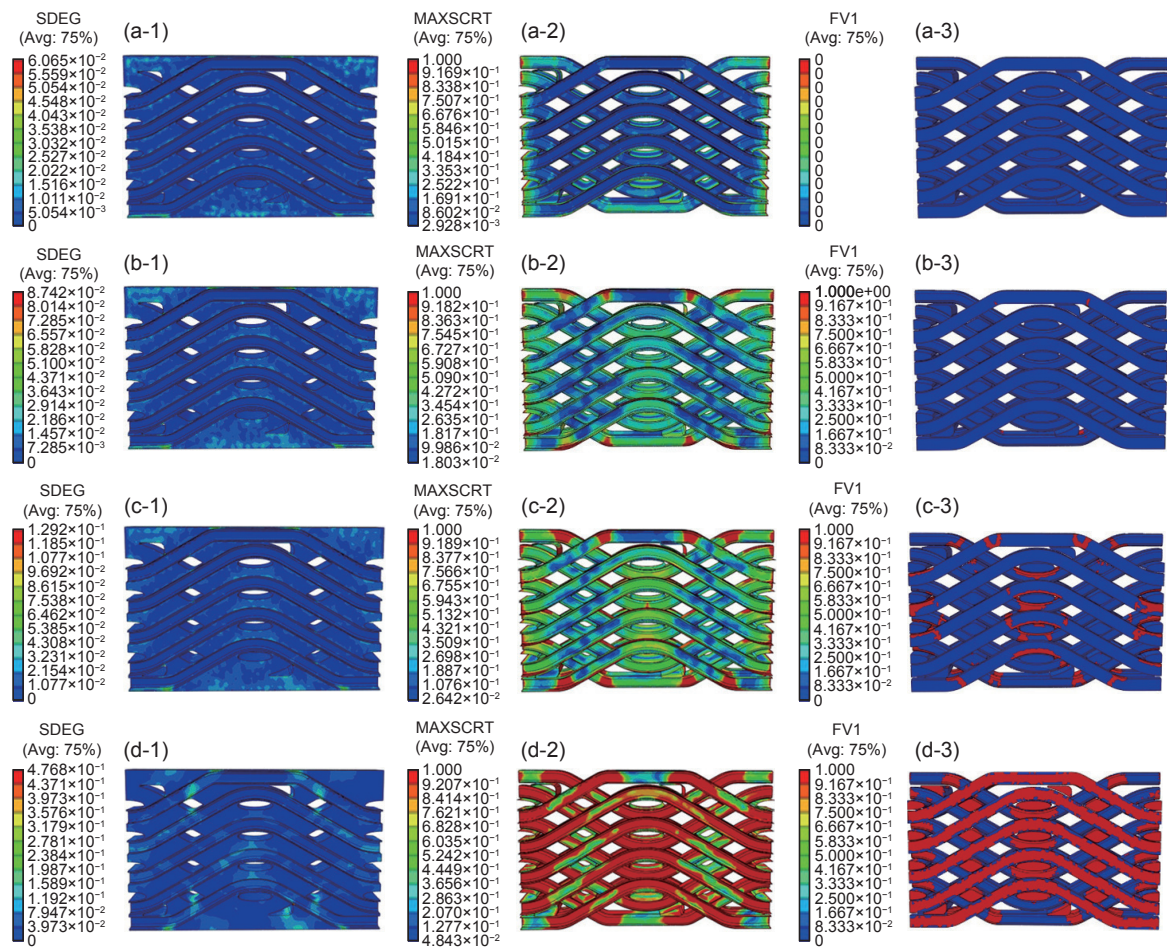


图 14 不同拉伸应变组元结构损伤状态 (a)0.05%; (b)0.13%; (c)0.37%; (d)0.76%; (1)基体; (2)界面; (3)纱线

Fig. 14 Damage state of different tensile strain component structures (a) 0.05%; (b) 0.13%; (c) 0.37%; (d) 0.76%; (1) matrix; (2) interface; (3) yarns

纱弯曲部分与基体之间界面发生明显失效,如图 14(b-2)所示。值得注意的是,复合材料中上下表层的经纱弯曲部位开始发生局部失效(图 14(b-3)),这是因为纱线的剪切力学性能较差,经纱弯曲部位在剪应力作用下易发生破坏。这种局部失效导致沿拉伸载荷方向的经纱承载能力下降,从而使得复合材料高温拉伸应力响应曲线在 I 点处出现切线模量下降,如图 13 所示。

图 14(c-1)~(c-3)为高温拉伸中期(拉伸应变 0.37% 时)复合材料内部结构的损伤与失效分布情况,可以看出基体材料的损伤状态未出现明显变化(图 14(c-1)),但是经纱弯曲部位出现大面积界面失效,而且纬纱与基体材料之间的界面损伤程度加重,甚至出现局部的失效现象,如图 14(c-2)所示。随着拉伸载荷增加,纬纱出现局部横向开裂现象,经纱上的拉应力水平相应地增大,而且经纱与纬纱相互挤压使得纱线弯曲部位承受剪应力作用,二者共同作用下造成经纱弯曲部位的失效程度加剧,表层的经纱上出现横向贯穿性的失效单元,如图

14(c-3)所示,意味着这部分经纱已经丧失了承载能力,表现在宏观拉伸应力-应变曲线在 II 出现切线模量的明显下降,见图 13。

高温拉伸最后阶段,复合材料组元结构失效状态的数值模拟结果如图 14(d-1)~(d-3)所示。从图 14(d-1)可以看出,经纬纱附近的基体材料出现更为严重的损伤,但基体材料未出现失效和破坏现象,高温环境下基体铝合金的强度性能衰退,但基体良好的高温塑性变形能力使其在拉伸过程中不易发生断裂。随着基体损伤程度增加其承载性能逐渐下降,这加速基体与纱线之间界面失效的扩展速度,从而导致拉伸后期界面出现大面积的失效(图 14(d-2))。界面发生脱粘后其在基体与纱线之间的载荷传递和转移能力丧失,这进一步引起纱线结构的应力集中,导致经纱和纬纱均出现严重的破坏现象,如图 14(d-3)所示。进一步分析可以发现,大部分经纱上均出现贯穿性的单元失效现象,这表明作为拉伸载荷主要承载单元的经纱已完全断裂,意味着复合材料整体上发生破坏并失去承载能力,

这表现为图13中拉伸力学曲线在Ⅲ点处出现急剧下降的现象。

3.4 高温拉伸失效模式与机理

利用扫描电镜观察 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料的高温拉伸断口形貌, 如图 15 所示。经纱沿纤维方向明显断裂, 断口处的经纱拔出长度不同, 而纬纱断裂面则相对平整。图 16 中给出了高温拉伸断裂时经纱与纬纱的失效状态模拟结果, 其中 SDV1 为表示纱线轴向失效状态的场变量, SDV3 和 SDV6 分别表示纱线横向失效状态与剪切失效状态的场变量。从图 16(a) 可以看出, 经纱的弯曲部位发生了显著的破坏, 且以轴向失效模式为主。对比实验结果, 如图 15(b) 所示, 轴向断裂后的经纱中存在着大量的纤维拔出现象, 且拔出长度长短不一。这是由于经纱与纬纱交接处的纱线之间的相互约束作用, 使得该部位的经纱还出现横向失效与轴向剪切, 如图 16(b)、(c) 所示, 导致经纱在发生轴向断裂后取向并不完全一致, 如图 15(a) 所示。图 16(d)、(e) 表明纬纱主要失效模式为横向

开裂, 这是因为纱线的横向力学性能小于轴向力学性能, 而承受横向拉伸载荷的纬纱易发生大面积的界面脱粘, 以及在轴向拉伸过程中经纱受载荷作用下使得弯曲部分趋近于平直使得纬纱所受到的剪切应力导致横向开裂, 裂纹在纬纱与基体的界面沿着轴向扩展, 从而形成较为平坦的断裂面形貌。

此外, 在图 15(b) 中可以发现大量纤维断裂拔出现象且拔出方向基本上保持一致, 进一步表明复合材料中的经纱发生了轴向拉伸破坏。如前所述, 纱线的轴向力学性能远高于横向力学性能, 复合材料中的纬纱因垂直于拉伸载荷方向而发生早期的横向开裂, 使得处于轴向拉应力状态的经纱则起到了主要承载作用, 而经纱的轴向断裂是引起复合材料最终发生整体失效的主要机制, 这与数值模拟分析结果是一致的。

4 结论

(1) 基于复合材料真实细观结构特征建立的细

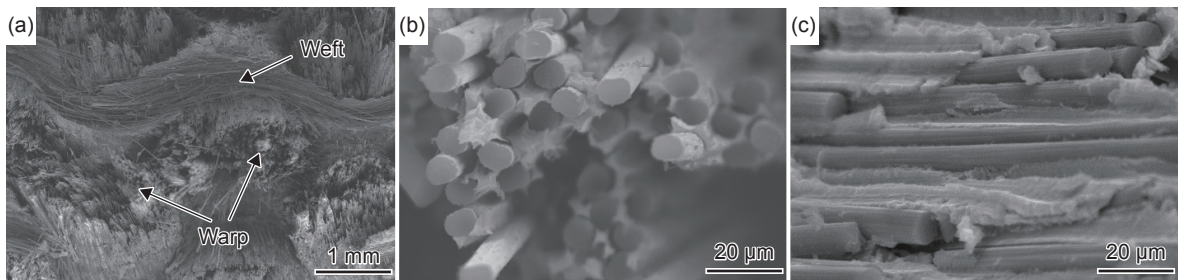


图 15 2.5D 机织 C_f/Al 复合材料高温拉伸断口形貌 (a) 纱线结构; (b) 经纱断口; (c) 纬纱断口

Fig. 15 Morphologies of high temperature tensile fracture in 2.5D woven C_f/Al composites (a) yarn structure; (b) warp fracture; (c) weft fracture

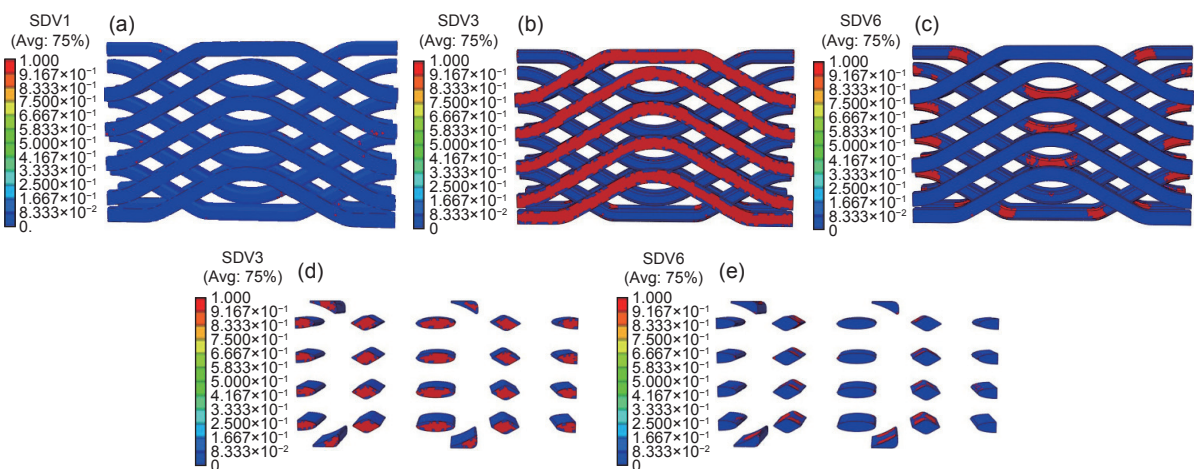


图 16 高温拉伸断裂时纱线结构失效模式的数值模拟结果 (a) 经纱轴向失效状态; (b) 经纱横向失效状态; (c) 经纱剪切失效状态; (d) 纬纱横向失效状态; (e) 纬纱剪切失效状态

Fig. 16 Simulated failure modes of yarn structures after the high temperature tensile fracture (a) axial failure state of warp; (b) warp transverse failure state; (c) warp shear failure state; (d) weft transverse failure state; (e) weft shear failure state

观力学有限元模型,能够较好地预测复合材料的高温拉伸力学响应行为,拉伸弹性模量、极限强度和断裂应变的计算误差分别为 3.4%、7.1% 和 5.5%,高温拉伸过程中复合材料表现出明显的非线性应力-应变行为。

(2)高温环境下复合材料内部存在非均匀热应力分布,热应力引起的基体材料和界面局部损伤在拉伸初期逐渐累积和扩展,导致复合材料的高温拉伸模量(63.7 GPa)明显低于其室温拉伸模量。随拉伸载荷增加基体损伤和界面失效程度的加剧诱发纱线的局部失效,使得拉伸变形中期拉伸应力随拉伸应变的增长速率逐渐降低。

(3)高温拉伸变形后期,基体与纱线界面出现大面积脱粘且伴随经纱和纬纱的严重失效现象,数值模拟和断口分析结果表明,经纱和纬纱的主要破坏模式分别是轴向断裂和横向开裂,经纱的贯穿性断裂导致复合材料最终失去承载能力,复合材料经纱断口中呈现基体高温变形撕裂后随纤维拔出的微观形貌特征。

参考文献:

- [1] SHIRVANIMOGHADDAM K, HAMIM S U, KARBALAEI AKBARI M, et al. Carbon fiber reinforced metal matrix composites: fabrication processes and properties[J]. *Composites Part A*, 2017, 92: 70-96.
- [2] HUANG Y, OUYANG Q B, ZHANG D, et al. Carbon materials reinforced aluminum composites: a review[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2014, 27(5): 775-786.
- [3] GUO Q W, ZHANG Y F, GUO R Q, et al. Influences of weave parameters on the mechanical behavior and fracture mechanisms of multidirectional angle-interlock 3D woven composites[J]. *Materials Today Communications*, 2020, 23: 100886.
- [4] IVANOV D S, LOMOV S V. Modelling the structure and behaviour of 2D and 3D woven composites used in aerospace applications[M]//Polymer Composites in the Aerospace Industry. Amsterdam: Elsevier, 2015: 21-52.
- [5] BOGDANOVICH A E, KARAHAN M, LOMOV S V, et al. Quasi-static tensile behavior and damage of carbon/epoxy composite reinforced with 3D non-crimp orthogonal woven fabric[J]. *Mechanics of Materials*, 2013, 62: 14-31.
- [6] RAWAL S P. Metal-matrix composites for space applications[J]. *JOM*, 2001, 53(4): 14-17.
- [7] DOORBAR P J, KYLE-HENNEY S. Development of continuously-reinforced metal matrix composites for aerospace applications[M]//Comprehensive Composite Materials II. Amsterdam: Elsevier, 2018: 439-463.
- [8] LIU G, ZHANG L, GUO L C, et al. Multi-scale progressive failure simulation of 3D woven composites under uniaxial tension[J]. *Composite Structures*, 2019, 208: 233-243.
- [9] YOUNES R, ZAKI W. Optimal weaving for 2.5D interlocks[J]. *Composite Structures*, 2011, 93(4): 1255-1264.
- [10] ZHAO Z Q, LV Q Q, CAI Y L, et al. On the strain-rate dependent compressive failure behavior of 2.5D woven composites[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2024, 188: 104944.
- [11] HANG C, CUI H, LIU H F, et al. Micro/meso-scale damage analysis of a 2.5D woven composite including fiber undulation and *in-situ* effect[J]. *Composite Structures*, 2021, 256: 113067.
- [12] SONG J, WEN W D, CUI H T. Fatigue life prediction model of 2.5D woven composites at various temperatures[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2018, 31(2): 310-329.
- [13] ZHAO Y R, SONG J, WEN W D, et al. Thermo-mechanical behaviors of 2.5D shallow straight-link-shaped woven composites under the warp direction fatigue loading at room and elevated temperatures[J]. *Composite Structures*, 2022, 289: 115489.
- [14] 王振军,董敬涛,WANG G,等. 2.5 维织物 C_f/Al 复合材料制备及其经纬向拉伸变形力学行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(12): 3744-3752.
- WANG Z J, DONG J T, WANG G, et al. Preparation of 2.5D woven fabric C_f/Al composite and its tensile deformation behavior in warp/weft direction[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(12): 3744-3752.
- [15] 胡银生,余欢,王振军,等. 织物结构对 2.5D-C_f/Al 复合材料微观组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(12): 2512-2522.
- HU Y S, YU H, WANG Z J, et al. Effect of woven fabric structure on microstructure and mechanical properties of 2.5D-C_f/Al composites[J]. *The Chinese Journal of Non-ferrous Metals*, 2018, 28(12): 2512-2522.
- [16] 冯景鹏,余欢,徐志锋,等. 2.5D 浅交直联 C_f/Al 复合材料的显微组织及弯曲和剪切性能[J]. 材料工程, 2020, 48(6): 132-139.
- FENG J P, YU H, XU Z F, et al. Microstructure, bending and shear properties of 2.5D shallow cross-linked C_f/Al composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(6): 132-139.
- [17] WANG Z J, YANG S Y, SUN S P, et al. Multiscale modeling of mechanical behavior and failure mechanism of 3D angle-interlock woven aluminum composites subjected to warp/weft directional tension loading[J]. *Chi-*

- nese Journal of Aeronautics, 2021, 34(8): 202-217.
- [18] WANG Z J, WANG Z Y, LIU Y, et al. Simulation and experimental study of mechanical and fracture behavior of 2.5D woven C-fiber/aluminum composites under warp directional tension loading[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2021, 44(2): 383-396.
- [19] WANG Z J, TONG D, ZHANG Y H, et al. Multiscale numerical and experimental analysis of cooling-induced thermal shrinkage behaviors and residual stresses in 2.5D woven fiber/aluminum matrix composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 20: 1364-1377.
- [20] WAN J W, WANG Z J, TENG X F, et al. Tensile mechanical behavior and failure mechanism of 2.5D woven fabric reinforced aluminum matrix composites involving residual stress[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 2003-2015.
- [21] LI D G, CHEN G Q, JIANG L T, et al. Effect of thermal cycling on the mechanical properties of C_f/Al composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 586: 330-337.
- [22] LI S. General unit cells for micromechanical analyses of unidirectional composites[J]. *Composites Part A*, 2001, 32(6): 815-826.
- [23] ZHANG W X, WANG T J, LI L X. Numerical analysis of the transverse strengthening behavior of fiber-reinforced metal matrix composites[J]. *Computational Materials Science*, 2007, 39(3): 684-696.
- [24] MELRO A R, CAMANHO P P, PINHO S T. Influence of geometrical parameters on the elastic response of unidirectional composite materials[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(11): 3223-3231.
- [25] XIA Z H, CURTIN W A. Multiscale modeling of damage and failure in aluminum-matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2001, 61(15): 2247-2257.
- [26] RUPNOWSKI P, GENTZ M, SUTTER J K, et al. An evaluation of the elastic properties and thermal expansion coefficients of medium and high modulus graphite fibers[J]. *Composites Part A*, 2005, 36(3): 327-338.
- [27] KAWABATA S. Measurement of the transverse mechanical properties of high-performance fibres[J]. *The Journal of the Textile Institute*, 1990, 81(4): 432-447.
- [28] ZHOU Y X, JIANG D Z, XIA Y M. Tensile mechanical behavior of T300 and M40J fiber bundles at different strain rate[J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36(4): 919-922.
- [29] XU Q, LU Z X. An elastic-plastic cohesive zone model for metal-ceramic interfaces at finite deformations[J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 41: 147-164.
- [30] 邵徽凡, 蔡长春, 王振军, 等. 正交三向织物增强铝基复合材料的高温拉伸力学行为与失效机理[J]. *中国有色金属学报*, 2024, 34(8): 2583-2601.
- SHAO H F, CAI C C, WANG Z J, et al. Tensile mechanical behavior and failure mechanisms of 3D orthogonal fabric reinforced aluminum matrix composites at high temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2024, 34(8): 2583-2601.
- [31] BUI Q V. A modified benzeggagh-kenane fracture criterion for mixed-mode delamination[J]. *Journal of Composite Materials*, 2011, 45(4): 389-413.
- [32] WANG Z J, WANG Z Y, XIONG B W, et al. Micromechanics analysis on the microscopic damage mechanism and mechanical behavior of graphite fiber-reinforced aluminum composites under transverse tension loading[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 815: 152459.
- [33] LIU Q P, JIANG W G, GAO Y H, et al. Micromechanical modeling of longitudinal tensile behavior and failure mechanism of unidirectional carbon fiber/aluminum composites involving fiber strength dispersion[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2024, 37(9): 312-327.
- [34] KADDOUR A S, HINTON M J. Maturity of 3D failure criteria for fibre-reinforced composites: comparison between theories and experiments: part B of WWFE- II [J]. *Journal of Composite Materials*, 2013, 47(6/7): 925-966.
- [35] 刘燕武, 蔡长春, 王振军, 等. 三维角联锁机织铝基复合材料制备残余应力细观力学分析[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(8): 2261-2272.
- LIU Y W, CAI C C, WANG Z J, et al. Mesomechanics analysis of process-induced residual stress in 3D angle interlocking woven aluminum matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(8): 2261-2272.

收稿日期: 2024-12-20; 录用日期: 2025-01-21

基金项目: 国家自然科学基金(52165018, 52261031); 江西省主要学科学术和技术带头人-领军人才计划(20225BCJ22002); 航空科学基金(2019ZF056013); 江西省自然科学基金(20242BAB20164, 20212BAB214035, 20232ACB204003)
通讯作者: 王振军(1974—), 男, 博士, 教授, 研究方向为航空先进复材技术研究, 联系地址: 上海市浦东新区水华路300号(201306), E-mail: wangzhj@sdju.edu.cn

(本文责编: 张 琴)