

# CF/AI 复合材料制备热变形行为与热残余应力分布

张益豪<sup>1</sup>, 严毅<sup>2</sup>, 王振军<sup>1</sup>, 蔡长春<sup>1</sup>, 徐志锋<sup>1</sup>, 余欢<sup>1</sup>

(1. 南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

(2. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063)

**摘要:** 针对连续碳纤维增强铝基复合材料(CF/AI 复合材料), 采用细观力学数值模拟与热性能实验结合的方法, 研究了真空压力浸渗制备过程中的热变形行为和热残余应力分布。结果表明, 复合材料的横向热应变变量远大于轴向热应变变量, 且具有横观各向同性, 纤维随机分布的单胞有限元模型能够准确地预测复合材料轴向与横向热变形行为曲线; 复合材料制备完成后纤维和基体合金分别处于压应力和拉应力状态, 基体和纤维的横向热残余应力均小于其轴向热残余应力, 且均表现出横观各向同性; 基体合金在轴向热残余拉应力作用下会出现不同程度的损伤现象, 特别是纤维间距较小部位过高的热残余应力会引发界面的局部失效, 从而不利于发挥复合材料承载性能, 减少纤维局部偏聚是进一步提高复合材料力学性能的重要技术手段。

**关键词:** 铝基复合材料; 热残余应力; 细观力学; 热变形; 损伤

**中图分类号:** TB333

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)02-0661-08

连续碳纤维增强铝基复合材料(CF/AI 复合材料)具有高强度、高比模量、低热膨胀系数以及良好的热稳定性, 在航空航天和高超音速武器的耐热结构中有着广泛的应用前景<sup>[1-3]</sup>。在过去的几十年中, 国内外研究机构和学者对 CF/AI 复合材料进行了大量的研究, 碳纤维与铝基体之间较差的润湿性是阻碍复合材料高性能制备的主要难点。为此, 一般采用真空压力浸渗、挤压铸造等高温高压工艺实现高致密性 CF/AI 复合材料的制备<sup>[4-6]</sup>。在高温制备及随后的冷却过程中, 由于碳纤维与基体铝合金热膨胀性能的显著差异, 复合材料在发生宏观热变形的同时, 其内部亦会呈现复杂的热残余应力状态, 从而影响其服役时的承载性能<sup>[7,8]</sup>。因此, 开展 CF/AI 复合材料制备热残余应力研究对改进复合材料制备工艺、开展性能预测以及后续的应用具有重要意义。

近年来, 国内外学者在连续纤维增强复合材料热残余应力及其对宏观性能影响机制方面进行了大量研究。例如, 王首豪等人<sup>[9]</sup>在陶瓷基复合材料中各组分的应力状态理论分析基础上, 采用有限元法计算出残余应力分布状态并分析了其对陶瓷基复合材料断裂强度影响。曹德胜等人<sup>[10]</sup>建立了单向 C/SiC 复合材料的单胞数值模型, 分析了界面厚度、纤维体积分数对组分材料热残余应力分布的影响规律。针对 SiC 纤维增强钛基复合材料, 杨延清等人<sup>[11]</sup>综合论述了热残余应力的分析方

法, 以及其对复合材料力学性能的影响, 总结了改善热残余应力分布的若干方法。针对单向玻璃纤维/环氧树脂复合材料, 杨雷等人<sup>[12]</sup>通过建立纤维随机分布的细观力学模型分析了其固化过程中的热残余应力, 预测了热残余应力对横向力学性能的影响。Fiedler 等人<sup>[13]</sup>采用代表性体单胞法分析了树脂基复合材料热残余应力的形成演化过程, 指出最大残余拉应力主要出现在纤维间距较小的基体材料内。当前有关热残余应力研究主要集中在陶瓷基、钛基和树脂基复合材料方面, 而对于铝基复合材料制备热残余应力的研究则较为少见<sup>[14]</sup>, 特别是缺乏纤维非均匀分布形态条件下铝基复合材料制备热残余应力的研究。

本工作以 CF/AI 复合材料为研究对象, 开展其真空压力浸渗制备过程中的宏观热变形行为和微观热残余应力的数值模拟与实验研究。通过复合材料热应变实验曲线与数值模拟曲线的对比, 验证制备热变形行为与热残余应力数值模拟的可靠性, 在此基础上分析纤维非均匀分布形态对复合材料微观热残余应力分布和组分材料损伤与失效状态的影响机制, 为优化复合材料结构设计和制备工艺提供理论指导。

## 1 实验

将单向碳纤维 M40J 无纬布沿纤维排布方向均匀

收稿日期: 2021-04-09

基金项目: 国家自然科学基金(51765045); 航空科学基金(2019ZF056013); 江西省自然科学基金(20202ACBL204010)

作者简介: 张益豪, 女, 1994 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: 1084963801@qq.com

铺层后获得单向纤维增强体，选用铸造铝合金 ZL301 作为基体合金，其化学成分见表 1<sup>[15]</sup>。采用真空压力浸渗法制备连续 CF/Al 复合材料，其工艺装置原理如图 1 所示<sup>[16]</sup>。将单向纤维增强体用不锈钢板焊接封装后置入上室进行纤维预热，同时在下室完成铝合金熔炼并保温，将上下室抽真空后抬升坩埚使升液管插入铝熔体，施加高压氮气迫使铝液对增强体进行渗透，保压凝固完成后随炉冷却，完成复合材料的制备，具体工艺参数见表 2。

根据国际标准 ISO17562-2016，复合材料的热变形性能测试试样的尺寸设计为 5 mm×5 mm×25 mm。采用电火花线切割机在制备出的 CF/Al 复合材料板材中分别沿垂直和平行纤维的方向加工出轴向和横向热性能测试试样，如图 2 所示。试样的 2 个端面要严格与试样的长度方向保持平行。采用 DIL402 型热膨胀仪进行复合材料的热变形性能测试。试验温度先从 25 °C 升至 400 °C，保温 10 min 以使试样温度均匀化，再降至 25 °C，实验过程中的升降温速率均采用 5 K/min，实验中复合材料试样在氩气保护下进行，目的是保证试样在进行测试过程中温度均匀，并防止氧化。

图 3 是通过热性能实验获得的 CF/Al 复合材料升温 (25 °C→400 °C) 过程中与降温 (400 °C→25 °C) 过程

表 1 ZL301 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the ZL301 aluminum alloy (ω/%)

Mg	Si	Cu	Mn	Ti	Al
9.5~11.0	0.3	0.1	0.15	0.15	Bal.

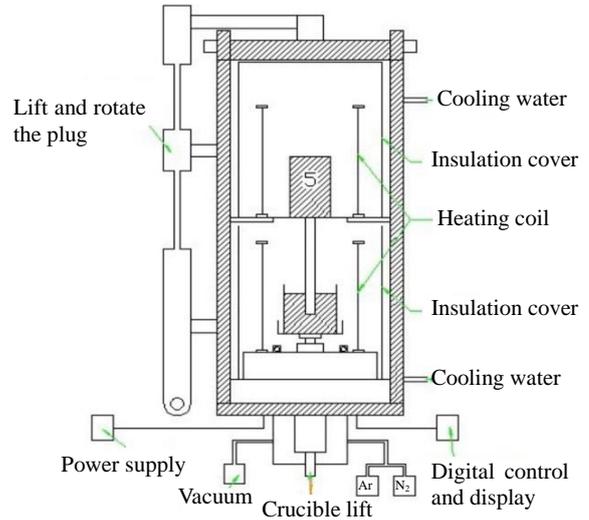


图 1 真空压力浸渗装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of vacuum assisted pressure infiltration equipment

表 2 真空压力浸渗制备工艺参数

Table 2 Processing parameters of vacuum assisted pressure infiltration process

Degree of vacuum/Pa	Fiber temperature/°C	Melting temperature/°C	Infiltration pressure/MPa	Holding time/min
10	560	730	7	20

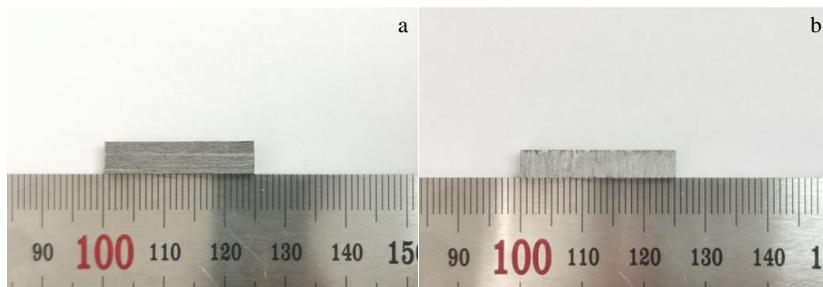


图 2 CF/Al 复合材料热性能测试试样

Fig.2 CF/Al composites for thermal properties testing: (a) axial specimen and (b) transverse specimen

中轴向与横向的热变形量-温度实验曲线。从图 3a 可以看出，该复合材料在从 25 °C 升温至 400 °C 后的轴向与横向热膨胀位移量分别为 0.0102 与 0.2234 mm，因此，400 °C 下轴向与横向试样的长度分别为  $L_t=25.0102$  mm 和  $L_t=25.2234$  mm。在降温过程中(400 °C→25 °C)测试获得轴

向和横向试样的热变形量(dL)-温度(T)曲线如图 3b 所示。

## 2 单胞有限元模型

### 2.1 单胞模型

图 4 是采用扫描电镜获得的 CF/Al 复合材料的显微

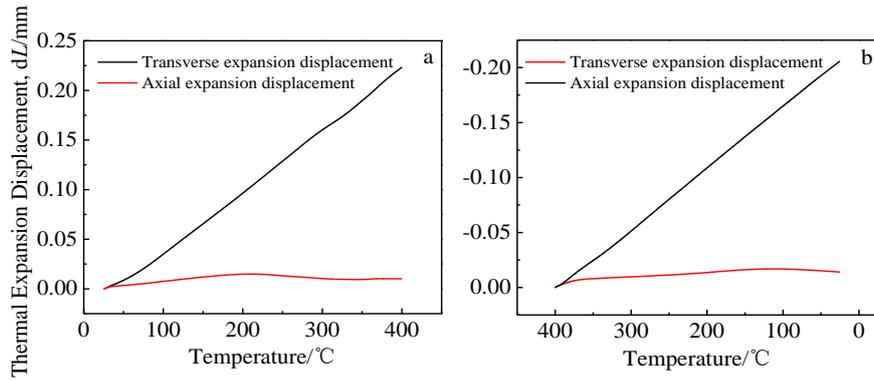


图 3 CF/AI 复合材料升温与降温过程中的轴向/横向热变形量-温度曲线

Fig.3 Axial/transverse expansion displacement-temperature curves of CF/AI composites during the heating (a) and cooling (b) process

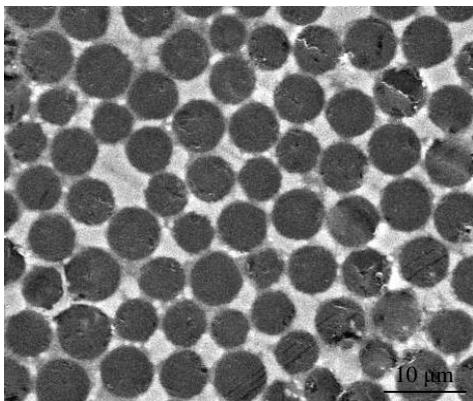


图 4 CF/AI 复合材料显微组织

Fig.4 SEM image of CF/AI composites

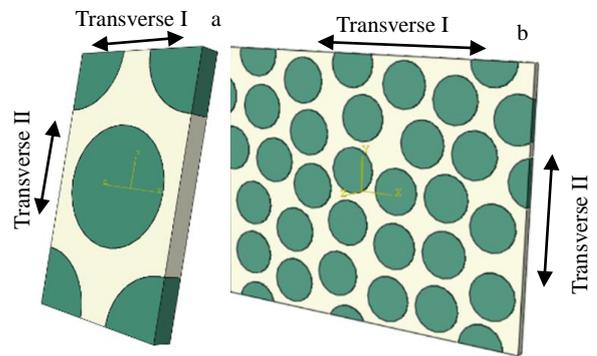


图 5 纤维密排六方和随机分布单胞模型

Fig.5 Hexagonal close-packed fiber arrangement RVE (a) and random fiber arrangement RVE (b)

组织结构, 通过定量金相实验计算出 CF/AI 复合材料内部碳纤维的体积分数为 55%, 所以, 建立有限元单胞模型时将纤维的体积分数设为 55%, 其中纤维直径为 6 μm。假设纤维在基体合金中为周期性的密排六方分布<sup>[17]</sup>, 建立的复合材料单胞模型如图 5a 所示, 其中正六边形的边长  $a=13.3 \mu\text{m}$ ,  $b=7.7 \mu\text{m}$ 。从图 4 可以看出, 纤维在基体合金中的排布具有一定的非均匀性特征, 可将其简化为包含 30 根随机分布纤维的周期性单胞模型。已有研究表明, 纤维随机分布的单胞模型包含 30 根纤维, 可以较好地表征复合材料纤维非均匀分布对宏观性能的影响<sup>[18]</sup>。本研究建立的纤维随机分布的单胞模型如图 5b 所示, 其面内长度为 44.4 μm (横向 I 方向), 宽度为 34.7 μm (横向 II 方向)。为了节约计算时间, 2 种模型的轴向长度均设为 1 μm, 基体和纤维之间的界面设置为零厚度的内聚力单元, 单胞模型的网格划分均采用 Hex 实体单元, 扫描生成 C3D8R 网格。通过以上 2 种单胞模型计算获得复合材料热应变-温度曲线, 通过与热变形性能实验曲线的对比, 研究不同纤维排布形态的单胞

模型的计算可靠性以及对复合材料热变形行为的影响。

根据细观力学有限元法理论<sup>[19,20]</sup>, 对具有周期性结构的复合材料单胞模型施加合理的周期性边界条件, 可保证单胞模型边界处的位移连续性与应力连续性, 同时能够精确地计算复合材料宏观性能。对于采用扫描生成的网格的单胞模型, 在其相互平行的对边界面上的网格节点数量与位置一一对应<sup>[21]</sup>, 在有限元模拟时通过建立相对应节点的线性约束方程, 来实现周期性边界条件的施加, 所施加的周期性边界条件方程如下:

$$u_i^{j+} - u_i^{j-} = \varepsilon_{ik} (x_k^{j+} - x_k^{j-}) \quad (1)$$

式中,  $x_k^{j+}$  与  $x_k^{j-}$  表示 RVE 模型对边平行面间的距离,  $\varepsilon_{ik}$  为 RVE 模型中节点的应变。

## 2.2 组分材料模型

作为 CF/AI 复合材料增强相的耐高温碳纤维 M40J 是一种横观各向同性的线弹性材料, 假设其弹性模量和强度等性能与温度无关, 采用横观各向同性线弹性模型描述其弹性变形行为<sup>[22]</sup>。通过定义纤维的轴向模量  $E_L$ 、横向模量  $E_T$ 、轴向泊松比  $\nu_{LT}$ 、横向泊松比  $\nu_{TT}$ 、纵向剪

切模量  $G_{LT}$  和横向剪切模量  $G_{TT}$  等弹性常数(见表 3)计算其刚度矩阵<sup>[23]</sup>, 从而表征其弹性变形时的力学本构行为。根据文献[24]给出的碳纤维的热膨胀性能, 其在轴向和横向热膨胀性能存在显著差异, 有限元模型中采用的纤维轴向热膨胀系数  $\alpha_L$  和横向热膨胀系数  $\alpha_T$  如表 3 所示。考虑到碳纤维 M40J 是一种高强高模量纤维, 其极限强度远高于基体铝合金, 而且制备热残余应力不足以引起复合材料中纤维的破坏, 因此有限元模型中不考虑纤维强度失效问题。

将基体铝合金视为各向同性的弹塑性材料, 不同温度环境下的单轴拉伸实验获得的铝合金 ZL301 弹性模量和强度性能参数如表 4 所示<sup>[25]</sup>。可以看出, 基体铝合金的弹性模量、屈服强度、极限强度均随温度的升高而明显降低。基于各向同性强化材料模型定义单胞有限元模

型中基体合金在不同温度下的弹性常数和塑性流动应力。根据文献[26]获得的铝镁合金在不同温度区间内的热膨胀系数, 在单胞有限元模型中定义基体合金随温度变化的线性热膨胀系数。

采用延性损伤模型定义复合材料中基体合金由于热残余应力引起的损伤演化与失效行为。弹塑性材料的延性损伤模型如图 6 所示, 基体合金的热应力未超过其屈服应力  $\sigma_0$  时, 基体表现为线弹性变形行为 (a-b 段); 超过屈服应力后基体合金进入塑性变形阶段, 并发生应变硬化现象 (b-c 段); 当等效塑性应变达到  $\varepsilon_0^{pl}$  时, 流动应力达到极限强度  $\sigma_y$  并开始下降, 表明基体合金开始发生损伤; 此后, 随着应变增大基体合金损伤程度逐渐加剧, 其承载性能持续下降 (c-d 段); 最后当应变量达到  $\varepsilon_f^{pl}$  时, 基体合金发生失效而丧失承载能力。在 CF/Al

表 3 复合材料中 M40J 纤维的弹性常数与热膨胀系数

Table 3 Elastic constant and thermal expansion coefficient of M40J fiber in composites<sup>[23,24]</sup>

$E_L/\text{GPa}$	$E_T/\text{GPa}$	$\nu_{LT}$	$\nu_{TT}$	$G_{LT}/\text{GPa}$	$G_{TT}/\text{GPa}$	$\alpha_L/\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$	$\alpha_T/\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$
377	19	0.26	0.3	8.9	7.3	2	8

表 4 基体合金的力学与热膨胀性能参数

Table 4 Mechanical and thermal expansion performance parameters of matrix alloy<sup>[25,26]</sup>

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Elastic modulus/GPa	Yield strength/MPa	Ultimate strength/MPa	Thermal expansion coefficient/ $\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$
25	64.6	81.4	134.8	22.7
100	57.7	74.8	105.6	25.4
200	45.3	40.5	62.5	26.5
300	38.1	32.1	40.3	27.8
400	30.0	26.0	22.3	29.9

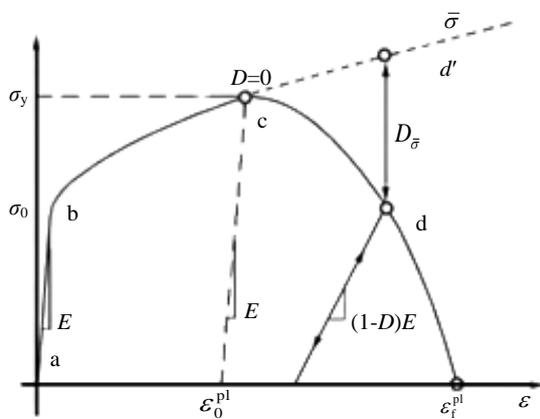


图 6 弹塑性材料延性损伤演化模型

Fig.6 Ductile damage evolution model for elastoplastic materials

复合材料单胞有限元模型中, 采用基于等效塑性应变的软化准则来定义基体合金的损伤演化因子  $D_m$ , 其表达式为:

$$D_m = \frac{\varepsilon^{pl} - \varepsilon_0^{pl}}{\varepsilon_f^{pl} - \varepsilon_0^{pl}} \quad (2)$$

式中,  $\varepsilon^{pl}$  为等效塑性应变,  $\varepsilon_0^{pl}$  为基体损伤时 ( $D_m=0$ ) 的临界塑性应变,  $\varepsilon_f^{pl}$  为基体失效时 ( $D_m=1$ ) 的临界塑性应变。

纤维之间的界面设置为零厚度的内聚力单元, 以表征界面的粘结、损伤与脱粘行为。在构建细观力学有限元模型时, 选取最大名义应力准则作为界面发生初始损伤的判据:

$$\text{Max} \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (3)$$

式中,  $t_n$ 、 $t_s$ 、 $t_t$  分别为界面单元的法向应力和 2 个切向应力,  $t_n^0$ 、 $t_s^0$ 、 $t_t^0$  分别为界面单元的法向、第一切向和第二切向应力阈值。 $\langle \cdot \rangle$  为 Macaulay 括弧, 表示在界面处于法向压应力状态不引起界面单元损伤。

在复杂界面应力状态下, 界面单元会产生混合模式变形, 引入有效位移  $\tilde{\delta}_1$  表征界面单元的变形程度,

$$\tilde{\delta}_1 = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \quad (4)$$

式中,  $\delta_n^2$ 、 $\delta_s^2$ 、 $\delta_t^2$  为界面单元的法向和 2 个切向位移。引入基于有效位移的界面单元损伤因子  $D_1$ , 来表征界面的损伤程度及界面的刚度线性退化行为,

$$D_1 = \frac{\tilde{\delta}_1^f (\tilde{\delta}_1 - \tilde{\delta}_1^0)}{\tilde{\delta}_1 (\tilde{\delta}_1^f - \tilde{\delta}_1^0)} \quad (5)$$

式中,  $\tilde{\delta}_1^0$  为界面单元开始损伤 ( $D_1=0$ ) 时的有效位移,  $\tilde{\delta}_1^f$  为界面单元完全失效 ( $D_1=1$ ) 时的有效位移。根据文献[27]对 CF/AI 复合材料界面强度的测试结果, 本研究构建单胞有限元模型时采用的界面性能参数如表 5 所示。

### 3 结果与分析

采用上一节建立的单胞有限元模型, 对 CF/AI 复合材料凝固后降温过程中的热变形行为进行数值模拟, 以获取其热应变曲线和内部的热残余应力应变状态。根据铝镁合金的二元相图可知<sup>[28]</sup>, 基体合金 ZL301 的固相线温度为  $(400 \pm 10)$  °C, 因此, CF/AI 复合材料热性能实验和热变形有限元数值模拟时均设定温度从 400 °C 下降至 25 °C。

#### 3.1 热应变行为分析

根据 400 °C 下轴向和横向试样长度  $L_1$  和  $L_t$ , 以及降温过程轴向和横向热变形量  $(dL)$ -温度  $(T)$  曲线(图 3b), 获得复合材料降温过程中轴向和横向的热应变  $(dL/L)$ -温度  $(T)$  实验曲线如图 7 所示。图 7 为 CF/AI 复合材料降温过程中轴向和横向热应变-温度曲线的计算与实验结果。可以看出, 采用纤维密排六方和随机分布单胞有限元模型, 计算得到的轴向和横向热应变-温度曲线, 在总体上分别与复合材料的轴向和横向热变形实验曲线保持一致, 由此表明本研究建立的单胞有限元模型可以较好地模拟复合材料降温过程中的热变形行为。

此外, 通过对比轴向和横向热应变的计算与实验曲线可看出, 复合材料轴向热应变远远小于其横向热应变。这是由于纤维轴向的热膨胀系数低于其横向热膨

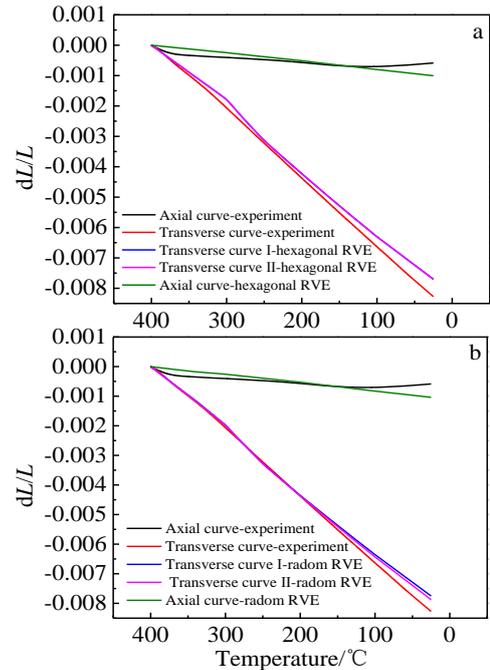


图 7 复合材料热应变计算曲线与实验曲线对比

Fig.7 Thermal strain curves from RVE model and experiment of composites: (a) hexagonal fiber arrangement RVE model and (b) radom fiber arrangement RVE model

胀系数<sup>[29]</sup>, 更是远小于基体合金的热膨胀系数, 冷却过程中, 在复合材料轴向方向上, 纤维极低的轴向热变形量有效限制了基体合金的热变形行为。

在密排六方和随机分布单胞中的横向I和横向II方向(图 5)上, 分别计算得到了横向热应变曲线。从图 7 的计算结果可以看出, 无论是密排六方还是随机分布单胞, 在其内部的 2 个横向方向上具有几乎相同的热应变-温度曲线, 这表明建立的单胞模型均可以较好地反映出复合材料热变形行为的横观各向同性。

值得注意的是, 对于密排六方单胞模型, 在其 2 个横向方向上计算得到的横向热应变-温度曲线是完全重叠的(图 7a), 而对于纤维随机分布单胞模型, 其 2 个横向方向上计算得到的热应变-温度曲线则存在一定程度差异(图 7b)。主要原因在于密排六方单胞在 2 个横向上的纤维排布具有严格对称性(图 5a), 而纤维随机分布单胞中在 2 个横向上的纤维分布则存在一定差异性(图 5b)。从横向热应变曲线来看, 纤维随机分布单胞模型的计算结果能够更好地与实验曲线吻合, 且能反映出纤维分布不均匀性对横向热变形行为的影响, 因此, 接下来的研究中采用该单胞有限元模型开展复合材料内部热残余应力及其组分材料损伤与失效状态分析。

#### 3.2 热残余应力分析

采用纤维随机分布单胞有限元模型, 计算得到

表 5 界面性能参数

Table 5 Parameter of interfacial properties<sup>[27]</sup>

$t_n^0/\text{MPa}$	$t_s^0/\text{MPa}$	$t_t^0/\text{MPa}$	$\tilde{\delta}_1^0/\times 10^{-6}\text{m}$	$\tilde{\delta}_1^f/\times 10^{-6}\text{m}$
16	9.5	9.5	0.08	0.72

CF/Al 复合材料制备后的等效残余拉应力和压应力分布结果如图 8 所示。从图 8a 可以看出, 复合材料内部的基体合金的等效残余拉应力最大值为 173.7 MPa, 由于内部纤维分布不均匀导致基体合金中的热残余应力分布不均匀。图 8b 表明, 复合材料中的纤维主要处于压应力状态, 且每个纤维上的压应力基本相同, 纤维的最大等效压应力水平约为 132.9 MPa。由于碳纤维的热膨胀系数明显小于基体铝合金, 降温过程中纤维较小的热变形量抑制了基体合金的热变形行为, 导致制备后的复合材料中基体合金处于拉应力状态。

图 9 所示为复合材料内部组分材料的轴向热应力 ( $S_{11}$ ) 和横向热应力 ( $S_{22}$ 、 $S_{33}$ ) 计算模拟结果。可以看出, 基体合金中轴向残余应力均为正值, 而纤维上的轴向残余应力为负值, 由此进一步表明基体合金处于轴向受拉状态, 而纤维主要处于轴向受压状态。对于基体合金, 轴向最大热残余应力为 173.5 MPa, 明显高于其横向最大热残余应力, 且 2 个横向方向上的热残余应力 ( $S_{22}$  与  $S_{33}$ ) 差异较小; 对于纤维, 其轴向最大残余应力为 -125.8 MPa, 也明显高于其横向最大残余应力, 而且纤

维的 2 个横向上的残余应力 ( $S_{22}$  与  $S_{33}$ ) 也较为接近。由此表明复合材料中基体合金和纤维的轴向残余应力占明显的优势, 而且二者的横向残余应力分布均呈现出横观各向同性特征。

值得注意的是, 虽然基体合金在轴向上全部处于拉应力状态, 但其残余应力分布不均匀性明显, 而纤维上的轴向残余压应力却分布较为均匀。同时, 2 根纤维间距较小的位置, 基体合金处于较高水平的残余拉应力状态 (图 9a)。从图 9b 和图 9c 可以看出, 基体合金的横向热残余应力也分布不均匀, 但主要是处于拉应力状态, 而纤维在横向上主要处于压应力状态, 但纤维的压应力水平明显小于基体合金的拉应力水平。

图 10 为制备热残余应力作用下复合材料内部基体合金与界面损伤状态的数值模拟结果。从图 10a 可以看出, 复合材料制备完成后基体合金处于不同程度的损伤现象, 纤维间距较小部位的基体合金损伤程度较高, 这是由于这些部位的基体合金受到较高水平的残余应力作用, 特别是纤维之间较高的轴向热残余拉应力 (图 9a) 使得基体合金易于出现严重的局部损伤。

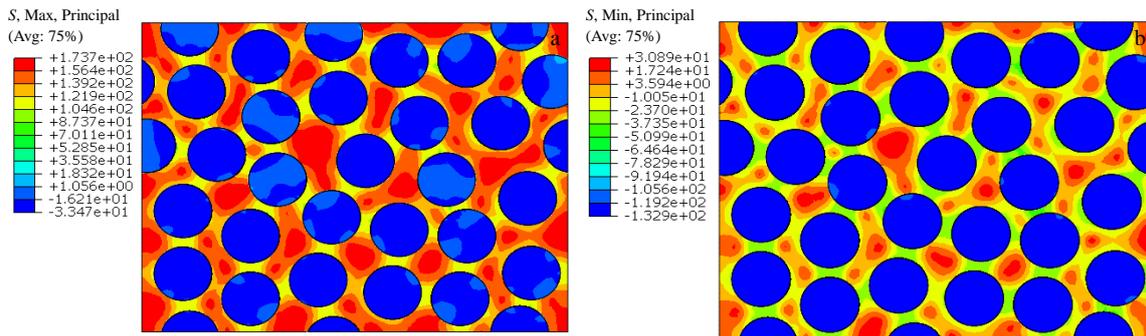


图 8 复合材料等效热残余应力分布云图

Fig.8 Equivalent thermal residual stress distribution of composites: (a) equivalent residual tensile stress and (b) equivalent residual compressive stress

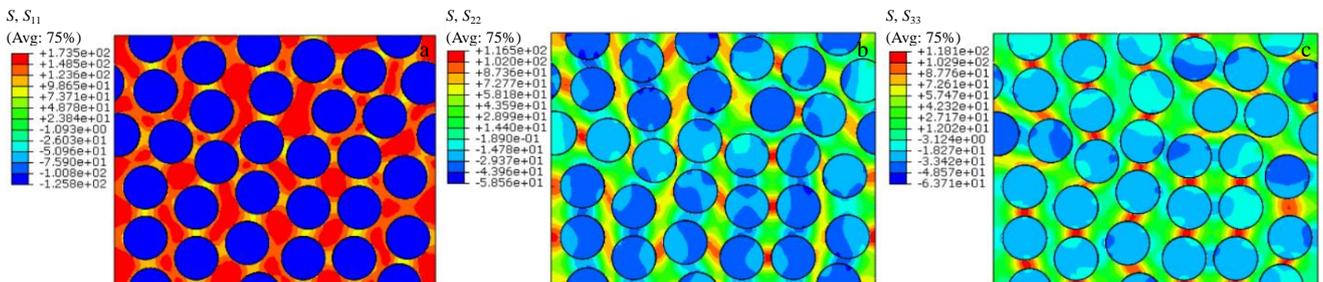


图 9 复合材料轴向和横向热残余应力状态

Fig.9 Axial and transverse residual stress state of composites: (a) axial thermal residual stress ( $S_{11}$ ), (b) transverse thermal residual stress ( $S_{22}$ ) and (c) transverse thermal residual stress ( $S_{33}$ )

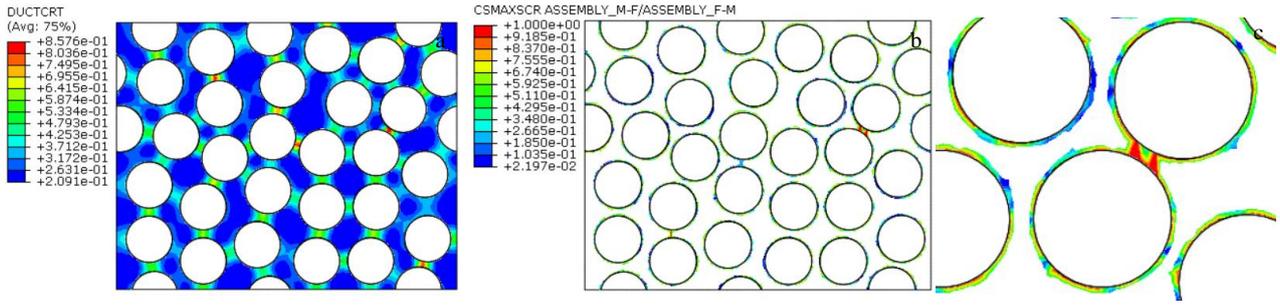


图 10 复合材料基体合金与界面损伤状态

Fig.10 Damage state of matrix alloy and interface in composites: (a) damage state of matrix alloy, (b) damage state of interface, and (c) local failure of interface

基体合金在残余拉应力作用下发生损伤后,其承载能力开始下降,在界面处产生应力集中而致使界面结合受损,此外,基体合金和纤维相反的残余应力状态使得二者的界面处于剪切应力状态,因此,制备后的复合材料中界面上出现了不同程度的损伤现象,见图 10b。在一些纤维距离较小的界面上,甚至出现了界面局部失效的现象,见图 10c。由此可表明,纤维随机分布会导致基体合金中热残余应力分布不均匀,从而对基体合金和界面的损伤状态产生显著影响,加剧了复合材料内部组分材料的损伤程度。图 11 所示为制备完成后 CF/AI 复合材料微观组织的透射电镜照片,从图中可清晰地看出基体合金与纤维相邻处界面层的存在,而且纤维距离较小部位的界面处出现了微裂纹。这对于复合材料承载性能是不利的,采取促进纤维分布均匀性的工艺措施是改善真空压力浸渗制备 CF/AI 复合材料性能的重要技术手段。

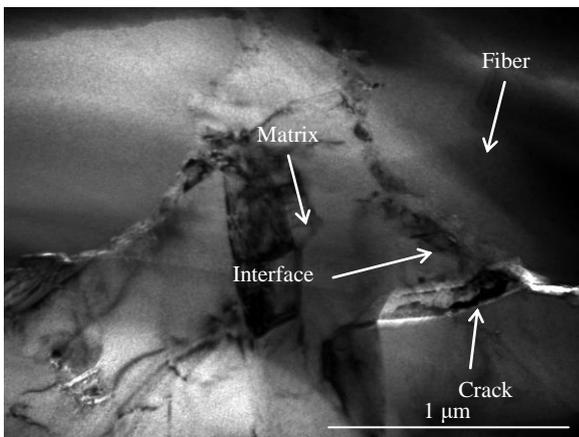


图 11 CF/AI 复合材料界面局部微裂纹形貌

Fig.11 TEM image of microscopic crack on local interface of CF/AI composites

## 4 结 论

- 1) 通过单胞有限元和实验结合的方法分析了 CF/AI 复合材料制备热残余应力和热变形行为,纤维随机分布的单胞模型计算得到的热变形曲线与实验曲线吻合较好,横向热应变量远大于轴向热应变量,且表现出明显的横观各向同性。
- 2) CF/AI 复合材料制备后存在复杂的热残余应力分布,其中纤维处于压应力状态,而基体合金处于拉应力状态,纤维和基体合金的横向热残余应力均小于其轴向热残余应力,且具有横观各向同性。
- 3) 纤维随机分布条件下复合材料基体合金中热残余应力分布不均匀,纤维间距较小部位的基体中热残余应力水平较高,引起该部位基体合金的严重损伤和界面的局部失效,不利于复合材料承载性能的发挥。

## 参考文献 References

[1] Liang Chunhua(梁春华). *Aeronautical Manufacturing Technology* (航空制造技术)[J], 2009, 15: 32

[2] Wenzelburger M, Silber M, Gadow R. *Key Engineering Materials*[J], 2010, 425: 217

[3] Palazotto A N, Ruh R, Watt G. *Journal of Aerospace Engineering*[J], 1989, 1(1): 3

[4] Uozumi H, Kobayashi K, Masuda C *et al. Advanced Materials Research*[J], 2006, 15-17: 209

[5] Cook A J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1991, 144(1-2): 189

[6] Wang Yuqing(王玉庆), Zheng Jiahong(郑久红), Tang Fengjun(唐风军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1994, 23(2): 64

[7] Sun Z M, Li J B, Wang Z G *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(11): 2961

- [8] Parlevliet P P, Bersee H E N, Beukers A. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2006, 37(11): 1847
- [9] Wang Shouhao(王首豪), Sha Jianjun(沙建军), Dai Jixiang(代吉祥) et al. *The Third China International Conference on Composite Materials Science and technology*(第三届中国国际复合材料科技大会)[C]. Hangzhou: Chemical Industry Press, 2017
- [10] Cao Desheng(曹德胜), Ren Chengzu(任成祖), Zhang Lifeng(张立峰) et al. *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2017, 47(2): 18
- [11] Ma Zhijun(马志军), Yang Yanqing(杨延清), Zhu Yan(朱艳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(12): 1248
- [12] Yang Lei(杨雷), Liu Xin(刘新), Gao Dongyue(高东岳) et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2016, 33(3): 525
- [13] Fiedler B, Hojo M, Ochiai S et al. *Composites Science and Technology*[J], 2001, 61(1): 95
- [14] Patankar S N, Suryanarayana C, Blackletter D et al. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1992, 11(13): 947
- [15] Wang Zhenjun(王振军), Zhu Shixue(朱世学), Yu Huan(余欢) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 982
- [16] Nie Mingming(聂明明), Xu Zhifeng(徐志锋), Yu Huan(余欢) et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2016, 33(12): 2797
- [17] Li S. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68(9): 1962
- [18] González C, Llorca J. *Composites Science and Technology*[J], 2007, 67(13): 2795
- [19] Xue Yahong(薛亚红), Chen Jigang(陈继刚), Yan Shicheng(闫世程) et al. *Journal of Textile Research*(纺织学报)[J], 2016, 37(9): 70
- [20] Xia Z, Zhou C, Yong Q et al. *International Journal of Solids and Structures*[J], 2006, 43(2): 266
- [21] Wang Z, Yang S, Du Z et al. *Materials*[J], 2019, 12(19): 3133
- [22] Wang Z J, Wang Z Y, Xiong B W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 815: 152 459
- [23] Wang Z J, Wang Z Y, Liu Y et al. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*[J], 2021, 44(2): 383
- [24] Zhao Jiaxian(赵稼祥). *Carbon Techniques*(炭素技术)[J], 1997(1): 23
- [25] Zhang Aodi(张奥迪). *Thesis for Master Degree* (硕士学位论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2020
- [26] Wilson C A J. *Proceedings of the Physical Society*[J], 1941, 53(3): 235
- [27] Wang Z J, Yang S Y, Du Z H et al. *Materials (Basel, Switzerland)*[J], 2019, 12: 3133
- [28] Yu Ruihuang(余瑞璜). *Journal of Jilin University, Science Edition*(吉林大学自然科学学报)[J], 1979(4): 54
- [29] Rupnowski P, Gentz M, Sutter J K et al. *Composites Part A, Applied Science and Manufacturing*[J], 2005, 36(3): 327

## Process-induced Thermal Deformation Behavior and Thermal Residual Stress Distribution in CF/Al Composites

Zhang Yihao<sup>1</sup>, Yan Yi<sup>2</sup>, Wang Zhenjun<sup>1</sup>, Cai Changchun<sup>1</sup>, Xu Zhifeng<sup>1</sup>, Yu Huan<sup>1</sup>

(1. School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** The thermal deformation behavior and thermal residual stress distribution in continuous carbon fiber reinforced aluminum matrix composites (CF/Al composites), which were prepared by the vacuum pressure infiltration process, were studied by numerical simulation and thermal expansion test method. The results show that the transverse thermal strain of the composite is much larger than the axial thermal strain, and the thermal expansion behavior is transversely isotropic. The RVE model with random fiber arrangement can accurately predict the axial and transverse thermal deformation behavior curves of the composite. In the as-prepared composite, the fiber and matrix alloy are in compressive and tensile stress state, respectively. The transverse residual stresses of the matrix alloy and fiber are less than their axial residual stresses. The residual stress state in both matrix alloy and fiber shows the transverse isotropic characteristic. Under the action of axial residual tensile stress, the matrix alloy is damaged in varying degrees. Especially, the overhigh residual stress between fibers with small spacing will induce local interfacial failure, which is not conducive to the bearing capacity of the composite. It is an important technical approach to reduce the fiber segregation in order to improve the mechanical properties of the composite.

**Key words:** aluminum matrix composites; thermal residual stress; micromechanics; thermal deformation; damage