

DOI: 10.20189/j.cnki.CN/61-1527/E.202506003

# 短纤维增强复合材料热膨胀系数预测方法

管涛<sup>1</sup>, 刘全秀<sup>1</sup>, 郭方亮<sup>1,2\*</sup>, 李元庆<sup>1</sup>, 付绍云<sup>1</sup>

(1. 重庆大学 航空航天学院, 重庆 400044;

2. 大连理工大学 工业装备结构分析优化与 CAE 软件全国重点实验室, 大连 116024)

**摘要:** 为准确评估短纤维增强复合材料的热膨胀性能, 以热力学理论推导的单向层压板热膨胀系数解析公式为基础, 结合取向概率密度函数与长度概率密度函数, 建立了适用于该类材料的热膨胀系数 (coefficient of thermal expansion, CTE) 预测模型。首先, 基于该模型, 系统分析了纤维平均取向角、平均长度及体积分数等纤维分布特征对 CTE 的影响规律。然后, 分别通过挤出-注塑、溶液-注塑和悬浮液-注塑工艺制备短纤维增强复合材料, 利用图像分析法统计纤维取向分布, 采用热解法统计纤维长度分布。最后, 将所得数据代入模型后, 把预测值与实验结果进行对比验证。结果表明: 纵向 CTE 随纤维平均长径比和体积分数的增加而降低, 随平均取向角的增大而升高; 横向 CTE 随平均取向角和体积分数的增加而下降, 随平均长径比的增大而上升; 纤维平均取向角和体积分数对短纤维增强复合材料 CTE 的影响显著大于纤维平均长径比; 纤维平均取向角和平均长度均随纤维体积分数的提高而减小。挤出-注塑工艺制备的复合材料平均纤维长度为 107.9  $\mu\text{m}$ , 而溶液-注塑工艺和悬浮液-注塑工艺制备的复合材料的平均纤维长度分别为 139.0  $\mu\text{m}$  和 206.6  $\mu\text{m}$ 。所提模型的理论预测与实验数据间具有良好的一致性, 说明其可为短纤维增强复合材料的优化设计提供有效建议。

**关键词:** 短纤维增强复合材料; 热膨胀系数; 注塑成型; 纤维取向; 纤维长度

**中图分类号:** TB332

**文献标志码:** A

**文章编号:** 2097-2741(2025)06-0024-09

## Prediction Method of the Coefficients of Thermal Expansion of Short-Fiber-Reinforced Composites

GUAN Tao<sup>1</sup>, LIU Quanxiu<sup>1</sup>, GUO Fangliang<sup>1,2\*</sup>,

LI Yuanqing<sup>1</sup>, FU Shaoyun<sup>1</sup>

(1. School of Aeronautics and Astronautics, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

2. State Key Laboratory of Structural Analysis, Optimization and CAE Software for Industrial Equipment, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

**收稿日期:** 2025-06-13

**修回日期:** 2025-07-23

**录用日期:** 2025-08-12

**基金项目:** 国家自然科学基金 (12332008; 12472126); 重庆市自然科学基金 (CSTB2023NSCQ-MSX1052); 工业装备结构分析优化与 CAE 软件全国重点实验室开放基金 (GZ24125)

**第一作者:** 管涛 (1999—), 男, 博士, 主要从事航空复合材料研究。E-mail: abc1352873211@163.com

**\*通信作者:** 郭方亮 (1992—), 男, 副研究员, 主要从事航空复合材料研究。E-mail: guofangliang@cqu.edu.cn

**引用格式:** 管涛, 刘全秀, 郭方亮, 等. 短纤维增强复合材料热膨胀系数预测方法[J]. 火箭军工程大学学报, 2025, 39 (6): 24-32. GUAN Tao, LIU Quanxiu, GUO Fangliang, et al. Prediction method of the coefficients of thermal expansion of short-fiber-reinforced composites[J]. Journal of Rocket Force University of Engineering, 2025, 39 (6): 24-32.

**ABSTRACT:** To accurately evaluate the thermal-expansion property of short-fiber-reinforced composites, a predictive model for the coefficient of thermal expansion (CTE) was developed. The model was based on an analytical solution for unidirectional laminates derived from thermodynamic theory and incorporated orientation and length probability density functions. First, the effects of fiber distribution characteristics, such as mean orientation angle, mean length, and volume fraction, on the CTE were systematically investigated using this model. Subsequently, short-fiber-reinforced composites were fabricated using extrusion injection, solution injection, and suspension injection moldings. The fiber orientation distribution was quantified using image analysis, and the fiber length distribution was determined via pyrolysis. Finally, the resulting data were input into the model, and the predicted CTE values were validated using experimental data. The results show that the longitudinal CTE decreases with increasing mean aspect ratio and volume fraction but increases with increasing mean orientation angle, whereas the transverse CTE decreases with increasing mean orientation angle and volume fraction yet increases with increasing mean aspect ratio. The mean orientation angle and volume fraction exert significantly stronger influences on the composite CTE than the mean aspect ratio. Both the mean orientation angle and mean fiber length decrease as the fiber volume fraction increases. The mean fiber length of the extrusion injection-molded specimen is  $107.9\mu\text{m}$ , while those of the solution injection and suspension injection molded specimens are  $139.0\mu\text{m}$  and  $206.6\mu\text{m}$ , respectively. The excellent agreement between the theoretical predictions of the proposed model and the experimental results demonstrates the reliability of the model and provides effective guidance for the optimal design of short-fiber-reinforced composites.

**KEYWORDS:** short-fiber-reinforced composites; coefficient of thermal expansion; injection molding; fiber orientation; fiber length

短纤维增强复合材料由于其优异的力学性能和轻质等特性,在汽车、军事装备、航空航天等领域具有较高的应用价值<sup>[1-4]</sup>。热膨胀系数(coefficient of thermal expansion, CTE)是一种关键的材料属性,当复合材料结构在经历环境温度的变化时,CTE将直接影响部件的尺寸稳定性<sup>[5]</sup>,进而影响其服役性能。因此,研究复合材料的CTE对于其实际工程应用和设计具有重要的指导意义<sup>[6-8]</sup>。

注塑成型工艺由于其成本低及可快速成型等优点而常用于制备短纤维增强复合材料,但由于成型过程中各种因素的综合影响,如纤维与纤维、纤维与流体、纤维与模具之间的相互作用,最终成型样品中的纤维往往呈现复杂的空间排布<sup>[9-12]</sup>。纤维的取向和长度均具有特殊的统计特征,从而显著区别于具备周期排列规律特征的连续纤维增强复合材料和编织复合材料。鉴于纤维取向与长度对复合材料CTE等性能具有显著影响,亟需建立适用于注塑成型短纤维增强复合材料的热膨胀性能预测模型。

目前,对复合材料热膨胀性能预测的研究大多围绕层压板展开。Schapery<sup>[13]</sup>将纤维和基体均视为各向同性材料,基于热力学分析给出了单向板的纵向和横向CTE的解析表达式。Ran等<sup>[14]</sup>则对纤维为横观各向同性材料的情况进行了探究,发现垂直于轴向的平面内各方向力学性能相同。单向板的CTE与纤维的弹性模量相关,Cox<sup>[15]</sup>的研究表明,对于单向排布的短纤维增强复合材料,其纤维弹性模量应乘以一个与纤维长度相关的折减系数。除了解析方法外,数值模拟也是预测复合材料CTE的重要手段,例如有限元法<sup>[16-17]</sup>。Kallashami等<sup>[18]</sup>基于代表性体积单元建立了有限元模型,以预测单向排布的短玻纤增强聚乙烯复合材料的CTE。然而,对具有复杂空间排布的短纤维增强复合材料建立有限元模型仍面临几何建模和网格划分难度大等问题<sup>[19]</sup>。因此,目前针对非单向排布的短纤维增强复合材料CTE的研究很少,特别是针对纤维各向异性特性以及复合材料内部纤维分布特征对其CTE影响的相关分析和总结。

准确量化短纤维增强复合材料的纤维分布特

征是预测其 CTE 的前提,也是验证纤维动力学及断裂机理模型的关键手段<sup>[20]</sup>。然而,纤维长度统计极为耗时,即使是小样本也含有百万级纤维,而 ISO 22314<sup>[21]</sup>要求单次测量  $300 \pm 60$  根,工作量巨大。对于取向分布,研究人员已经做了很多尝试。Kawamura 等<sup>[22]</sup>利用扫描声学显微镜捕获干涉条纹并成功表征纤维的三维取向。光学技术具备相对简单且成本较低的优势,因而成为纤维取向分布测量最常用的方法<sup>[23-24]</sup>。该方法通过高分辨光学成像获取抛光面上倾斜纤维的椭圆截面,再依据体视学原理计算取向角。尽管无法直接给出纤维的三维取向<sup>[25]</sup>,该方法仍是目前的最优选择。Vélez-García 等<sup>[26]</sup>优化了表面处理与图像处理流程,以解决成像模糊问题。而 Sharma 等<sup>[27]</sup>进一步探究发现,成像模糊或低分辨率会显著扭曲取向结果,进而影响复合材料力学性能预测准确性。上述光学方法默认纤维截面为圆形,而 Sharp 等<sup>[28]</sup>进一步引入滚动自由度,将约束放宽为椭圆截面,但需预先测定长短轴尺寸。

本文通过概率密度函数来描述纤维取向及长度的分布统计特征,结合热力学分析理论,建立了适用于短纤维增强复合材料的 CTE 预测模型。讨论分析了纤维平均取向角、纤维平均长度及纤维体积分数等纤维分布特征对复合材料 CTE 的影响规律。而后,制备了短碳纤增强聚醚酰亚胺(short carbon fiber/polyetherimide, SCF/PEI)复合材料并对其热膨胀性能进行测试,还对其纤维分布特征进行表征并得到了相应的表征参数。最后,将所得数据代入预测模型中,将预测值与实验结果进行对比,验证了模型的可靠性。

## 1 短纤维增强复合材料 CTE 预测

单向排布的连续纤维增强复合材料的纵向热膨胀系数  $\alpha_1^0$  和横向热膨胀系数  $\alpha_2^0$  可以通过复合材料热力学方法推导得到。当纤维和基体均视为各向同性材料时,  $\alpha_1^0$  的计算式为<sup>[13]</sup>

$$\alpha_1^0 = \frac{E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{E_f V_f + E_m V_m} \quad (1)$$

式中:  $V_f$  和  $V_m$  分别为纤维和基体的体积分数;  $E_f$  和  $E_m$  分别为纤维和基体的弹性模量;  $\alpha_f$  和  $\alpha_m$  分别为纤维和基体的热膨胀系数。

当单向排布的短纤维增强复合材料中短纤维长度为  $l$  时,纤维弹性模量  $E_f$  应乘以一个折减系数

$\lambda$ <sup>[15]</sup>,  $\lambda$  的表达式为

$$\lambda = 1 - \frac{\tanh(\eta l/2)}{\eta l/2} \quad (2)$$

其中

$$\eta = \sqrt{\frac{2G_m}{E_f r_f^2 \ln(R/r_f)}} \quad (3)$$

式中:  $G_m$  为基体的剪切模量;  $r_f$  为纤维半径;  $R$  为纤维之间垂直于长度方向的平均距离。若纤维服从正方形排布,则

$$\ln \frac{R}{r_f} = \frac{1}{2} \ln \left( \frac{\pi}{V_f} \right) \quad (4)$$

单向排布的短纤维增强复合材料的  $\alpha_1^0$  为

$$\alpha_1^0 = \frac{\lambda E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{\lambda E_f V_f + E_m V_m} \quad (5)$$

然而,单向排布的连续纤维增强复合材料和短纤维增强复合材料的  $\alpha_2^0$  计算式形式上均为<sup>[13]</sup>

$$\alpha_2^0 = (1 + \nu_f) \alpha_f V_f + (1 + \nu_m) \alpha_m V_m - \alpha_1^0 \nu_{12} \quad (6)$$

式中:  $\nu_f$  和  $\nu_m$  分别为纤维和基体的泊松比;复合材料的泊松比  $\nu$  可表示为

$$\nu = V_f \nu_f + V_m \nu_m \quad (7)$$

当纤维视为横观各向同性材料、而基体依旧视为各向同性材料时,单向排布的短纤维增强复合材料的  $\alpha_1^0$  只需要将式(5)中纤维相关的材料参数  $E_f$  和  $\alpha_f$  替换为对应的轴向材料参数即可。此时,考虑了纤维各向异性特征的单向排布的短纤维增强复合材料的  $\alpha_1^0$  为<sup>[14]</sup>

$$\alpha_1^0 = \frac{\lambda E_{f1} \alpha_{f1} V_f + E_m \alpha_m V_m}{\lambda E_{f1} V_f + E_m V_m} \quad (8)$$

式中:  $E_{f1}$  和  $\alpha_{f1}$  分别为纤维的轴向弹性模量和热膨胀系数。

此时,单向排布的连续纤维增强复合材料的  $\alpha_2^0$  计算式为<sup>[14]</sup>

$$\alpha_2^0 = \alpha_m + \frac{d_1 + d_2}{n_1 + n_2 + n_3} \quad (9)$$

其中

$$\begin{aligned} d_1 &= E_{f1} E_{f2} V_f \nu_{12} [(\nu_m^2 + \nu_m V_m)(\alpha_m - \alpha_{f1}) + \\ &\quad 2V_f(\alpha_{f2} - \alpha_m) + \nu_m^2 V_f(\alpha_m + \alpha_{f1} - 2\alpha_{f2})] \\ d_2 &= E_{f1} E_m V_f [2\nu_{21} V_m(1 - \nu_m \nu_{12})(\alpha_m - \alpha_{f2}) + \\ &\quad \nu_{12} V_m(2\nu_{21} - \nu_m + \nu_m^2)(\alpha_m - \alpha_{f1})] \\ n_1 &= E_m E_{f1} V_m [\nu_{21} + (\nu_{21} + \nu_{12}) V_f + \nu_m \nu_{21} V_m - \\ &\quad (1 + 4\nu_{21}) \nu_m \nu_{12} V_f] \\ n_2 &= E_m^2 V_m^2 \nu_{12} (1 - \nu_m - 2\nu_{12} \nu_{21}) \\ n_3 &= E_{f1} E_{f2} V_f \nu_{12} (1 + V_f - 2\nu_m^2 V_f + \nu_m V_m) \end{aligned} \quad (10)$$

式中:  $E_{12}$  和  $\alpha_{12}$  分别为纤维的横向弹性模量和热膨胀系数; 且对于纤维 1-2 平面内的泊松比, 通常有  $\nu_{21} = \nu_{12} E_{12} / E_{11}$ 。

同理, 需要对式 (8) 中的纤维弹性模量  $E_{11}$  乘以一个折减系数后, 再代入式 (9) 才能得到单向排布的短纤维增强复合材料的  $\alpha_1^0$  计算式。

若单向排布的短纤维增强复合材料中的纤维取向相对于纵向的偏转角为  $\theta$ , 则在 1' 方向和 2' 方向上的热膨胀系数  $\alpha_1'$  和  $\alpha_2'$  可分别表示为

$$\alpha_1' = \alpha_1^0 \cos^2 \theta + \alpha_2^0 \sin^2 \theta \quad (11)$$

$$\alpha_2' = \alpha_1^0 \sin^2 \theta + \alpha_2^0 \cos^2 \theta \quad (12)$$

最终, 结合纤维长度分布和取向分布的概率密度函数表达式  $f(l)$  和  $g(\theta)$ , 非单向排布的短纤维增强复合材料的纵向和横向热膨胀系数  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  的计算表达式分别为

$$\alpha_1 = \int_{\theta=0}^{\pi/2} \int_{l=0}^{\infty} (\alpha_1^0 \cos^2 \theta + \alpha_2^0 \sin^2 \theta) f(l) g(\theta) dl d\theta \quad (13)$$

$$\alpha_2 = \int_{\theta=0}^{\pi/2} \int_{l=0}^{\infty} (\alpha_1^0 \sin^2 \theta + \alpha_2^0 \cos^2 \theta) f(l) g(\theta) dl d\theta \quad (14)$$

## 2 短纤维增强复合材料制备与表征

### 2.1 短纤维增强复合材料制备

采用由中复神鹰碳纤维股份有限公司提供的 T800 碳纤 SYT55S-12K, 制备以由沙伯基础 (中国) 研发有限公司提供的聚醚酰亚胺 (PEI, Ultem-1000) 为基体的复合材料试样。其中, 碳纤的密度为  $1.8 \text{ g/cm}^3$ ; PEI 的密度为  $1.28 \text{ g/cm}^3$ , 纯度为 100%, 粉末颗粒尺寸约为  $0.125 \text{ mm}$ 。分别使用熔融挤出法、溶液浸渍法及粉末悬浮法制备母料结合注塑成型工艺制备 SCF/PEI 复合材料。

1) 熔融挤出法采用南京科亚化工机械有限公司提供的同向双螺杆挤出机 SK60/KY3-15-12-7, 对混合物进行熔融共混造粒, 制备的 4 批母料纤维体积百分比分别为 5%、10%、15% 和 20%。直接利用海天塑料机械有限公司提供的注塑机 MA900II/260 注塑, 即可得到体积百分比分别为 5%、10%、15% 和 20% 的 SCF/PEI 复合材料。为方便后续描述, 将挤出-注塑工艺制备的复合材料命名为“纤维含量 SCF/PEI<sub>E</sub> (extrusion)”, 如 20SCF/PEI<sub>E</sub> 表示由挤出一注塑工艺制备的纤维体积百分比为 20% 的复合材料。

2) 溶液浸渍法及粉末悬浮法。采用此法制备的母料纤维体积百分比均为 40%, 而后将母料与一定量的 PEI 粉末混合均匀后再进行注塑得到体积百分比为 20% 的 SCF/PEI 复合材料。可通过所需纤维体积分数转化成质量分数, 从而确定所需 PEI 分量。最终, 两种方法中, 母料与 PEI 粉末的质量比均为 215:185。将溶液-注塑和悬浮液-注塑工艺制备的纤维体积百分比为 20% 的复合材料分别命名为 20SCF/PEI<sub>S+D</sub> (solution and dilute) 和 20SCF/PEI<sub>AS+D</sub> (aque-ous suspension and di-lute)。注塑温度总范围为  $365 \text{ }^\circ\text{C} \sim 385 \text{ }^\circ\text{C}$ , 每隔  $5 \text{ }^\circ\text{C}$  为一个区间, 模具温度为  $170 \text{ }^\circ\text{C}$ 。为避免制备工艺对试样的影响, 注塑不同工艺的试样前, 依次使用聚丙烯和 PEI 清洗注塑机内部, 再进行注塑。

### 2.2 短纤维增强复合材料 CTE 测试

依据 ASTM E831 标准<sup>[29]</sup>, 采用传统石英顶杆法分别沿着注塑方向和垂直注塑方向对复合材料纵向及横向的热膨胀系数进行了测量。其中, 测试温度范围为  $30 \text{ }^\circ\text{C} \sim 180 \text{ }^\circ\text{C}$ , 升温速率为  $3 \text{ }^\circ\text{C/min}$ , 测试气氛为氮气。首先, 将试样放在控温炉内, 通过给顶杆施加微小力, 使氮气与试样接触。试样随着温度的变化发生形变, 样品对顶杆产生反推力使其位移发生变化, 同步记录温度和位移变化的数据, 即可获得位移随温度变化的实时曲线。试样的线性膨胀系数计算式为

$$\alpha = \frac{L_1 - L_0}{L_0 \times (T_1 - T_0)} \quad (15)$$

式中:  $L_0$  为样品在初始温度  $T_0$  下的初始长度;  $L_1$  为样品在温度  $T_1$  下的长度。依据 ASTM E831 标准要求, 每组测试试样不少于 3 个, 最后取平均值。

### 2.3 纤维长度分布统计

采用热解法将纤维从复合材料中剥离出来, 将切割下来的样品置于合肥科晶材料科技有限公司提供的高温炉 OTF-1200X 中, 在  $580 \text{ }^\circ\text{C}$  下灼烧  $1.5 \text{ h}$ , 升温速率设置为  $3 \text{ }^\circ\text{C/min}$ , 从样品基体完全热解后形成的粉末中获得待测纤维。将纤维置于载玻片上并用宁波舜宇光学科技有限公司提供的金相显微镜 CX40M 进行观察, 显微图像如图 1 所示, 并用软件 ImageJ 测量纤维长度, 每种纤维至少统计 300 根<sup>[21]</sup>。最终统计得到的纤维长度分布可拟合为双参威布尔 (Weibull) 分布:

$$f(l) = \frac{b}{a} \left( \frac{l}{a} \right)^{b-1} \exp - \left( \frac{l}{a} \right)^b \quad (16)$$

式中:  $a$  和  $b$  分别为形状参数和尺度参数, 且均取

正实数。

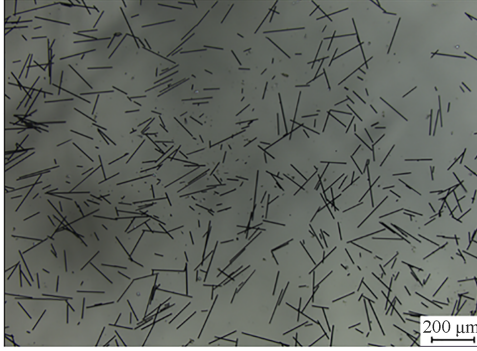


图 1 纤维长度分布统计光学显微图像  
Fig. 1 Statistical optical micrograph of fiber length distribution

#### 2.4 纤维取向分布统计

将图像分析算法<sup>[30]</sup>与椭圆截面法相结合, 算法框架编译于 MATLAB 脚本, 具体统计过程如下。首先, 将切割得到的复合材料试样从低目数砂纸到高目数砂纸进行打磨以逐渐减少划痕。然后, 对样品切面进行抛光去除划痕, 直至在显微镜或立体镜的镜头下能清晰地看到纤维的椭圆轮廓, 如图 2 所示。拍摄得到灰度图像, 通过顶帽变换使图像亮度均匀化并采用大津法 (OTSU) 将灰度图像二值化; 利用基于标记的分水岭算法将图像中边界发生接触的纤维分割; 通过矩算法拟合得到纤维椭圆截面的短轴和长轴尺寸, 基于纤维横截面为圆形的假设, 最终可由几何关系计算得到纤维取向相对于纵向的偏转角  $\theta$  为<sup>[31]</sup>

$$\theta = \cos^{-1}(s/t) \quad (17)$$

式中:  $\theta$  为纤维轴线与注塑方向之间的角度,  $s$  和  $t$  分别为纤维椭圆轮廓的短轴和长轴, 如图 3 所示;  $\phi$  为纤维在垂直于注塑方向平面上的投影与其中一个坐标轴的夹角。

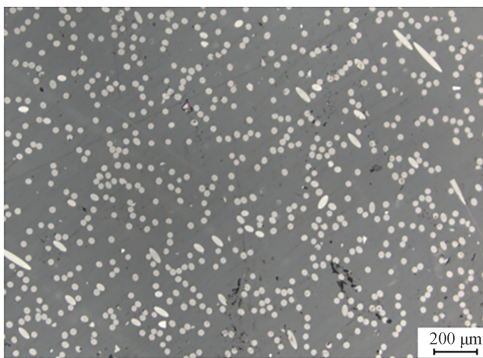


图 2 纤维取向分布统计光学显微图像  
Fig. 2 Statistical optical micrograph of fiber orientation distribution

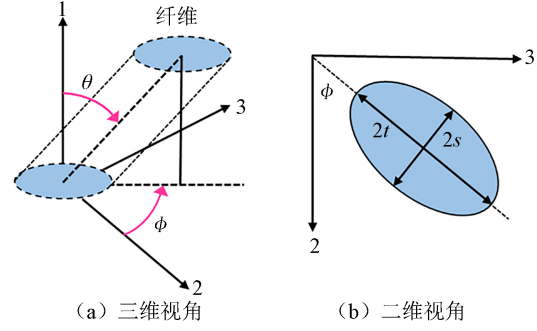


图 3 纤维取向示意

Fig. 3 Schematic of fiber orientation

统计得到的纤维取向分布可拟合为<sup>[32]</sup>

$$g(\theta) = \frac{(\sin \theta)^{2p-1} (\cos \theta)^{2q-1}}{\int_{\theta_{\min}}^{\theta_{\max}} (\sin \theta)^{2p-1} (\cos \theta)^{2q-1} d\theta} \quad (18)$$

式中:  $p$  和  $q$  均为统计结果衍生参数, 取值不小于 0.5;  $\theta_{\min}$  为取向最小值;  $\theta_{\max}$  为取向最大值。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 纤维分布特征对复合材料 CTE 的影响

为了探究纤维分布特征对短纤维增强复合材料 CTE 的影响, 如纤维平均长径比  $l_{\text{mean}}/(2r_f)$ 、纤维平均取向角  $\theta_{\text{mean}}$  和纤维体积分数  $V_f$ , 取以下参数组合作为对照组:  $r_f = 2.5 \mu\text{m}$ ,  $l_{\text{mean}} = 90.27 \mu\text{m}$  ( $a = 100, b = 1.5$ ),  $\theta_{\text{mean}} = 12.95^\circ$  ( $p = 0.6, q = 8$ ),  $E_{f1} = E_f = 297 \text{ GPa}$ ,  $E_{f2} = 8 \text{ GPa}$ ,  $\alpha_{f1} = \alpha_f = -0.56 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ,  $\alpha_{f2} = 6 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ,  $E_m = 3.3 \text{ GPa}$ ,  $\alpha_m = 38 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ,  $\nu_{f1} = \nu_f = 0.256$ ,  $\nu_m = 0.36$ ,  $V_f = 20\%$ 。然后, 只改变其中一个参数, 其余参数不变, 特别说明的除外。

通过固定参数  $b$ 、调整参数  $a$  来控制  $l_{\text{mean}}$  的变化, 得到纤维平均长径比  $l_{\text{mean}}/(2r_f)$  对  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  的影响, 如图 4 (a) 所示。当平均长径比小于 200 时,  $\alpha_1$  随着纤维平均长径比的增大而迅速减小; 当平均长径比达到 200 后, 变化趋势逐渐平缓。这是由于基体的热膨胀系数比纤维的纵向热膨胀系数大, 纤维对基体起到约束的作用, 而随着纤维平均长径比的增大, 纤维对于基体的约束能力增强, 从而导致复合材料的  $\alpha_1$  减小。但是当纤维平均长径比增大到一定程度时, 纤维对基体的约束能力趋近于连续纤维, 此时,  $\alpha_1$  几乎不随纤维的平均长径比的变化而发生变化。 $\alpha_2$  则随着纤维平均长径比的增大呈上升趋势, 但始终对纤维平均

长径比不敏感,这是由于在复合材料中,纤维主要靠轴向承载,而横向承载主要依靠纤维与基体之间的界面,从而导致纤维对基体横向约束能力较弱。

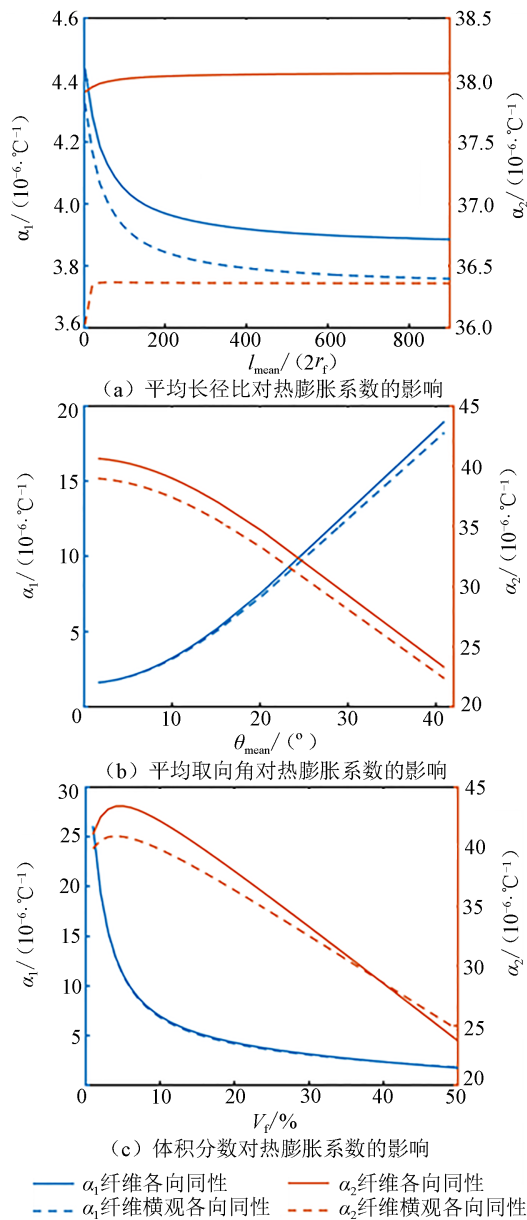


图 4 纤维分布特征对复合材料热膨胀系数的影响  
Fig. 4 Influence of fiber distribution characteristics on the CTE of composites

通过固定参数  $p$ 、调整参数  $q$  来控制  $\theta_{\text{mean}}$  的变化,得到  $\theta_{\text{mean}}$  对  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  的影响,如图 4 (b) 所示。 $\theta_{\text{mean}}$  能够对复合材料的热膨胀系数产生显著的影响。随着  $\theta_{\text{mean}}$  的增加,  $\alpha_1$  急剧增大,而  $\alpha_2$  则显著减小。当纤维与复合材料纵向偏离时,纤维对基体纵向的约束能力减弱,同时加强了对基体横向的约束能力。

$V_f$  同样对  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  有显著的影响,如图 4 (c) 所示。 $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  均基本随着  $V_f$  的提升而下降,说明通过添加更多的短纤维进入基体是降低复合材料热膨胀系数的有效手段。其中,  $\alpha_2$  在较小  $V_f$  时,存在阶段性的上升,这是因为纤维的轴向模量远大于基体,而轴向热膨胀系数远小于基体,即便在  $V_f$  较小的情况下,纤维依旧会对基体在轴向的应变形成很强的约束;纤维对基体在横向方向的约束较弱,因而基体会在横向方向出现较大的补偿性膨胀变形。

综上所述,相比于纤维平均长径比,  $\theta_{\text{mean}}$  和  $V_f$  对短纤维增强复合材料的热膨胀系数的影响更显著;且整体来看,相比于将纤维视为各向同性材料的模型,横观各向同性模型预测的  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  更小,且对于  $\alpha_2$  更明显,从而更能凸显纤维对基体的约束作用。

3.2 短纤维增强复合材料CTE 预测

对制备的 6 种 SCF/PEI 复合材料进行纤维长度分布和取向分布统计,统计结果如表 1 所示,对应的热膨胀系数测试以及预测结果如图 5 所示。

| 表 1 纤维长度和取向分布统计结果                                                        |       |     |                                 |     |     |                                   |
|--------------------------------------------------------------------------|-------|-----|---------------------------------|-----|-----|-----------------------------------|
| Table 1 Statistical results of fiber length and orientation distribution |       |     |                                 |     |     |                                   |
| 复合材料                                                                     | $a$   | $b$ | $l_{\text{mean}} / \mu\text{m}$ | $p$ | $q$ | $\theta_{\text{mean}} / (^\circ)$ |
| 5SCF/PEI <sub>E</sub>                                                    | 172.7 | 2.9 | 154.0                           | 2.4 | 7.4 | 28.8                              |
| 10SCF/PEI <sub>E</sub>                                                   | 149.2 | 3.1 | 133.4                           | 2.3 | 8.4 | 26.7                              |
| 15SCF/PEI <sub>E</sub>                                                   | 129.4 | 2.2 | 114.6                           | 2.1 | 9.4 | 24.3                              |
| 20SCF/PEI <sub>E</sub>                                                   | 121.5 | 2.6 | 107.9                           | 1.7 | 9.0 | 22.3                              |
| 20SCF/PEI <sub>S+D</sub>                                                 | 156.1 | 2.8 | 139.0                           | 1.1 | 3.7 | 26.3                              |
| 20SCF/PEI <sub>AS+D</sub>                                                | 233.3 | 2.3 | 206.6                           | 1.0 | 4.9 | 22.2                              |

如表 1 所示,对于挤出-注塑工艺制备的 SCF/PEI 复合材料,其  $l_{\text{mean}}$  和  $\theta_{\text{mean}}$  均随着  $V_f$  的提升而减小。这是由于在注塑成型过程中,  $V_f$  越高,纤维之间发生碰撞的概率以及熔融体的黏度也越高,因而纤维发生断裂的概率也越大,导致纤维长度衰减得更剧烈;且  $V_f$  越高,纤维受到其周围的纤维扰动也越大,使其不容易发生偏转,从而更有利于其沿着注塑方向取向。当  $V_f = 20\%$  时,挤出-注塑工艺制备的复合材料的平均纤维长度  $l_{\text{mean}}$  为 107.9  $\mu\text{m}$ ,溶液-注塑工艺和悬浮液-注塑工艺制备的材料分别提高至 139.0  $\mu\text{m}$  和 206.6  $\mu\text{m}$ ,

增幅分别为 28.8% 和 91.5%。如图 5 所示, 由于  $\alpha_1$  对  $V_f$  的变化较敏感,  $\alpha_1$  呈现明显的下降趋势, 而  $\alpha_2$  则相对保持稳定。同时, 各向同性模型和横观各向同性模型对  $\alpha_1$  预测的误差范围分别为 23.8%~31.9% 和 21.1%~27.6%, 对  $\alpha_2$  的误差范围分别为 15.8%~21.9% 和 18.6%~25.0%。由于实验误差的累积效应, 在对连续纤维增强复合材料进行性能测试时, 基于独立给定的纤维与基体性能及纤维几何参数所得到的弹性模量预测值与实验值之间的平均相对误差通常不低于 10%<sup>[33]</sup>。对于短纤维增强复合材料, 所需输入参数几乎翻倍, 热膨胀系数的预测误差约为 20%。因此, 两个模型均具有一定的预测精度, 均可实现快速预测并为工程设计提供建议, 且横观各向同性模型略胜一筹。

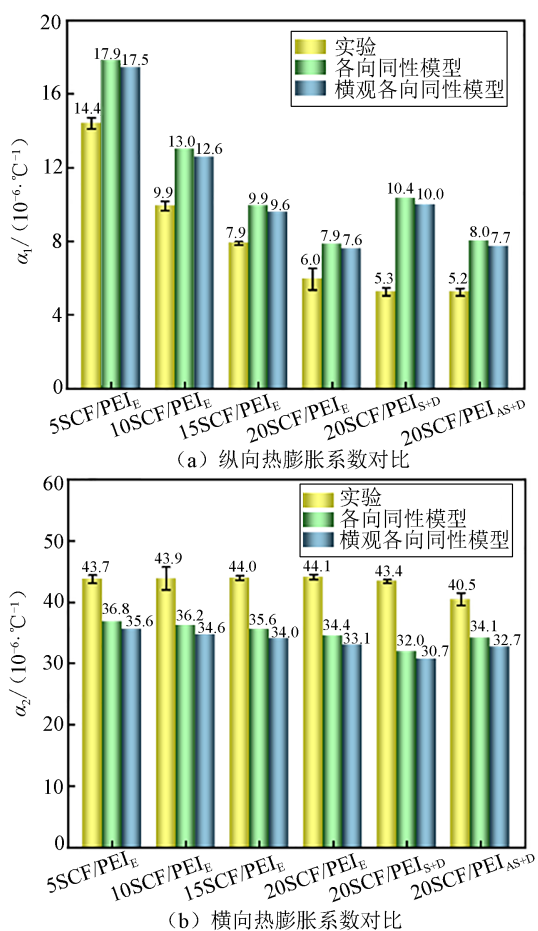


图 5 实验与理论预测对比

Fig. 5 Comparison between experimental results and theoretical predictions

此外, 由于制备工艺的改进, 相比于挤出-注塑制备的相同  $V_f$  的 SCF/PEI 复合材料, 溶液-注塑和悬浮液-注塑制备的 SCF/PEI 复合材料的  $l_{\text{mean}}$  均得到了提升。其中, 20SCF/PEI<sub>AS+D</sub> 的  $l_{\text{mean}}$  最高

且具备最小的  $\theta_{\text{mean}}$ 。然而, 如图 5 所示, 模型预测结果与实验结果偏差较大, 这可能是由复合材料纤维分布特征的统计误差造成的, 如在统计过程中, 较长的纤维更容易折断导致低估了真实的纤维长度。

## 4 结论

本文基于热力学理论, 并结合纤维取向概率密度函数与长度概率密度函数, 建立了短纤维增强复合材料的 CTE 预测模型。讨论分析了复合材料纤维分布特征对复合材料热膨胀性能的影响。分别通过挤出-注塑、溶液-注塑和悬浮液-注塑工艺制备了 SCF/PEI 复合材料, 统计了纤维取向和长度分布, 并对 SCF/PEI 复合材料热膨胀性能进行了测试。最后, 将模型预测结果与实验结果进行对比, 主要结论如下。

1) 将热力学理论与纤维取向概率密度函数和长度概率密度函数进行结合, 建立了短纤维增强复合材料的 CTE 预测模型, 基于该模型分析了纤维分布特征  $\theta_{\text{mean}}$ 、 $V_f$  和纤维平均长径比对短纤维增强复合材料热膨胀性能的影响规律。 $\alpha_1$  与纤维平均长径比和  $V_f$  呈负相关, 与  $\theta_{\text{mean}}$  呈正相关;  $\alpha_2$  与  $\theta_{\text{mean}}$  和  $V_f$  呈负相关, 与纤维平均长径比呈正相关。

2) 短纤维增强复合材料的 CTE 对  $\theta_{\text{mean}}$  和  $V_f$  的敏感度高于对纤维平均长径比的敏感度,  $\alpha_2$  随平均长径比的增大而缓慢上升, 随  $\theta_{\text{mean}}$  和  $V_f$  的增大而急剧下降。

3) 相比于各向同性模型, 横观各向同性模型更能凸显纤维对基体的约束作用。当  $V_f \leq 40\%$  时, 其预测的  $\alpha_1$  和  $\alpha_2$  总体小于各向同性模型; 而当  $V_f > 40\%$  时, 因纤维约束权重差异导致线性轨迹交叉, 出现相反趋势。

4) 挤出-注塑工艺制备的复合材料  $\theta_{\text{mean}}$  和  $l_{\text{mean}}$  均随纤维体积百分比的提高而减小; 当  $V_f = 20\%$  时, 平均纤维长度  $l_{\text{mean}}$  为 107.9  $\mu\text{m}$ , 溶液-注塑工艺和悬浮液-注塑工艺制备的材料分别提高至 139.0  $\mu\text{m}$  和 206.6  $\mu\text{m}$ , 增幅分别为 28.8% 和 91.5%。

5) 两种模型均具有一定的预测精度, 其中横观各向同性模型略胜一筹。对于  $\alpha_1$ , 各向同性模型的预测偏差范围为 23.8%~31.9%, 横观各向同性模型为 21.1%~27.6%; 对于  $\alpha_2$ , 偏差范围分别为 15.8%~21.9% 和 18.6%~25.0%。

## 参考文献

- [1] SUN Z, ZHAO Z K, ZHANG Y Y, et al. Mechanical, tribological and thermal properties of injection molded short carbon fiber/expanded graphite/polyetherimide composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2021, 201: 108498.
- [2] SUN Z, LI Y Q, HUANG P, et al. Temperature-dependent mechanical properties of polyetherimide composites reinforced by graphene oxide-coated short carbon fibers[J]. *Composite Structures*, 2021, 270: 114075.
- [3] 聂婷, 王焕春, 李瑞怡, 等. 热固性碳纤维复合材料回收技术研究进展[J]. *火箭军工程大学学报*, 2024, 38(4): 108-118.
- NIE T, WANG H C, LI R Y, et al. Research progress of thermosetting carbon fiber composites recycling technology[J]. *Journal of Rocket Force University of Engineering*, 2024, 38(4): 108-118.
- [4] 任碧云, 蔡辉, 刘德俊, 等. 微胶囊化树脂基复合材料缠绕单向板的裂纹自修复与基体强化[J]. *火箭军工程大学学报*, 2024, 38(6): 73-77, 90.
- REN B Y, CAI H, LIU D J, et al. Crack self-repairing and matrix strengthening of microencapsulated resin-based composite wrapped unidirectional plate[J]. *Journal of Rocket Force University of Engineering*, 2024, 38(6): 73-77, 90.
- [5] 周丽, 张明远, 杨欣盛, 等. 构型化石墨烯纳米片/2009A1 复合材料热膨胀系数模拟[J]. *金属学报*, 2024, 60(7): 977-989.
- ZHOU L, ZHANG M Y, YANG X S, et al. Simulation of thermal expansion coefficient of configurational GNPs/2009A1 composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2024, 60(7): 977-989.
- [6] ISLAM M S, BENNINGER L F, PEARCE G, et al. Toughening carbon fibre composites at cryogenic temperatures using low-thermal expansion nanoparticles[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2021, 150: 106613.
- [7] ZHOU C, ZHOU Y X, ZHANG Q, et al. Near-zero thermal expansion of  $ZrW_2O_8$ /Al Si composites with three dimensional interpenetrating network structure[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 211: 108678.
- [8] KABLOV E N, STARTSEV V O. The influence of internal stresses on the aging of polymer composite materials: a review[J]. *Mechanics of Composite Materials*, 2021, 57(5): 565-576.
- [9] 王文娇, 王振钦. 玻纤增强塑料在动态填充注射成型过程中的玻纤取向研究[J]. *造纸装备及材料*, 2023, 52(6): 92-94.
- [10] HAUSMANN J, ESHA, SCHMIDT S, et al. Mean value-amplitude method for the determination of anisotropic mechanical properties of short fiber reinforced thermoplastics[J]. *Journal of Composites Science*, 2022, 6(6): 179.
- [11] MAERTENS R, HEES A, SCHÖTTL L, et al. Fiber shortening during injection molding of glass fiber-reinforced phenolic molding compounds: fiber length measurement method development and validation[J]. *Polymer-Plastics Technology and Materials*, 2021, 60(8): 872-885.
- [12] LI S Q, TIAN H C, HU G H, et al. Effects of shear during injection molding on the anisotropic microstructure and properties of EPDM/PP TPV containing rubber nanoparticle agglomerates[J]. *Polymer*, 2021, 229: 124008.
- [13] SCHAPERY R A. Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles [J]. *Journal of Composite Materials*, 1968, 2(3): 380-404.
- [14] RAN Z G, YAN Y, LI J F, et al. Determination of thermal expansion coefficients for unidirectional fiber-reinforced composites[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2014, 27(5): 1180-1187.
- [15] COX H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. *British Journal of Applied Physics*, 1952, 3(3): 72-79.
- [16] KAMARIAN S, BODAGHI M, ISFAHANI R B, et al. Influence of carbon nanotubes on thermal expansion coefficient and thermal buckling of polymer composite plates: experimental and numerical investigations[J]. *Mechanics Based Design of Structures and Machines*, 2021, 49(2): 217-232.
- [17] PENG Y H, ZHAO H T, YE J R, et al. Multiscale 3D finite element analysis of aluminum matrix composites with nano&micro inclusions[J]. *Composite Structures*, 2022, 288: 115425.
- [18] KALASHAMI E R, ANSARI R, HASSANZADEHAGHDAM M K, et al. Effects of alumina nanoparticles on the thermo-elastic constants of unidirectional short glass fiber-reinforced polyethylene composites: a finite element analysis[J]. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2025: 08927057 251359545.
- [19] GUO F L, HU J M, GUAN T, et al. Modeling and characterizations of mechanical behaviors of short carbon fiber and short glass fiber reinforced

- polyetherimide composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2022, 229: 109685.
- [20] PHELPS J H, ABD EL-RAHMAN A I, KUNC V, et al. A model for fiber length attrition in injection-molded long-fiber composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 51: 11-21.
- [21] International Organization for Standardization. *Plastics-Glass-fibre-reinforced products-Determination of fibre length: ISO 22314*[S]. Geneva: International Organization for Standardization, 2006.
- [22] KAWAMURA M, IKEDA S, MORITA S, et al. Unambiguous determination of 3D fiber orientation distribution in thermoplastic composites using SAM image of elliptical mark and interference fringe[J]. *Journal of Composite Materials*, 2005, 39(4): 287-299.
- [23] MLEKUSCH B. Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics II. Quantitative measurements by image analysis[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(4): 547-560.
- [24] BLANC R, GERMAIN C, DA COSTA J P, et al. Fiber orientation measurements in composite materials[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, 37(2): 197-206.
- [25] BAY R S, TUCKER C L III. Stereological measurement and error estimates for three-dimensional fiber orientation[J]. *Polymer Engineering & Science*, 1992, 32(4): 240-253.
- [26] VÉLEZ-GARCÍA G M, WAPPEROM P, BAIRD D G, et al. Unambiguous orientation in short fiber composites over small sampling area in a centered disk[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, 43(1): 104-113.
- [27] SHARMA B N, NARAGANI D, NGUYEN B N, et al. Uncertainty quantification of fiber orientation distribution measurements for long-fiber-reinforced thermoplastic composites[J]. *Journal of Composite Materials*, 2018, 52(13): 1781-1797.
- [28] SHARP N D, GOODSELL J E, FAVALORO A J. Measuring fiber orientation of elliptical fibers from optical microscopy[J]. *Journal of Composites Science*, 2019, 3(1): 23.
- [29] 美国材料与试验协会. 通过热机械分析对固体材料进行线性热膨胀的标准试验方法: ASTM E831-2003[S]. 费城: 美国材料与试验协会, 2003. American Society of Testing Materials. Standard test method for linear thermal expansion of solid materials by thermomechanical analysis: ASTM E831-2003[S]. Philadelphia: American Society of Testing Materials, 2003.
- [30] EBERHARDT C, CLARKE A. Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites. Part I: automated, high-angular-resolution measurement by confocal microscopy[J]. *Composites Science and Technology*, 2001, 61(10): 1389-1400.
- [31] HINE P J, DUCKETT R A, WARD I M, et al. A comparison of short glass fiber reinforced polypropylene plates made by conventional injection molding and using shear controlled injection molding[J]. *Polymer Composites*, 1996, 17(3): 400-407.
- [32] FU S Y, LAUKE B. The elastic modulus of misaligned short-fiber-reinforced polymers[J]. *Composites Science and Technology*, 1998, 58(3-4): 389-400.
- [33] HUANG Z M. On micromechanics approach to stiffness and strength of unidirectional composites[J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2019, 38(4): 167-196.

(编辑: 夏菁)