

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2025.12.020

# 回收碳纤维复合材料的能量等效分段强度预测

王安祺<sup>1</sup>, 毕俊喜<sup>1</sup>, 岳霞<sup>2</sup>, 薛志安<sup>2</sup>, 李玉强<sup>3</sup>, 李钊钰<sup>1</sup>

(1. 内蒙古工业大学力学与航空学院, 呼和浩特 010051; 2. 内蒙古工业大学能源与动力工程学院, 呼和浩特 010051;  
3. 内蒙古圣龙大地科技有限公司, 内蒙古鄂尔多斯 014300)

**摘要:** 针对回收碳纤维增强复合材料(CFRP)高温强度退化机理阐述不足、经验式难以同时描述“平台-转折-突降”且跨体系泛化不足的问题, 构建以力-热等效能量密度为主控项的分段指数预测模型。模型依据基体玻璃化转变与热解过程划分低/中/高温分段; 并结合 Halpin-Tsai 关系、温度相关界面增强效率系数和有效纤维体积分数, 对基体软化、界面退化和纤维分布非均匀性进行机理修正。参数采用最小二乘法在单组数据上标定, 随后在独立数据上验证, 并与常用的 S 形经验式作对比, 以均方根误差(RMSE)与决定系数( $R^2$ )评价预测性能。选取两组公开文献数据作为独立验证及检验外推能力, 结果显示: 在独立文献数据上, 环形吊带的 RMSE 由 196.31 MPa 降至 125.84 MPa,  $R^2$  由 0.882 升至 0.952; 单向层板的 RMSE 由 305.12 MPa 降至 105.20 MPa,  $R^2$  由 0.737 升至 0.969, 表明模型在中高温(200~600 °C)下能更准确地捕捉非线性退化。结果表明, 该模型在中高温区对非线性退化形态的捕捉更为准确, 能够在不同 CFRP 体系与温区实现强度的稳定预测; 同时明确了适用边界与主要不确定性来源, 为进一步面向不同基体/纤维体系和更复杂热历程的拓展应用提供了可量化的参数与性能区间。

**关键词:** 碳纤维复合材料; 高温强度退化; 分段指数预测模型; 力-热等效能量密度; Halpin-Tsai 模型

**中图分类号:** TQ327.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2025)12-0151-09

## Energy-equivalent piecewise strength prediction for recycled carbon fiber composites

WANG Anqi<sup>1</sup>, BI Junxi<sup>1</sup>, YUE Xia<sup>2</sup>, XUE Zhian<sup>2</sup>, LI Yuqiang<sup>3</sup>, LI Zhaoyu<sup>1</sup>

(1. School of Mechanics and Aeronautics, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China;  
2. School of Energy and Power Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China;  
3. Inner Mongolia Shenglong Dadi Technology Ltd, Ordos 014300, China)

**Abstract :** To address the insufficient mechanistic characterization of high-temperature strength degradation in recycled carbon fiber reinforced polymer (CFRP), the difficulty of empirical functions in jointly capturing the plateau-turning-drop pattern, and limited cross-system generalization, a piecewise exponential predictive model governed by the force-heat equivalence energy density was developed. The temperature range was divided into low, mid, and high segments based on matrix glass transition and pyrolysis. Mechanistic corrections were integrated using the Halpin-Tsai relation, a temperature-dependent interface enhancement efficiency coefficient, and an effective fiber volume fraction to represent matrix softening, interface degradation, and fiber nonuniformity. Model parameters were determined through least squares fitting with a single in-house dataset, followed by validation against independent datasets and comparison with a widely used S-shaped empirical function utilizing root-mean-square error (RMSE) and coefficient of determination ( $R^2$ ) for assessment. Two published datasets serve exclusively as independent test were set to evaluate extrapolation capability. For a CFRP ring strap, RMSE decreases from 196.31 MPa to 125.84 MPa, while  $R^2$  improves from 0.882 to 0.952. For a unidirectional laminate, RMSE decreases from 305.12 MPa to 105.20 MPa, with enhancing  $R^2$  from 0.737 to 0.969. These findings demonstrate a more accurate representation of nonlinear degradation within the mid-to-high temperature range (200–

**基金项目:** 2024“蒙科聚”创新驱动平台科技成果产业化示范项目(2024MKJCGZH001), 内蒙古自治区直属高校基本科研业务费项目(ZTY2024030)

**通信作者:** 毕俊喜, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为复杂机电装备可靠性设计、优化与控制

**收稿日期:** 2025-10-09

**引用格式:** 王安祺, 毕俊喜, 岳霞, 等. 回收碳纤维复合材料的能量等效分段强度预测[J]. 工程塑料应用, 2025, 53(12): 151–159.

WANG Anqi, BI Junxi, YUE Xia, et al. Energy-equivalent piecewise strength prediction for recycled carbon fiber composites[J]. Engineering Plastics Application, 2025, 53(12): 151–159.

600 °C) and consistent performance on external data. The model achieves a balance between physical interpretability and predictive accuracy, maintains stable predictions across various CFRP systems and temperature ranges, and delineates applicability limits along with principal sources of uncertainty. Simultaneously, the applicable boundaries and primary sources of uncertainty were distinctly defined, offering quantifiable parameters and performance intervals for subsequent applications to various matrix/fiber systems and more intricate thermal processes.

**Keywords :** carbon fiber reinforced polymer ; high-temperature strength degradation ; piecewise exponential predictive model ; force-heat equivalence energy density ; Halpin-Tsai model

碳纤维复合材料(CFRP)凭借其高强度、高比强度、出色的耐热性、良好的抗腐蚀性能以及较小的热膨胀系数等优异性能<sup>[1]</sup>,在航空航天制造领域得到了广泛应用,为飞行器的安全性和可靠性提供了有力保障<sup>[2]</sup>。然而,CFRP需求量的增加也伴随着大量废弃物的产生,后处理手段的缺少使得废弃CFRP的处理问题日益突出。复合材料中的碳纤维具有很高的回收价值。目前国内外研究人员探索了多种方法来回收复合材料中的碳纤维。其中,热回收法(高温裂解)能够在去除树脂基体的同时最大程度保留碳纤维的力学性能<sup>[3-5]</sup>,具有较高的碳纤维回收率和良好的工业化应用前景。但是通过热解回收的碳纤维相较于原生碳纤维往往会出现力学性能的显著退化,包括强度降低甚至断裂,限制了其在高要求应用中的有效性和可靠性。因此,在碳纤维回收后必须进行充分的力学性能评估,以确保其在各种服役环境下的适用性。

为了从理论上预测回收CFRP的力学性能,研究者在传统复合材料理论的基础上,开展了面向回收场景的扩展与再阐释。例如,早期提出的Halpin-Tsai模型(及其改进型)<sup>[6]</sup>、Bowyer-Bader模型<sup>[7]</sup>和Fu改进的混合法则<sup>[8]</sup>等,为弹性模量与强度的定量评估提供了基本框架,并在后续研究中被广泛用作参照与对比基线。在此基础上,Curtin等<sup>[9]</sup>将纤维束模型用于刻画复合材料的纵向拉伸强度与尺寸效应,该类方法突出单纤维强度的统计分布及断裂邻域的应力重分配机制,对回收材料中普遍存在的性能离散与渐进失效过程具有较强的解释能力。

早期的纤维束模型多为解析形式,能够预测复合材料强度的渐近行为以及不同应力再分配方案的影响。近年来,基于蒙特卡罗模拟的纤维束模型不断涌现<sup>[10-13]</sup>,通过随机样本生成与多次数值试验来刻画大尺度纤维束在拉伸过程中的逐步失效、载荷转移和断裂聚集现象,从而更适合描述回收材料的非均质性与强度离散。

在新的理论尝试方面,钱宜兴等<sup>[14]</sup>将重整化群方法与自组织临界理论引入单向增强复合材料的强度建模,从统计物理视角讨论临界涨落与局域失效集群对宏观强度的影响,为理解回收材料中“多缺陷-多尺度耦合”机制提供了新的分析框架,并已在有限元平台上展示了算法嵌入与数值实现的可行性。另外,王晓东等<sup>[15]</sup>提出了一种面向微观模拟的标准化建模流程,强调在微观单元尺度统一材料本构、界面接触与边界条件的设定,以提升模型与实验之间的可比性与可复现实性。在此框架下,界面退化、孔隙度演化与纤维聚集等微观因素对宏观力学响应的影响能够得到更有针对性的评估。研究结果进一步表明,微观模拟中对真实纤维分布与界面摩擦行为的纳入对获得更接近实际的预测至关重要。

总体而言,现有各类模型在一定程度上提高了复合材料力学性能预测的准确性,但在回收CFRP的高温强度退化问题中,对界面性能劣化、纤维分布不均匀性以及温度对基体本构与承载路径的协同作用仍缺乏合理描述,导致在复杂热载荷条件下的预测与实验之间存在显著偏差。因此,迫切需要一种能够综合考虑热-力耦合作用、基体热软化、界面性能退化及纤维分布非均匀性的新型模型,以提高回收CFRP在高温下的性能预测精度,为回收材料的后续工程应用提供可靠的理论依据。本文基于热-力耦合能量密度理论和经典微观增强模型,建立了一种融合指数增强模型用于预测回收CFRP的高温强度退化行为。

## 1 模型推导

力-热等效能量密度(FHEED)理论指出,材料在热载荷作用下的强度下降可以视为一个能量累积破坏过程<sup>[16]</sup>。具体而言,材料受到外部热源的影响产生强度变化时,热能与力学能之间的等效作用在破坏过程中起着重要作用。根据FHEED理论,材料的强度衰减与温度的变化密切相关,外界的热源

不断向材料提供热能,逐渐消耗材料的能量储备,导致其强度下降,最终导致材料的失效。

设定材料发生断裂需要消耗一个临界能量库  $W_c$ ,在只有机械载荷时,材料将这部分能量用于抵抗断裂;当温度升高时,热激活/热氧化会预先消耗这部分能量库的一部分  $\Delta W_T(T)$ ,使得剩余可用于承载的能量  $W_{res}(T)$  下降,  $W_{res}(T)$  的计算公式见式(1)。

$$W_{res}(T) = W_c - \Delta W_T(T) \quad (1)$$

式中:  $W_c$  为材料断裂所需能量;  $\Delta W_T(T)$  为热激活/热氧化所消耗能量。

无量纲温度占比  $\theta$  的定义见式(2)。

$$\theta = \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \in [0, 1) \quad (2)$$

式中:  $T_0$  为参考温度,通常取常温;  $T_{cf}$  为特征退化温度,表示强度开始显著下降的温度。

在工程上,碳纤维-树脂基体复合材料在升温时的强度与保持率常用指数型关系来拟合,因此设温度导致的能量消耗分数与  $\theta$  呈幂律关系,见式(3)。

$$\frac{\Delta W_T(T)}{W_c} = 1 - (1 - \theta)^\alpha \Rightarrow \frac{W_{res}(T)}{W_c} = (1 - \theta)^\alpha \quad (3)$$

式中:  $\alpha$  为温度诱导损伤指数,反映材料在升温过程中的损伤累积速率。

基于这一能量关系,进一步从断裂能准则角度建立与宏观强度的联系。对以脆性断裂为主的碳纤维材料,可采用 Griffith 类型的能量判据近似描述,即  $\sigma_f^2 \propto E_f G_c$ 。在温度  $T < T_{cf}$  范围内,碳纤维模量  $E_f$  随温度变化较小,远弱于断裂韧性  $G_c$  的下降幅度,因此强度近似与剩余能量库的平方根成正比,见式(4)。

$$\frac{\sigma_f(T)}{\sigma_f(T_0)} \approx \left[ \frac{W_{res}(T)}{W_c} \right]^{1/2} = (1 - \theta)^{\alpha/2} \quad (4)$$

式中:  $\sigma_f(T)$  为温度  $T$  下的碳纤维强度;  $\sigma_f(T_0)$  为参考温度  $T_0$  下的碳纤维强度。

将指数  $\alpha/2$  记为退化指数  $\beta$ ,最终得到强度  $\sigma_f(T)$  的变化与温度  $T$  之间的关系,见式(5)。

$$\sigma_f(T) = \sigma_f(T_0) \cdot \left( 1 - \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \right)^\beta \quad (5)$$

式中:  $\beta$  为热退化过程中材料的退化系数,表示单位温升引起的强度衰减速率。

为了便于计算和模拟,将上述公式改写为指数衰减的形式。强度变化随着温度的变化可以通过指数函数来近似描述,这种简化模型具有较好的计算效率,并能够较为精确地拟合强度随温度变化的

趋势。根据 FHEED 理论,材料的强度  $\sigma_f(T)$  随温度  $T$  变化的关系可以表示为式(6)。

$$\sigma_f(T) = \sigma_0 \cdot \exp \left( -\beta \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \right) \quad (6)$$

式中:  $\sigma_0$  为初始强度(通常为参考温度  $T_0$  下的强度)。

公式(6)通过指数衰减模型简洁地描述了材料强度随温度变化的规律,其中温度  $T$  越高,材料的强度衰减越显著。当温度接近特征退化温度  $T_{cf}$  时,强度衰减加速。这种指数形式的模型能够更加简洁地描述强度随温度变化的规律,尤其适用于高温环境下的强度预测。

由于 CFRP 在热解过程中树脂基体会依次经历玻璃态、橡胶态以及最终熔融<sup>[17]</sup>,因此设置  $T_{split}$  为分界温度用以区分热解过程的不同阶段。

假设材料在不同温度区间内的强度衰减速率不同,采用以下分段函数模型来描述强度变化。

$$\sigma_f(T) = \begin{cases} \sigma_0 \cdot \exp \left( -\beta_1 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \right) & T \leq T_{split1} \\ \sigma_0 \cdot \exp \left( -\beta_2 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \right) & T_{split1} < T \leq T_{split2} \\ \sigma_0 \cdot \exp \left( -\beta_3 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0} \right) & T > T_{split2} \end{cases} \quad (7)$$

式中:  $T_{split}$  为分界温度,表示温度从低温区间过渡到高温区间的温度点;  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  和  $\beta_3$  分别为基体处于不同状态时的退化指数。

该分段模型能够在不同温度区间内灵活地描述材料的强度衰减行为,更加准确地模拟复合材料在高温环境下的性能变化。在低温区间,材料的强度衰减速率相对较慢;在高温区间,随着温度的升高,材料的强度衰减速率加快。

复合材料的宏观强度不仅由上述热退化主控因素决定,还显著依赖于基体刚度、界面结合性能以及纤维分布等微观增强机制的协同作用。为此,需将经典的复合材料增强模型与热退化模型相结合,从微观尺度引入多个影响因子,对强度预测进行修正和完善。

首先,引入 Halpin-Tsai 微观力学模型来描述纤维增强相对复合材料整体性能的贡献。Halpin-Tsai 模型是一种经典的微观力学模型,最初用于预测复合材料弹性模量,但已有研究证明它同样适用于预

测复合材料的极限强度等性能<sup>[18]</sup>。通用形式见式(8)。

$$E_c = E_m \cdot \frac{1 + \xi \eta V_f}{1 - \eta V_f} \quad (8)$$

式中: $E_c$ 为复合材料的等效模量; $E_m$ 为基体材料的模量; $V_f$ 为增强相(如纤维)的体积分数; $\xi$ 为增强因子,与纤维的几何特征(如长径比)、加载方向有关; $\eta$ 为增强效应参数。

$\eta$ 的计算公式见式(9)。

$$\eta = \frac{(E_f/E_m) - 1}{(E_f/E_m) + \xi} \quad (9)$$

式中: $E_f$ 为增强相材料的模量。

接下来,考虑界面结合性能随温度的退化。随着环境温度升高,纤维/基体界面的黏结强度逐渐下降,这将削弱纤维对复合材料的增强作用。为描述界面在高温下变化,引入一个界面增强效率系数 $\eta(T)$ 表示材料界面在不同温度下的增强效果。随着温度升高,界面黏结力逐渐减弱,常常采用简单的经验模型进行描述,见式(10)。

$$\eta(T) = \eta_0 - \gamma T \quad (10)$$

式中: $\eta_0$ 为常温下的界面增强效率; $\gamma$ 为界面增强效率随温度变化的衰减系数,反映单位温升引起的界面传力效率衰减速率,通常随体系热稳定性降低而增大。

然后,考虑基体材料刚度(或强度)随温度的变化。CFRP在升温过程中,聚合物基体会发生玻璃化转变和软化,导致其弹性模量和承载能力显著降低。这一过程可用简化的线性模型表示,见式(11)。

$$E_m(T) = E_{m0} [1 - \alpha_T (T - T_0)] \quad (11)$$

式中: $E_{m0}$ 为常温下的基体模量; $\alpha_T$ 为基体的热

膨胀系数; $E_m(T)$ 表示温度变化引起的基体模量变化。

最后,引入纤维有效体积分数的概念来考虑纤维分布的不均匀性和聚集效应。当纤维体积分数达到某一临界值 $V_{f,max}$ 时,纤维的增强作用趋于饱和,此后继续增加纤维含量将不再显著提高复合材料的力学性能<sup>[19]</sup>。基于该假设,El-Sabbagh等<sup>[20]</sup>建立了一个经验模型,引入了纤维体积分数 $V_f$ 、最大体积分数 $V_{f,max}$ ,考虑了纤维与基体之间的界面结合状态与空间分布对复合材料性能的影响,用以修正纤维在基体中的非理想分布对增强效果的影响。

在实际复合材料中,纤维之间可能存在团聚、分布不均匀等现象,并非所有纤维都能充分参与力的传递。针对该问题,Facca等<sup>[19]</sup>提出了一个半经验形式的修正因子 $\chi$ ,来表示有效承载应力的纤维截面积与总纤维截面积的比例关系,该因子将有效纤维面积定义为实际参与应力传递的表面积部分,并扣除因界面失效或分布缺陷导致的损失面积, $\chi$ 被简化为式(12)。

$$\chi = 1 - \frac{V_f}{V_{f,max}} \quad (12)$$

由此进一步定义出“有效纤维体积分数” $V_f^{eff}$ ,用于表示在力学增强中真正发挥作用的纤维比例,其表达式见式(13)。

$$V_f^{eff} = \left(1 - \frac{V_f}{V_{f,max}}\right) V_f \quad (13)$$

将公式(8)、公式(9)、公式(10)、公式(11)、公式(13)代入公式(7)中,得到考虑热退化、界面质量劣化、纤维分布非均匀性等多因素耦合作用的公式,见式(14)。

$$\sigma_c(T) = \begin{cases} \sigma_0 \cdot \exp\left(-\beta_1 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0}\right) \cdot \left(\frac{E_m(T)}{E_{f,0}} \cdot \frac{1 + \xi \cdot \eta(T) \cdot V_f^{eff}}{1 - \eta(T) \cdot V_f^{eff}}\right)^k & T \leq T_{split1} \\ \sigma_0 \cdot \exp\left(-\beta_2 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0}\right) \cdot \left(\frac{E_m(T)}{E_{f,0}} \cdot \frac{1 + \xi \cdot \eta(T) \cdot V_f^{eff}}{1 - \eta(T) \cdot V_f^{eff}}\right)^k & T_{split1} < T \leq T_{split2} \\ \sigma_0 \cdot \exp\left(-\beta_3 \cdot \frac{T - T_0}{T_{cf} - T_0}\right) \cdot \left(\frac{E_m(T)}{E_{f,0}} \cdot \frac{1 + \xi \cdot \eta(T) \cdot V_f^{eff}}{1 - \eta(T) \cdot V_f^{eff}}\right)^k & T > T_{split2} \end{cases} \quad (14)$$

式中: $E_{f,0}$ 为原生碳纤维常温下的模量; $k$ 为增强调制的权重指数(简称增强指数),将Halpin-Tsai模型的增强核[含 $\eta(T)$ 、 $E_m(T)$ 、 $V_f^{eff}$ 等]映射为强度贡献,吸收取向分布、界面/基体协同与失效准则差异带来的非线性影响。

融合模型中所涉及的参数,可通过实验测量或

文献查得,具有良好的可获得性和工程实用性,可用于实验验证,也可在材料设计和热退化仿真中直接应用。

## 2 模型验证

采用两种典型CFRP体系的实验数据,对所提出的融合指数增强模型进行验证,并与现有的经验

模型进行对比。对比模型选取 Bisby 提出的经验曲线模型,该模型以 S 形函数形式描述了纤维增强复合材料强度随温度升高的退化规律,并已由大量实验数据拟合得到了典型参数。下文分别将融合指数增强模型与 Bisby 模型用于不同试验数据集的预测,对比两者的拟合精度和适用性。

## 2.1 单向 CFRP 环形吊带(IMS60 E13 24K 830tex/XB 3515/Aradur 5021)

研究对象为单向碳纤维增强环形吊带 (CFRP 环形吊带,IMS60 E13 24K 830tex/XB 3515/Aradur 5021),可用于桥梁吊杆、缆索、混凝土构件加固。Stankovic 等<sup>[21]</sup>开展了热工况试验,系统研究了单向 CFRP 环形吊带在 24~600 °C 下的拉伸性能。材料拉伸强度随温度变化数据见表 1。

表 1 IMS60 E13 24K 830tex/XB 3515/Aradur 5021 材料的拉伸强度随温度变化数据

Tab. 1 Data of tensile strength of IMS60 E13 24K 830tex/XB 3515/Aradur 5021 varying with temperature

| Temperature/°C | Tensile strength/MPa |          |          |
|----------------|----------------------|----------|----------|
|                | Group1               | Group2   | Group3   |
| 24             | 1 894.61             | 1 803.63 | 1 934.70 |
| 100            | 1 932.46             | 2 017.30 | 1 706.77 |
| 140            | 1 625.08             | 1 428.75 | 1 837.35 |
| 280            | 903.16               | 952.96   | 1 020.58 |
| 320            | 895.80               | 797.21   | 922.96   |
| 400            | 790.28               | 828.89   | 703.78   |
| 500            | 454.52               | 368.94   | 315.66   |
| 600            | 448.07               | 516.80   | 410.88   |

Bisby<sup>[22]</sup>提出了公式(15)半经验 S 形函数来描述 CFRP 力学性能随温度的降低。

$$f(T) = f_0 \left[ \left( \frac{1-a}{2} \right) \tanh \{ -b(T-c) \} + \left( \frac{1+a}{2} \right) \right] \quad (15)$$

式中:  $T$  为温度;  $f(T)$  为温度  $T$  下材料的拉伸强度,  $a$ ,  $b$  和  $c$  是经验推导的系数;  $f_0$  为常温下材料的拉伸强度。

基于现有的各种玻璃钢产品的实验数据库, Bisby 推导出了 CFRP 材料在高温下的拉伸强度系数,见表 2。

在应用融合指数增强模型时,首先利用实验数据对模型参数进行标定。选取表 1 中的第一组数据作为基准样本,通过最小二乘法拟合识别融合模型中涉及的参数,包括各温度区间的热退化系数  $\beta$  以及增强指数  $k$ 。拟合得到的参数列于表 3。

根据表 3 参数建立融合指数增强模型和传统经验模型,在相同条件下对第一组实验数据进行拟

表 2 Bisby 提出的拉伸强度系数

Tab. 2 Tensile strength coefficient proposed by Bisby

| Material | Coefficients |          |        |
|----------|--------------|----------|--------|
|          | $a$          | $b$      | $c$    |
| CFRP     | 0.10         | 0.005 83 | 339.54 |

Notes:  $a$ ,  $b$ ,  $c$  is empirical coefficient

表 3 融合指数模型参数(环形吊带)

Tab. 3 Integrated exponential model parameters (Ring strap)

| Temperature range/°C | Coefficients |      |
|----------------------|--------------|------|
|                      | $\beta$      | $k$  |
| $\leq 140$           | 0.02         | 6.00 |
| 140~320              | 0.05         |      |
| $\geq 320$           | 0.10         |      |

Notes:  $\beta$  is thermal degradation coefficient,  $k$  is enhancement index.

合,结果如图 1 所示。其中红色虚线为 Bisby 传统模型曲线,蓝色虚线为融合指数增强模型预测曲线,黑色散点为实验测得的强度值。

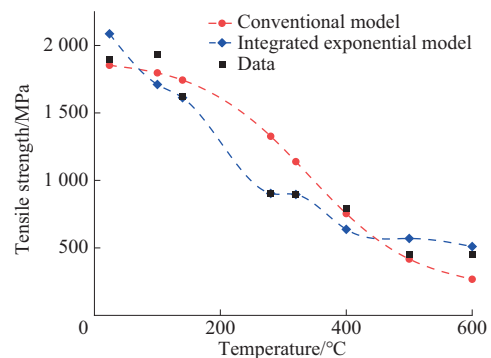


图 1 传统模型与融合指数模型在第一组数据上的拟合对比

Fig. 1 Fitting comparison of conventional model and integrated exponential model on dataset 1

由图 1 可见,两种模型均能基本反映材料强度随温度升高而下降的总体趋势。然而,融合指数增强模型在中高温区间(200~600 °C)对实验数据的拟合更加贴合,整体预测曲线更准确地捕捉了强度随温度变化的非线性形态,局部数据的响应精度也更高。相比之下,传统经验模型在高温段出现了一定的系统性偏差,其预测强度明显高于实验值,即对高温下强度的下降趋势估计不足。这表明传统模型有所简化,未能充分考虑界面效应减弱和热致退化的协同作用。

为进一步量化模型的预测性能,计算两种模型的均方根误差(RMSE)与决定系数( $R^2$ )指标。结果表明,传统指数模型的 RMSE 为 196.31 MPa,  $R^2$  为 0.882,而融合指数模型的 RMSE 显著降低至 125.84 MPa,  $R^2$  提高至 0.952。这一对比清晰地表明,融合模型在兼顾物理机制与数值稳定性的基础上,大幅提升了模型

对实验数据的拟合精度和解释能力。

为了进一步验证模型的稳健性和泛化能力,将基于第一组数据拟合得到的融合模型参数保持不变,分别应用于表 1 中的第二组和第三组数据,作为独立测试集来检验模型的预测性能。同时,也使用相同的方法计算传统 Bisby 模型在这两组数据下的预测值作为对比。图 2 展示了两种模型对第二组和第三组试验数据的预测曲线与实际值的对比情况,其中图 2a 和图 2b 分别对应第二组和第三组数据。如图 2a 所示,对于第二组实验数据,在中高温区间(200~600 °C)融合指数增强模型对强度退化趋势的拟合明显优于传统经验模型。具体而言,传统模型在该区间的预测值偏高,未能体现实验数据中强度缓降的特征,导致较大的误差;其定量指标为:RMSE 为 244.14 MPa,  $R^2$  为 0.810。相比之下,融合模型由于考虑了界面退化和多段非线性,能够更灵活地捕捉实际退化曲线,预测精度显著提升, RMSE 降低至 192.70 MPa,  $R^2$  提升至 0.881,这说明融合模型在处理中温段的复杂退化行为时具有更好的能力。

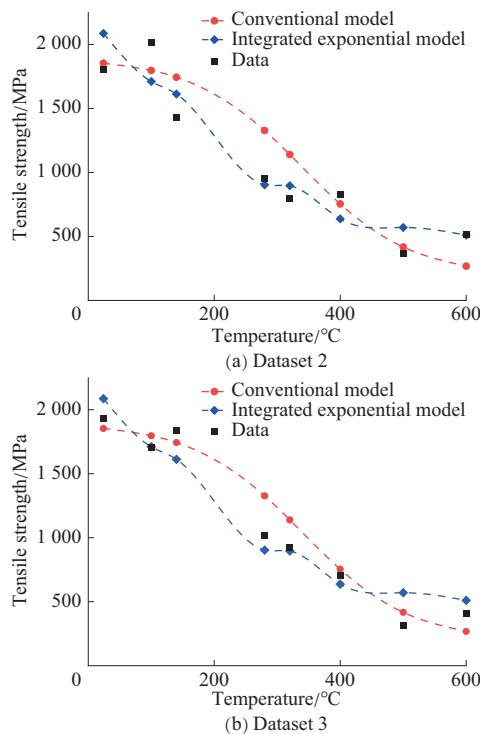


图2 传统模型与融合指数模型在第二、三组数据上的对比

Fig. 2 Fitting comparison of conventional model and integrated exponential model on dataset 2 and 3

在第三组数据中(图 2b),材料强度在约 100 °C 和 300 °C 附近随温度升高的变化幅度较小,呈现出相对平稳的缓降特性,表现出较为典型的“平台期”

特征。传统模型由于固有的单调 S 形预测形式,对这种平台期的刻画不够充分,导致一定的偏差(RMSE 为 157.07 MPa,  $R^2$  达 0.932)。而融合指数增强模型通过前述分段结构对非线性平台期进行了更准确的拟合,预测曲线与实验观测更为接近, RMSE 降低至 144.48 MPa,  $R^2$  提高至 0.942。尤其在 300~500 °C 区间,融合模型有效避免了传统模型因过度简化而出现的中、高温段系统性低估问题,体现出更高的预测可靠性。

综上,融合指数增强模型在多个独立实验数据集上均展现出优于传统经验模型的预测精度和泛化性能:它不仅能够准确拟合中高温段的非线性强度退化趋势,同时在低温段保持了与传统模型相当的表现。这证明了将热-力耦合理论与微观增强机制相融合的有效性和优越性。

## 2.2 CFRP 单向层板(SYT55S-12K)

试件为典型的碳纤维单向层板,用以代表航空航天、汽车与土木基础设施等领域的承载构件。Zhang 等<sup>[23]</sup>在富氧高温环境下测定拉伸性能退化,目的在于为火灾/高温工况下的设计与安全评估提供数据。材料拉伸强度随温度变化数据见表 4。

表 4 SYT55S-12K 材料的拉伸强度随温度变化数据

Tab. 4 Data of tensile strength of SYT55S-12K varying with temperature

| Temperature/°C | Tensile strength/MPa |           |           |           |
|----------------|----------------------|-----------|-----------|-----------|
|                | Group 1              | Group 2   | Group 3   | Group 4   |
| 22             | 2 385.596            | 2 280.480 | 2 268.118 | 2 246.586 |
| 200            | 1 552.713            | 1 461.829 | 1 657.283 | 1 598.628 |
| 300            | 1 442.481            | 1 087.198 | 1 401.766 | 1 256.426 |
| 400            | 1 191.488            | 1 052.650 | 1 138.193 | 1 352.295 |
| 500            | 1 042.207            | 765.653   | 834.294   | 896.661   |
| 600            | 409.165              | 317.591   | 378.910   | 386.550   |

同样地,利用第一组数据对融合指数增强模型进行参数辨识,所得主要参数汇总在表 5 中。相比前一材料,这里的温度分段依据表 4 的数据特征选取为:200 °C 以下为低温段,200~500 °C 为中温段,500 °C 以上为高温段(由对应树脂的玻璃化转变和分解特性决定)。另外,增强指数  $k$  亦通过拟合确定。

基于以上参数,构建融合指数增强模型和 Bisby 传统模型,并与第一组实验数据进行对比,如图 3 所示。

由图 3 可见,两种模型均较好地捕捉到了 SYT55S-12K 材料强度随温度升高逐步降低的整体

表5 融合指数模型参数(单向层板)  
Tab. 5 Integrated exponential model parameters  
(Unidirectional laminate)

| Temperature range/°C | Coefficients |       |
|----------------------|--------------|-------|
|                      | $\beta$      | $k$   |
| $\leq 200$           | 0.055        | 2.165 |
| 200~500              | 0.296        |       |
| $\geq 500$           | 1.018        |       |

Notes:  $\beta$  is thermal degradation coefficient;  $k$  is enhancement index.

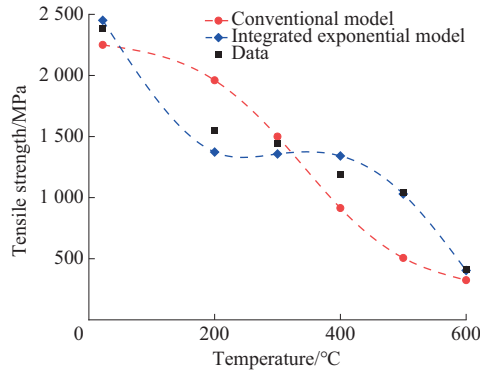


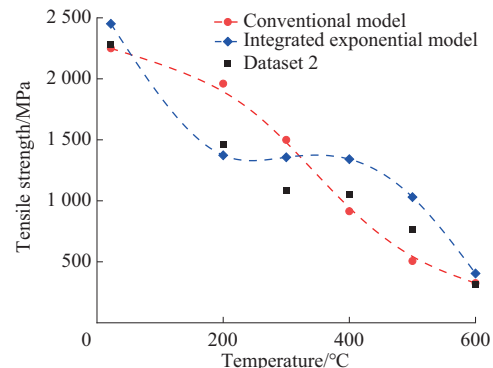
图3 SYT55S-12K材料的两种模型对比

Fig. 3 Comparison between two models for material SYT55S-12K

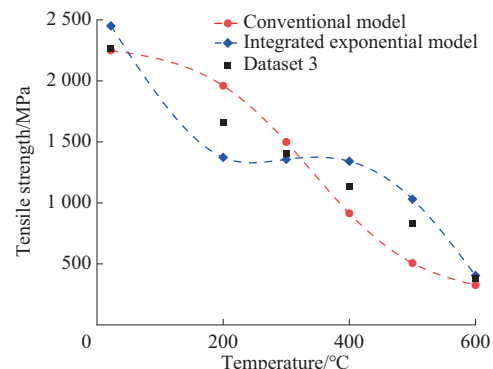
趋势。然而,在中温区段(200~500 °C),传统模型的预测偏差更加明显。特别是当材料性能进入“平台衰退期”(300~400 °C出现强度下降趋缓),Bisby模型由于采用单一的S形退化形式,无法准确反映实验数据中强度缓降后的再次陡降行为。其结果是在高温端(500~600 °C)对强度的预测严重偏离实际。相比之下,融合指数增强模型通过引入界面效率因子和分段指数衰减项,在多个关键温度节点(如300 °C和500 °C)均取得了高精度的拟合,展现出更强的非线性表达能力和对工程实际的适应性。定量而言,传统模型在第一组数据上的RMSE为305.12 MPa,  $R^2$ 为0.737,而融合指数模型的RMSE显著降低至105.20 MPa,  $R^2$ 提高至0.969。

保持模型结构与表5参数不变,进一步将第二组、第三组和第四组实验数据分别作为测试集代入两种模型,计算得到各自的预测曲线,结果绘制于图4中,其中图4a、图4b、图4c分别对应第二至第四组数据下传统模型与融合模型的对比。

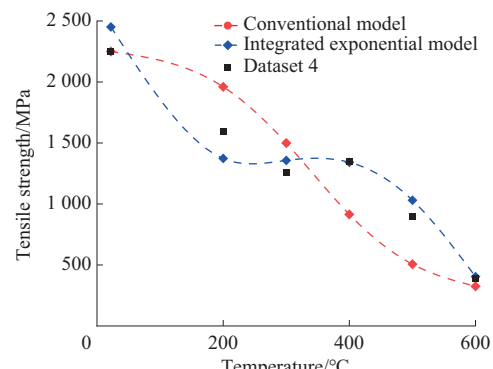
对于第二组数据(图4a),可以观察到传统模型在中温段(200~500 °C)出现显著的预测偏高现象:模型曲线未能体现实验中强度平缓下降的特征,导致偏差较大(RMSE为290.26 MPa,  $R^2$ 仅为0.773)。相应地,融合指数增强模型由于具备多段非线性调整能力,更准确地再现了该温区内强度渐进降低的



(a) Dataset 2



(b) Dataset 3



(c) Dataset 4

图4 SYT55S-12K材料在第二、三、四组数据上的模型对比

Fig. 4 Model comparison of SYT55S-12K material on the second, third and fourth sets of data

趋势,预测误差明显缩小(RMSE降低至215.37 MPa,  $R^2$ 提高到0.875),充分体现了融合模型在处理复杂中温段非线性退化行为时的优势。

第三组数据(图4b)显示材料强度随温度升高整体呈下降趋势,但不同温段的衰减幅度存在差异:100~300 °C内强度下降逐渐趋缓,超过300 °C后出现衰减转折强度下降速率显著加快。传统模型因其固有的单调预测形式,难以准确反映这种温度依赖的衰减速率变化,导致误差偏大(RMSE为209.01 MPa,  $R^2=0.879$ );融合指数模型则通过多段结构对非线性平台期做出了精确的拟合,更接近实验结果(RMSE

降低至 183.42 MPa,  $R^2$  升至 0.907), 体现了其在非线性预测能力方面的可靠性与优越性。

第四组数据(图 4c)中, 材料强度在 100~400 °C 内下降缓慢, 并且在 300~400 °C 形成局部平台段; 而当温度超过 400 °C 后, 材料进入迅速退化阶段, 强度出现明显突降。传统模型的预测严重偏离实验数据, 在刻画强度快速退化趋势时存在明显的不(RMSE 高达 299.32 MPa,  $R^2$  仅为 0.729)。相比之下, 融合指数模型表现出卓越的适应性, 不仅精准捕捉到这一剧烈变化趋势, 还将预测误差大幅降低至 144.21 MPa,  $R^2$  达到 0.937, 这说明在强非线性退化工况下(如高温下强度突降), 融合模型依然能够保持稳定的预测性能。

综上所述, 对于 SYT55S-12K 复合材料的多组实验数据, 融合指数增强模型同样展现出相比传统模型更高的预测精度和广泛适用性。无论是中温段的缓慢退化, 还是高温段的剧烈强度损失, 融合模型均能够通过合理的物理机理引入实现准确拟合。这进一步验证了本文所提模型的通用性和可靠性。

### 3 结论

(1) 基于热 FHEED 理论和经典 Halpin-Tsai 微观增强模型, 建立了一种针对回收 CFRP 高温强度预测的融合指数增强模型。该模型综合考虑了复合材料在热载荷作用下的强度热衰减机理, 并引入了基体热软化、界面效率退化和纤维分布非均匀性等多尺度影响因素, 对传统经验模型进行了机理上的拓展与改进。

(2) 相较于固定形式的经验指数模型, 所提融合指数增强模型在 200~600 °C 更能捕捉强度-温度的非线性演化; 在多组独立数据上稳定再现“平台-转折-突降”等复杂退化形态(中温平台、高温突降), RMSE 明显降低、 $R^2$  普遍提高, 并在强非线性工况下保持可靠预测。

(3) 本模型适用于在温度均匀分布且缓慢单调上升的条件下, 评估单向/准单向 CFRP(以纤维为主要承载体)在热回收过程中的轴向拉伸强度。若扩展至更复杂的实际工况, 模型需根据具体情况进行调整, 以确保更可靠的预测结果。具体而言, 对于经历多次升降温的热循环工况, 应在模型中引入与循环次数相关的损伤演化规律, 以准确表征材料的热疲劳效应; 对于升温速率较高或温度分布不均的

场景, 则需引入速率相关的修正项, 并与瞬态传热分析进行耦合, 更精确地模拟实际工况对材料性能的影响。此外, 对更复杂的二维/三维编织等多维织物体系, 应关注不同织物架构对强度退化及损伤演化的影响, 以进一步提升模型在实际工程应用中的预测精度和可靠性。

### 参考文献

- [1] RAJAK D K, PAGAR D D, MENEZES P L, et al. Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications[J]. *Polymers*, 2019, 11(10). DOI: 10.3390/polym11101667.
- [2] 金良杰, 吴薇, 范文州. 曲面结构碳纤维复合材料冲击性能研究[J]. *内蒙古工业大学学报*, 2025(2): 102-109.  
JIN Liangjie, WU Wei, FAN Wenzhou. Study on the impact performance of carbon fiber composites with curved structure[J]. *Journal of Inner Mongolia University of Technology*, 2025(2): 102-109.
- [3] CORVO A M, UMEKI K, GAIDUKOV S, et al. The impact of thermal treatment parameters on the preservation of carbon fiber mechanical properties after reclamation[J]. *Current Research in Green and Sustainable Chemistry*, 2024, 9. DOI: 10.1016/j.crgsc.2024.100431.
- [4] CORVO A M, UMEKI K, YOU S, et al. Evolution of carbon fiber properties during repetitive recycling via pyrolysis and partial oxidation[J]. *Carbon Trends*, 2025, 18. DOI: 10.1016/j.cartre.2024.100438.
- [5] 徐婉婷, 邢明飞, 李展, 等. 树脂玻璃化转变辅助机械分层回收碳纤维层压板[J]. *工程塑料应用*, 2025, 53(4): 29-36.  
XU Wanting, XING Mingfei, LI Zhan, et al. Resin glass transition assisted mechanical delamination recovery of carbon fiber laminates[J]. *Engineering Plastics Application*, 2025, 53(4): 29-36.
- [6] THORVALDSEN T, JOHNSEN B B, OLSEN T, et al. Investigation of theoretical models for the elastic stiffness of nanoparticle-modified polymer composites[J]. *Journal of Nanomaterials*, 2015: 1-7. DOI: 10.1155/2015/281308.
- [7] ANDRE N, ARIAWAN D, MOHD ISHAK Z. Elastic anisotropy of kenaf fibre and micromechanical modeling of nonwoven kenaf fibre/epoxy composites[J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2016, 35(19): 1424-1433.
- [8] FU Shaoyun, LAUKE Bernd, MAI Yiuwing. Science and engineering of short fibre reinforced polymer composites[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2009.
- [9] CURTIN W A, TAKEDA N. Tensile strength of fiber-reinforced composites: II. Application to polymer matrix composites[J]. *Journal of Composite Materials*, 1998, 32(22): 2060-2081.
- [10] JAFARYPOURIA M, LOMOV S V, MAHATO B, et al. The effect of fibre misalignment in an impregnated fibre bundle on stress concentrations[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2024, 178. DOI: 10.1016/j.compositesa.2023.108001.

- [11] LOMOV S V, BREITE C, MELNIKOV A, et al. Clusters and avalanches of fibre breaks in a model of an impregnated unidirectional fibre bundle under tension[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2021, 225. DOI: 10.1016/j.ijssolstr.2021.111061.
- [12] BODABALLA N K, BISWAS S, SEN P. Avalanche shapes in the fiber bundle model[J]. *Physical Review E*, 2024, 110(1). DOI: 10.1103/PhysRevE.110.014129.
- [13] KUN F, ALLAN L, BATOOL A, et al. Failure process of fiber bundles with random misalignment[J]. *Physical Review Research*, 2024, 6(3). DOI:10.1103/PhysRevResearch.6.033344.
- [14] QIAN Yixing, LI Zhinan, ZHOU Xin, et al. The strength prediction model of unidirectional fiber reinforced composites based on the renormalization group method[J]. *Composites Science and Technology*, 2024, 253. DOI:10.1016/j.compscitech.2024. 110639.
- [15] WANG Xiaodong, GUAN Zhidong, WANG Yao, et al. Prediction of the inter-fiber mechanical properties of composites: Part I standardization micro-scale modelling method and damage analysis [J]. *Composite Structures*, 2021, 271. DOI: 10.1016/j. compstruct.2021.114126.
- [16] KOYANAGI J, MOCHIZUKI A, HIGUCHI R, et al. Finite element model for simulating entropy-based strength-degradation of carbon-fiber-reinforced plastics subjected to cyclic loadings[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 165. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107204.
- [17] WU Jie, GAO Xing, WU Yueting, et al. Recycling carbon fiber from carbon fiber-reinforced polymer and its reuse in photocatalysis: A review[J]. *Polymers*, 2023, 15(1). DOI: 10.3390/polym 15010170.
- [18] JUNAEDI H, BAIG M, DAWOOD A, et al. Modeling analysis of the tensile strength of polypropylene base short carbon fiber reinforced composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 11:1 611–1 621.
- [19] FACCA A G, KORTSCHOT M T, YAN N. Predicting the tensile strength of natural fibre reinforced thermoplastics[J]. *Composites Science and Technology*, 2007, 67(11-12):2 454–2 466.
- [20] EI-SABBAGH A, STEUERNAGEL L, ZIEGMANN G. Processing and modeling of the mechanical behavior of natural fiber thermoplastic composite: flax/polypropylene[J]. *Polymer Composites*, 2009, 30(4):510–519.
- [21] STANKOVIC D, BISBY L A, TERRASI G P. Influence of temperature on the mechanical performance of unidirectional carbon fiber reinforced polymer straps[J]. *Materials*, 2021, 14(8). DOI:10.3390/ma14081903.
- [22] BISBY L A. Fire behavior of fibre-reinforced polymer (FRP) reinforced or confined concrete[D]. Canada: Queen University, 2003.
- [23] ZHANG Yongqiang, LI Yue, ZHANG Jialei, et al. High-temperature effect on the tensile mechanical properties of unidirectional carbon fiber-reinforced polymer plates[J]. *Materials*, 2021, 14(23). DOI:10.3390/ma14237214.