

基于裂纹扩展代表体元模型的碳纤维复合材料低温界面强度测试方法

钱文新¹ 高维健² 朱 斌¹ 殷 波¹ 牛荫杰³ 张笑闻⁴

(1. 国家能源集团永州发电有限公司, 永州 425000)

(2. 沈阳飞机设计研究所, 沈阳 110066)

(3. 北京石油化工学院 材料科学与工程学院, 北京 102627)

(4. 大连理工大学 力学与航空航天学院, 大连 116023)

摘要:【目的】针对碳纤维复合材料在液氢等深低温环境下界面强度难以直接准确测试的问题,提出了一种基于裂纹扩展行为反演界面剪切强度的间接测试方法,旨在为低温复合材料结构的强度设计与可靠性评估提供支撑。【方法】首先,建立了纤维、基体与界面之间断裂能释放率关系的裂纹扩展代表体元模型;其次,通过开展T700/TDE-85M复合材料单向层合板在不同温度(-196~25℃)下的纵向拉伸试验,获取了断面形貌;然后,对裂纹扩展路径(包括偏转、穿透及其组合模式)的出现概率进行了统计分析;最后,基于上述模型与试验数据,反演推导获得了界面剪切强度。【结果】研究表明,该方法在-196~25℃温度范围内测得的界面剪切强度,与单丝拔出法的测试结果误差在±10%以内,验证了模型的有效性。同时发现,界面强度随温度降低而呈下降趋势,且低温环境下裂纹更倾向于发生界面偏转。

关键词: 碳纤维复合材料; 界面强度; 裂纹扩展; 低温试验; 代表体元模型**中图分类号:** TB302; TB332 **DOI:** 10.16579/j.issn.1001.9669.2026.05.011

0 引言

碳纤维增强复合材料凭借其优异的比强度与比刚度,广泛应用于低温工作环境下的能源存储领域^[1-3]。然而,该类复合材料的核心短板在于低温环境下表现出的脆性断裂特性,此特性主要由碳纤维、树脂基体及二者间界面的力学性能共同决定^[4]。界面的典型失效形式为脱黏,一旦界面发生脱黏,所形成的裂纹将向相邻纤维与树脂的基体进行扩展,进而易引发承力结构与功能结构的过早失效,尤其针对低温复合材料的液氢储罐与压力容器等关键设备,该问题更为突出^[5]。因此,精准获取纤维与基体间的界面强度性能,对于低温储氢结构的裂纹扩展规律分析及强度评估具有关键意义^[6]。

低温的宏观力学性能可以通过搭建灌注液体低温介质的环境箱,结合多功能力学试验测试仪进行测试^[7]。但对于高精度、微米尺度且操作流程复杂的界面强度试验,上述方法并不适用,因此关于有效的低温界面剪切强度(Interfacial Shear Strength, IFSS)测试研究极为有限^[8]。常温界面强度测试技术种类较多,

如纤维压缩测试、纤维拉拔测试、纤维断裂测试等,目前尚无统一且精确的测试标准,难以评估实际测试误差^[9]。此外,在微观的界面强度测试中,必须将光学、电子显微镜与加载模块相结合,以获得断裂区域的损伤形态^[10]。然而,由于低温环境箱在保持温度时充盈着液态和气态氮的混合介质,精密的光学、电子显微镜并不适合在低温下使用,致使低温环境进行微米级纤维测试难以进行。

碳纤维复合材料单向层合板中,纤维沿同一方向均匀排列,是复合材料结构中最基本的构型^[11-12]。界面强度的变化可以直接影响单向层合板断裂的微观形貌,特别是横向裂纹扩展引起的断裂面起伏裂痕。众多学者通过给定的界面强度性能开展了碳纤维复合材料断裂特征和裂纹扩展机制的研究,并归纳总结出了较为完善的分析方法。HATTA等^[13]提出了一种典型的Griffith裂纹扩展理论,并首次将其应用于描述裂纹在2种材料连接界面的扩展规律。KOYANAG等^[14]发现单向板拉伸试验中会出现局部相邻纤维同步断裂的形貌特征,该现象的出现频率由界面、纤维与树脂的力学性能共同决定;基于Kendall理论建立了

收稿日期: 2024-09-08 修回日期: 2024-10-13

基金项目: 国家重点研发计划政府间国际科技创新合作专项(2021YFE0115400)

作者简介: 钱文新,男,1967年生,内蒙古乌拉特前旗人,高级工程师;主要研究方向为发电技术和安全生产;E-mail:16080094@ceic.com。

张笑闻(通信作者),男,1993年生,辽宁大连人,博士,助理研究员;主要研究方向为碳纤维复合材料界面;E-mail:zhangxwdut@163.com。

引用格式: 钱文新,高维健,朱斌,等. 基于裂纹扩展代表体元模型的碳纤维复合材料低温界面强度测试方法[J]. 机械强度,2026,48(5):90-96.

QIAN Wenxin, GAO Weijian, ZHU Bin, et al. Cryogenic interface strength testing method for carbon fiber composite materials based on crack propagation representative volume model[J]. Journal of Mechanical Strength, 2026, 48(5):90-96.



免费获取

应用于碳纤维复合材料裂纹扩展方向分析的纤维同步断裂模型,该模型可以通过界面、纤维和树脂力学性能对断裂面形貌和单向板纵向拉伸强度进行预测。综上所述可知,界面剪切强度等微观组分相力学性能,对宏观复合材料的力学性能、断裂面形貌及裂纹扩展特征具有显著影响,因此亟须构建裂纹扩展模型以反映上述物理量间的关联机制。相应的,该裂纹扩展模型可基于宏观物理量,实现对微观界面剪切强度的定量计算。

为解决上述问题,提出一种微尺度裂纹扩展代表体元模型,用于评估碳纤维复合材料单向板的断面特征;开展碳纤维复合材料单向层合板低温拉伸试验并观测对应断口形貌,通过统计不同断口裂纹扩展方式的出现概率,计算低温界面剪切强度,建立一套基于微尺度裂纹扩展理论的低温界面强度测试方法。

1 理论模型

1.1 碳纤维复合材料裂纹扩展理论

碳纤维增强复合材料包含碳纤维、树脂基体和纤维/基体界面 3 种组分相。在单向板中,当垂直于纤维方向的初始横向裂纹扩展到界面相时,会产生 2 种裂纹扩展情况^[15],如图 1(a)所示,裂纹发生穿透或沿界面处进行偏转。这 2 种裂纹形式可以在图 1(b)所示的 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 T700/TDE-85M 单向板纵向拉伸断面上清晰观察到。

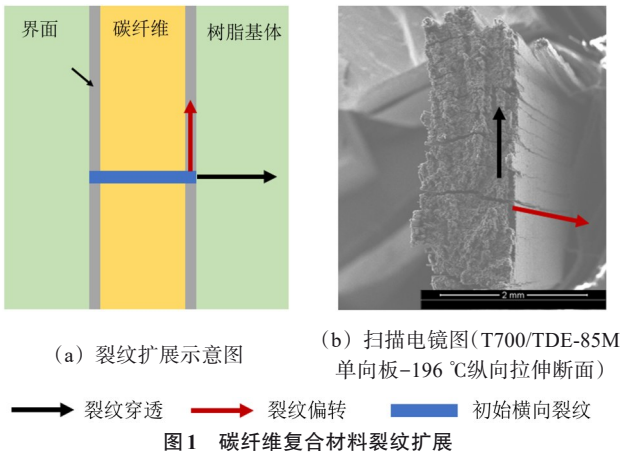


Fig. 1 Crack propagation in carbon fiber composite material

式(1)、式(2)可以分别用来判断纤维和基体裂纹扩展至界面后的裂纹走向,当判定因子 Z_1 、 Z_2 大于或等于 0 时,发生裂纹穿透,反之则发生裂纹偏转。

$$Z_1 = 4\pi[1 - (\nu^m)^2]h^m E^m G_{II}^i - (h^f E^f + h^m E^m)G_I^m \quad (1)$$

$$Z_2 = 4\pi[1 - (\nu^f)^2]h^f E^f G_{II}^i - (h^f E^f + h^m E^m)G_I^f \quad (2)$$

式中, h 、 E 、 ν 分别为材料的厚度、弹性模量和泊松比; G_I 和 G_{II} 分别为 I 型(张开型)和 II 型(滑开型)断裂形式的临界应变能释放率;字母上标分别表示材料类别, f 为纤维、 m 为基体和 i 为界面。

本文采用多组分同心圆柱体模型对碳纤维复合材料单向板微观特性进行简化,来分析断裂机制并确定

纤维、基体和界面相的局部临界应变能释放率^[16],即

$$G_I^f = \sigma^f \sqrt{\pi r^f} F_1 \quad (3)$$

$$G_I^m = \sigma^m \sqrt{\pi r^f} F_2 \quad (4)$$

$$G_{II}^i = \frac{E^f A^f (E^f A^f + E^m A^m)}{4\pi r^f E^m A^m} \left[\frac{2(1 + \nu^f)\tau^i}{E^i} \right]^2 \quad (5)$$

式中, σ^f 、 σ^m 分别为纤维和树脂基体拉伸强度; r^f 为纤维半径; τ^i 为界面剪切强度; A^f 、 A^m 分别为裂纹扩展代表体元模型中单根纤维和其周围基体的面积,可以表述为 $A^f = \pi(r^f)^2$ 、 $A^m = A^f(1 - V^f)/V^f$, V^f 为纤维体积分数; F_1 、 F_2 分别为外形参数项,可以表述为 V^f 的函数,为了简化函数方程,令 $t = \sqrt{V^f}$,有

$$F_1 = \frac{\sqrt{1-t}}{2} \left(1 + \frac{t}{2} + \frac{3t^2}{8} - \frac{4t^3}{11} + \frac{27t^4}{37} \right) \quad (6)$$

$$F_2 = \frac{2\sqrt{1-t}}{\pi} \left(1 + \frac{t}{2} - \frac{5t^2}{8} + \frac{t^3}{20} \right) \quad (7)$$

根据上述计算式,如果在理想情况下各种组分相的临界应变能释放率是没有离散特性的固定值,则复合材料单向板纵向拉伸断面上各微观区域之间的裂纹扩展情况应该是一致的。

然而,如图 2 所示,对 5 种不同温度的 T700/TDE-85M 复合材料单向板纵向拉伸后断裂表面进行观测,发现每个温度下断裂表面均粗糙不平,且在每个微观图像中均出现了穿透和偏转的裂纹扩展现象。这是由于组分相性能是离散的,在不同微观区域间裂纹扩展形式并不相同,所以需要建立一种代表体元模型对局部裂纹扩展方式进行分析。

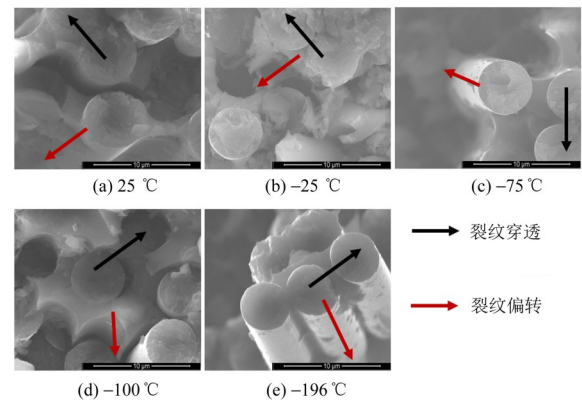


图 2 不同温度下 T700/TDE-85M 单向板典型断面微米级扫描电镜图

Fig. 2 Typical cross-sectional micro-scale scanning electron microscopy images of the T700/TDE-85M unidirectional laminate at different temperatures

1.2 裂纹扩展代表体元模型

根据碳纤维复合材料裂纹偏转理论,微尺度裂纹扩展情况受 3 种组分相的临界应变能释放率分布的影响。2 个临近纤维及附近的树脂基体和界面构成了可以代表裂纹扩展路径的最小代表体元,称为裂纹扩展代表体元(Crack Propagation Representative Element, CPRE)模型,如图 3 所示。图 3 中黄色、绿色和灰色区

域分别表示纤维相、基体相和界面相,蓝色粗线表示初始横向裂纹,红色和黑色箭头分别表示裂纹偏转和裂纹穿透,组合形成横向裂纹扩展的可能路径。两根纤维及其基体、界面附近的所有裂纹扩展路径可总结为3种方式,分别为“偏转-偏转”(方式1)、“穿透-穿透”(方式2)和“偏转-穿透”(方式3)。

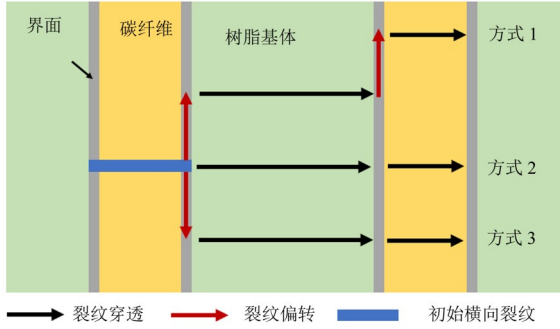


图3 裂纹扩展代表体元模型及裂纹扩展路径示意图

Fig. 3 Schematic diagram of the crack propagation representative element model and crack propagation paths

图4所示为碳纤维复合材料单向板在纵向拉伸下断裂面的典型形态,在红色方框中可以清楚地观察到裂纹扩展代表体元模型中3种裂纹扩展方式。扩展方式1中,两根纤维灰度较大而纤维间的树脂基体灰度较小,两根纤维均不与基体处于同一高度,两根纤维和基体之间均发生界面脱黏,表明裂纹路径中的裂纹在界面处发生两次偏转;扩展方式2中,两根纤维和中间的基体灰度相同,两根纤维与基体处于同一高度,这表明裂纹路径中的裂纹在界面处发生了两次穿透;扩展方式3中,灰度较小的纤维与周围的基体具有相似的灰度值,而灰度较大的纤维与它们灰度值不同,这表明裂纹路径中的裂纹在界面处发生了一次偏转和一次穿透。对不同区域灰度值的分析可以定量衡量各种情况的概率。

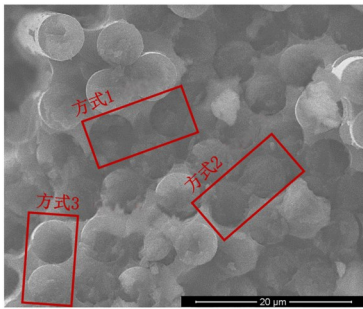


图4 纵向拉伸断面中典型的裂纹扩展路径扫描电镜图像

Fig. 4 Scanning electron microscopy images of typical crack propagation paths in longitudinal tensile sections

1.3 裂纹扩展概率模型

在某一温度下,假设纤维、基体和界面3种组分相的刚度参数是恒定的,而其强度性能是离散的,且满足正态分布,即

$$f(\sigma, \bar{\sigma}, D) = \frac{1}{D\sqrt{2\pi}} \exp[-(\sigma - \bar{\sigma})^2 / (2D^2)] \quad (8)$$

式中, σ 为强度(随机变量); $\bar{\sigma}$ 为强度均值; D 为随机变量强度的标准差。

根据第1.1节裂纹扩展理论,当单根纤维断裂且周围基体完整时,若 $Z_1 \geq 0$,横向裂纹从纤维穿透至相邻基体,设定该种情况发生的可能性为 W_1 ;若 $Z_1 < 0$,裂纹沿着界面方向偏转。相似地,当基体裂纹延伸到相邻的完整纤维时,若 $Z_2 \geq 0$,横向裂纹从基体穿透至相邻纤维,设定该种情况发生的可能性为 W_2 ;若 $Z_2 < 0$,裂纹沿着界面方向偏转。裂纹穿透和裂纹偏转2种裂纹发生概率 W_1 和 W_2 的表达式分别为

$$\begin{cases} W_1 = \int_{\beta_1}^{\infty} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{Z_1^2}{2}} dZ_1 \\ W_2 = \int_{\beta_2}^{\infty} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{Z_2^2}{2}} dZ_2 \end{cases} \quad (9)$$

式中, $\beta_1 = Z_1/D_{Z_1}$, $\beta_2 = Z_2/D_{Z_2}$,其中, D_{Z_1} 和 D_{Z_2} 分别是 Z_1 和 Z_2 的标准差,可以由式(1)、式(2)和式(8)求得。

裂纹扩展代表体元模型中3种裂纹方式“偏转-偏转”、“穿透-穿透”和“偏转-穿透”的概率 P_1 、 P_2 、 P_3 可以分别表示为

$$\begin{cases} P_1 = (1 - W_1) \times (1 - W_2) \\ P_2 = W_1 \times W_2 \\ P_3 = (1 - W_1) \times W_2 + W_1 \times (1 - W_2) \end{cases} \quad (10)$$

本文认为纤维的强度均值与温度 T 变化无关,而基体和界面的强度均值 $\bar{\sigma}^i$ 、 $\bar{\sigma}^m$ 和 $\bar{\tau}^i$ 与温度存在一定程度的相关性,且不同温度下组分相强度的变异系数 $C_v = D/\bar{\sigma}(T)$ 是恒定的,其中, T 为温度。

1.4 低温界面剪切强度测试流程

将上述裂纹扩展模型进行逆推,结合相应的低温试验测试和微观形貌观测,即可确定低温界面剪切强度,其流程如下:

1) 宏观低温试验

开展低温下TDE-85M树脂力学性能测试,获取温度相关性曲线;对T700/TDE-85M碳纤维复合材料单向板表面进行抛光,观测微观结构的纤维体积分数;开展低温下单向板纵向拉伸测试,并采用扫描电镜对其断面形貌进行捕捉。

2) 裂纹扩展代表体元模型计算

将上述试验测试出的纤维体积分数及力学参数输入至裂纹扩展代表体元模型中,分别计算纤维和树脂中形成裂纹的 G_I^f 、 G_I^m 。界面相失效的 G_{II}^i 可通过断面形貌分析获得。

3) 断面形貌分析

由于组分相的强度性能具有离散性,导致裂纹面崎岖不平,将断裂面用扫描电镜以固定角度和焦距的方式拍摄大量照片,通过灰度分析和图像识别技术来识别每张照片中的裂纹扩展方式。

4) 计算低温界面剪切强度

将这些裂纹扩展方式的发生概率输入到裂纹扩展代表体元模型中,可以计算出低温界面剪切强度 τ^i 。

2 低温试验测试

基于第 1.4 节中低温界面剪切强度测试流程,开展了多种常温、低温试验,根据试验目的,可以分为两大类:参数测试试验和验证试验。

2.1 参数测试类试验

2.1.1 TDE-85M 环氧树脂常温、低温拉伸试验

采用多功能力学试验机 and 温度环境箱集成形成的常温、低温多功能力学测试系统,对 TDE-85M 聚合物树脂进行了常温、低温拉伸试验,试验环境如图 5 所示。在 -196 、 -100 、 -75 、 -25 、 25 °C 这 5 个温度环境下测量了 TDE-85M 环氧树脂的弹性模量 E^m 、泊松比 ν^m 和拉伸强度 σ^m 。

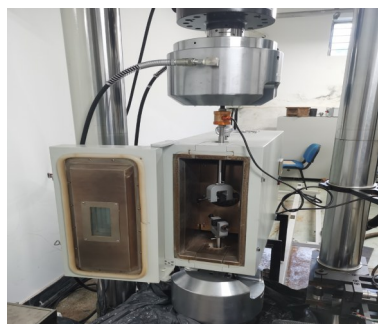


图 5 常温、低温多功能力学测试系统

Fig. 5 Multifunctional mechanical testing system at room temperature/low temperature

不同温度下 TDE-85M 树脂强度性能试验数据如表 1 所示。以 25 °C 和 -196 °C 为例,其环境下试件断裂形式如图 6 所示。由图 6 可知, 25 °C 下断面附近局部截面具有颈缩现象,而 -196 °C 低温下断口较为平滑,表现为脆性断裂。通过试验测试发现,环氧树脂的泊松比在不同温度下基本不变,拉伸模量和强度基本符合指数函数变化规律,采用如下的函数表达式对 E^m 和 σ^m 进行拟合,得到

$$\begin{cases} \nu^m = 0.345 \\ E^m = 3.68 \times e^{-0.78 \times (T - 300)/300} \\ \sigma^m = 60.25 + 0.08T - 2.10 \times 10^{-4}T^2 \end{cases} \quad (11)$$

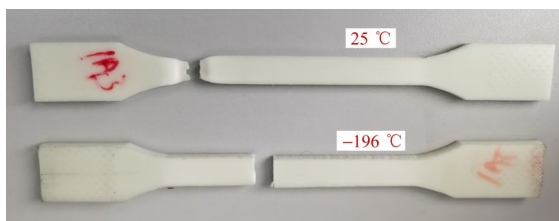


图 6 不同温度下树脂试件拉伸断裂形式

Fig. 6 Tensile fracture forms of resin specimens at different temperatures

2.1.2 T700/TDE-85M 单向板纤维体积分数测试

对 T700/TDE-85M 单向板垂直纤维方向上进行切

割,并对切割面进行打磨抛光处理。采用扫描电子显微镜对切割面进行多次观测并拍摄照片,通过图像识别算法提取扫描电镜照片中的纤维轮廓,如图 7 所示。图 7 中绿色圆圈为提取出来的纤维轮廓,红点为纤维中心,黄色字体为纤维的直径。根据纤维和复合材料的面积比计算纤维体积分数,取 20 张扫描电镜照片纤维体积分数测量值的平均值 65.32% 作为最终纤维体积分数。

表 1 不同温度下 TDE-85M 环氧树脂的拉伸强度数据

Tab. 1 Tensile strength data of the TDE-85M epoxy resin at different temperatures

温度/°C	拉伸强度/MPa	均值/MPa
25	63.75	61.64
	61.23	
	59.94	
-25	58.15	59.26
	62.44	
	57.18	
-75	56.13	52.77
	50.81	
	51.38	
-100	52.88	48.98
	47.69	
	46.36	
-196	37.73	36.04
	35.83	
	34.57	

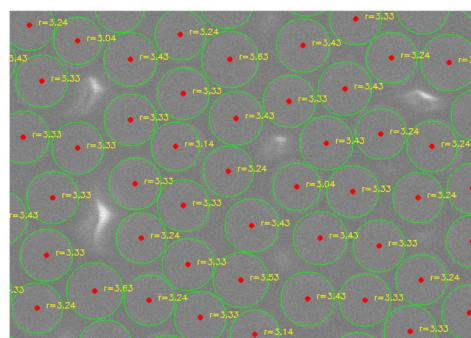


图 7 单向板截面扫描电镜照片的图像识别结果

Fig. 7 Image recognition results of scanning electron microscope photographs of unidirectional laminate cross-sections

2.1.3 T700/TDE-85M 单向板常温、低温拉伸试验

采用常温、低温多功能力学测试系统,对 T700/TDE-85M 单向板进行了拉伸试验,试验环境如图 5 所示。在 -196 、 -100 、 -75 、 -25 、 25 °C 这 5 个温度环境下获取较为完好的单向板纵向拉伸断面,放置于扫描电子显微镜下观测其断面。以 25 °C 和 -196 °C 温度为例,其环境下单向板拉伸试件的断裂形式如图 8 所示。采用文献[17]中的图像捕捉及灰度分析方法,计算第 1.2 节中所述的裂纹扩展代表体元模型中 3 种裂纹扩展形式的概率。

裂纹扩展概率的统计结果如图 9 所示。图 9 中绿

色、红色和蓝色分别代表裂纹扩展代表体元模型中“偏转-偏转”“穿透-穿透”和“偏转-穿透”发生的概率。



图8 不同温度下单向板拉伸断裂形式

Fig. 8 Tensile fracture forms of unidirectional laminate specimens at different temperatures

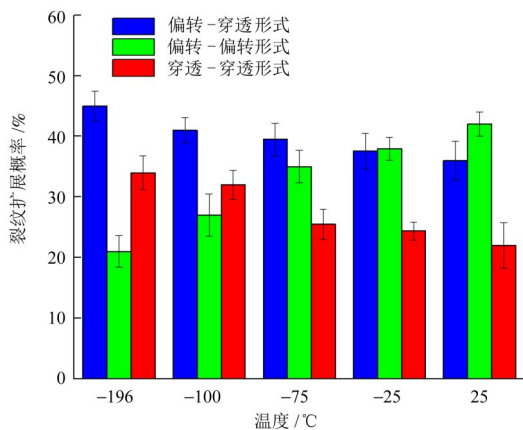


图9 不同温度下单向板拉伸裂纹扩展概率的统计结果

Fig. 9 Statistical results of the probability of tensile crack extension in unidirectional laminates at different temperatures

由图9可知,随着温度的升高,“偏转-穿透”和“穿透-穿透”发生的概率 P_2 、 P_3 降低,“偏转-偏转”发生的概率 P_1 增加,即随着温度的降低,截面趋于平坦。采用二次多项式方程可以确定 P_1 、 P_2 、 P_3 与温度之间的关系,分别为

$$\begin{cases} P_1 = 0.40 + 1.02 \times 10^{-3}T + 1.36 \times 10^{-7}T^2 \\ P_2 = 0.37 - 3.62 \times 10^{-4}T + 3.00 \times 10^{-7}T^2 \\ P_3 = 0.23 - 6.54 \times 10^{-4}T - 4.36 \times 10^{-7}T^2 \end{cases} \quad (12)$$

2.2 低温 T700/TDE-85M 界面剪切强度验证试验

本文采用单丝拔出(Single Fiber Pull-out, SFP)试验来测试常温、低温下界面剪切强度。单丝拔出试件制备过程为:①将处理过的单根碳纤维垂直固定在一块硅橡胶垫中央;②用注射器在垫上注一滴TDE-85M环氧树脂,铺平;③室温固化24 h后,切除树脂上表面外露的多余纤维,在固化后的树脂基体表面放置细塑料管,先向管内浇注薄层红色树脂,再浇注同牌号无色环氧树脂,通过色彩形成的鲜明对比,便于后续精准测量纤维包埋长度;④试件置于50 °C环境下固化3 h。

将载荷量程为2 N的加载单元放入环境箱中,开展不同温度下的单丝拔出试验,加载单元如图10所示。以2 mm/min的速度拉伸试件,试验完成后从环境箱中取出试件,采用扫描电子显微镜测量纤维包埋长度。以-196 °C为例,扫描电子显微镜的观测结果

如图11所示,纤维拔出长度为26.21 μm ,拔出载荷为0.019 7 N,按照文献[18]中的算法进行计算,界面剪切强度为34.18 MPa。其他温度环境的界面剪切强度测试结果如表2所示。

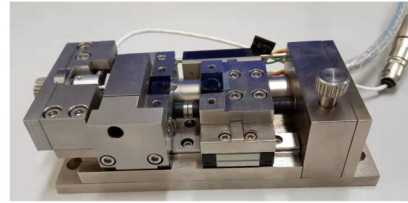


图10 纤维拔出试验的微载荷加载单元

Fig. 10 Micro-loading unit for the fiber pull-out test

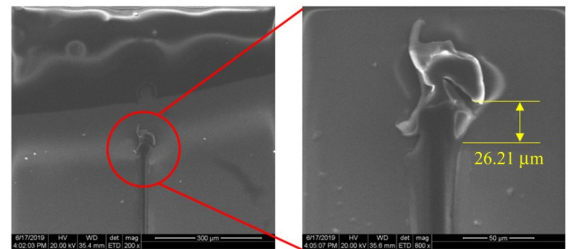


图11 -196 °C下纤维拔出图像

Fig. 11 Fiber pull-out image at -196 °C

表2 不同温度下T700/TDE-85M单丝拔出法测试的界面剪切强度数据

Tab. 2 Interfacial shear strength test data of the T700/TDE-85M based on single fiber pull-out method at different temperatures

温度/°C	拔出长度/ μm	载荷/N	界面剪切强度/MPa	均值/MPa
25	39.79	0.050 3	57.49	59.19
	37.83	0.051 3	61.67	
	38.46	0.049 4	58.41	
-25	30.99	0.040 4	59.28	52.35
	36.67	0.038 0	47.12	
	35.74	0.039 8	50.64	
-75	32.14	0.039 1	55.32	48.40
	30.68	0.032 6	48.32	
	34.46	0.031 5	41.57	
-100	28.55	0.027 4	43.64	44.95
	30.51	0.029 9	44.56	
	29.64	0.030 4	46.64	
-196	26.21	0.019 7	34.18	33.50
	25.15	0.018 5	33.45	
	23.93	0.017 3	32.88	

3 低温界面剪切强度测试准确性分析

碳纤维的相关参数参考文献[19],同时将第2.1节中的纤维体积分数、树脂低温性能及3种裂纹扩展概率试验数据代入式(1)~式(10)中,采用裂纹扩展代表体元模型可以计算出不同温度下的界面剪切强度,其数据与第2.2节中单丝拔出法试验数据对比情况如表3所示。

由表3可知,基于裂纹扩展代表体元的界面剪切强度测试数据与单丝拔出试验数据的误差不超过

$\pm 10\%$ 。此外,随着温度降低,界面剪切强度也随之降低,基于裂纹扩展代表体元的界面剪切强度测试方法可以有效地对该结果进行测试。

表 3 T700/TDE-85M 材料基于裂纹扩展代表体元的界面剪切强度测试数据及其误差分析

Tab. 3 Interfacial shear strength test data and error analysis of the T700/TDE-85M based on crack propagation representative element

温度/ $^{\circ}\text{C}$	裂纹扩展代表体元法 测试的界面剪切强度 数据/MPa	单丝拔出试验测试的界 面剪切强度数据/MPa	误差/%
25	63.32	59.19	6.98
-25	53.86	52.35	2.88
-75	46.51	48.40	-3.90
-100	41.12	44.95	-8.52
-196	31.95	33.50	-4.63

针对相同材料体系,采用所提出的裂纹扩展代表体元方法和电阻断裂(Electrical Resistance Fragmentation, ERF)方法^[20]分别对 25 $^{\circ}\text{C}$ 和-150 $^{\circ}\text{C}$ 界面剪切强度进行测试,并与单丝拔出试验数据进行对比,2种方法的测试误差如图 12 所示。25 $^{\circ}\text{C}$ 下,与界面剪切强度试验结果相比,CPRE 方法预测误差为 7.0%,ERF 方法预测误差为 14.2%;-150 $^{\circ}\text{C}$ 下,与界面剪切强度试验结果相比,CPRE 方法预测误差为-4.7%,ERF 方法预测误差为-19.4%。与可有效评估纤维/基体界面性能的电阻断裂法相比,所提出的裂纹扩展代表体元方法在常温及低温环境下均具有更高的预测精度。

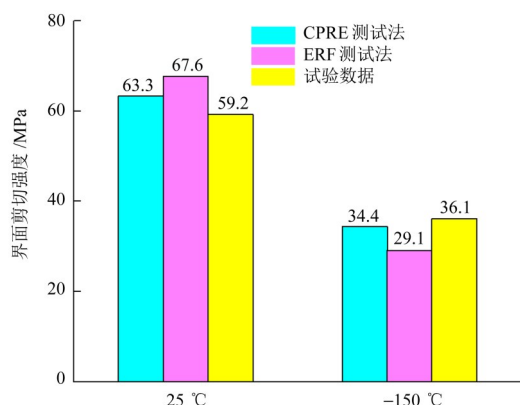


图 12 25 $^{\circ}\text{C}$ 和-150 $^{\circ}\text{C}$ 下不同方法对界面剪切强度的测试结果

Fig. 12 Test results of the interfacial shear strength using different methods at 25 $^{\circ}\text{C}$ and -150 $^{\circ}\text{C}$

4 结论

通过建立裂纹扩展代表体元模型,构建了碳纤维复合材料组分相力学性能与断裂特征之间的关系,并建立了一种有效的低温界面剪切强度测试方法。以 T700/TDE-85M 复合材料体系为例,对复合材料单向板的断裂表面进行了合理的表征,并评估了温度对界面剪切强度的影响。得出如下主要结论:

1) 裂纹扩展代表体元模型可用于测试低温环境

下的界面剪切强度,测试结果与单丝拔出法试验结果的误差在 $\pm 10\%$ 以内。

2) T700/TDE-85M 复合材料的聚合物基体强度随温度降低而下降,界面剪切强度随温度的变化规律与树脂拉伸强度的变化趋势一致。

3) 在 T700/TDE-85M 复合材料单向板的拉伸过程中,横向裂纹扩展模式的概率受到成分特性的影响。在低温下,纤维中的横向裂纹更容易偏转到相邻界面,更不易穿透周围的基体。

参考文献(References)

- [1] 俞方艾,周勃,张雪岩,等. 含分层缺陷的叶片复合材料层合板损伤识别方法的研究[J]. 机械强度, 2022, 44(6): 1327-1334.
YU Fangai, ZHOU Bo, ZHANG Xueyan, et al. A study on fatigue damage identification method of a blade composite laminate with delamination defects[J]. Journal of Mechanical Strength, 2022, 44(6): 1327-1334. (In Chinese)
- [2] 张笑闻,邢汉峰,张靖坤,等. 考虑界面相的低温复合材料结构多尺度分析[J]. 机械强度, 2021, 43(6): 1417-1421.
ZHANG Xiaowen, XING Hanzheng, ZHANG Jingkun, et al. Multi-scale analysis of cryogenic composite structures considering interfacial phase[J]. Journal of Mechanical Strength, 2021, 43(6): 1417-1421. (In Chinese)
- [3] 范士杰,缪维跑,李春,等. 大型风力机叶片碳-玻璃纤维混掺设计及结构性能分析[J]. 机械强度, 2025, 47(2): 111-119.
FAN Shijie, MIAO Weipao, LI Chun, et al. Carbon fibers and glass fibers mixed design and structural performance analysis for large wind turbine blade[J]. Journal of Mechanical Strength, 2025, 47(2): 111-119. (In Chinese)
- [4] WU D L, YAO Z Q, SUN X Y, et al. Mussel-tailored carbon fiber/carbon nanotubes interface for elevated interfacial properties of carbon fiber/epoxy composites[J]. Chemical Engineering Journal, 2022, 429: 132449.
- [5] REN M F, ZHANG X W, HUANG C, et al. An integrated macro/micro-scale approach for in situ evaluation of matrix cracking in the polymer matrix of cryogenic composite tanks [J]. Composite Structures, 2019, 216: 201-212.
- [6] WANG Q, YANG X F, ZHAO H X, et al. Microscopic residual stresses analysis and multi-objective optimization for 3D woven composites [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 144: 106310.
- [7] LIU D W, LI B, LI G, et al. Tagged and enhanced interface of carbon fiber/epoxy by doping sizing agent with upconversion luminescent nanoparticles[J]. Materials Letters, 2017, 196: 37-41.
- [8] ATLI-VELTIN B. Cryogenic performance of single polymer polypropylene composites[J]. Cryogenics, 2018, 90: 86-95.
- [9] PARK J M, KIM J W, YOON D J. Comparison of interfacial properties of electrodeposited single carbon fiber/epoxy composites using tensile and compressive fragmentation tests and acoustic emission [J]. Journal of Colloid and Interface Science, 2002, 247(1): 231-245.
- [10] LIU B Y, LIU Z, WANG X J, et al. Interfacial shear strength of carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide measured by the microbond test[J]. Polymer Testing, 2013, 32(4): 724-730.

- [11] 余芬,崔乃葳,何振鹏,等. 碳纤维复合材料层合板钻削后拉伸剩余强度研究[J]. 机械强度, 2024, 46(3): 588-594.
YU Fen, CUI Naiwei, HE Zhenpeng, et al. Study on residual tensile strength of carbon fiber composite laminates after drilling [J]. Journal of Mechanical Strength, 2024, 46 (3) : 588-594. (In Chinese)
- [12] WANG Q, YANG X F, ZHANG X W, et al. Effect of cure cycles on residual stresses in thick composites using multi-physics coupled analysis with multiple constitutive models [J]. Materials Today Communications, 2022, 32: 104094.
- [13] HATTA H, GOTO K, AOKI T. Strengths of C/C composites under tensile, shear, and compressive loading: role of interfacial shear strength [J]. Composites Science and Technology, 2005, 65 (15/16): 2550-2562.
- [14] KOYANAGI J, HATTA H, KOTANI M, et al. A comprehensive model for determining tensile strengths of various unidirectional composites [J]. Journal of Composite Materials, 2009, 43 (18) : 1901-1914.
- [15] PRABHAKAR P, WAAS A M. Upscaling from a micro-mechanics model to capture laminate compressive strength due to kink banding instability [J]. Computational Materials Science, 2013, 67: 40-47.
- [16] ZHAO Y P, YUAN H, LIU S X. Estimation of fracture toughness of fiber/matrix interface [J]. Advanced Materials Research, 2013, 785/786: 145-150.
- [17] ZHANG X W, LI T, HUANG C, et al. Determining the fiber/matrix interfacial shear strength under cryogenic conditions by statistical inversion [J]. Polymer Composites, 2021, 42(1): 439-449.
- [18] JIA Y Y, YAN W Y, LIU H Y. Carbon fibre pullout under the influence of residual thermal stresses in polymer matrix composites [J]. Computational Materials Science, 2012, 62: 79-86.
- [19] 王长春, 张博明, 叶金蕊. 碳纤维单丝拉伸强度测试的实验研究 [C]//第十五届中国科协年会第17分会场论文集. 北京: 中国科学技术协会学会学术部, 2013: 195-201.
WANG Changchun, ZHANG Boming, YE Jinrui. Experimental study on testing tensile strength of single carbon fiber [C]// Proceedings of Seventeenth Branch of the Fifteenth Annual Conference of the Chinese Association of Science and Technology. Beijing: Academic Department of China Association for Science and Technology, 2013: 195-201. (In Chinese)
- [20] KWON D J, WANG Z J, CHOI J Y, et al. Interfacial evaluation of carbon fiber/epoxy composites using electrical resistance measurements at room and a cryogenic temperature [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2015, 72: 160-166.

Cryogenic interface strength testing method for carbon fiber composite materials based on crack propagation representative volume model

QIAN Wenxin¹ GAO Weijian² ZHU Bin¹ YIN Bo¹ NIU Yinjie³ ZHANG Xiaowen⁴

(1. Yongzhou Power Generation Co., Ltd. of CHN Energy, Yongzhou 425000, China)

(2. Shenyang Aircraft Design and Research Institute, Shenyang 110066, China)

(3. College of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Petrochemical Technology, Beijing 102627, China)

(4. School of Mechanics and Aerospace Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116023, China)

Abstract: [Objective] To address the challenge of directly and accurately measuring the interfacial strength of carbon fiber composites in cryogenic environments such as liquid hydrogen, an indirect testing method based on inverse identification of interfacial shear strength through crack propagation behavior was proposed, aiming to support the strength design and reliability assessment of cryogenic composite structures. [Methods] Firstly, a representative volume element model for crack propagation was established, characterizing the relationship of energy release rate among the fiber, matrix, and interface. Secondly, longitudinal tensile tests of the T700/TDE-85M composite unidirectional laminates were conducted at different temperatures (from $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $25\text{ }^{\circ}\text{C}$) to obtain fracture surface morphologies. Then, the occurrence probabilities of crack propagation paths (including deflection, penetration, and their combination) were statistically analyzed. Finally, the interfacial shear strength was inversely identified based on the aforementioned model and test data. [Results] The research demonstrates that the interfacial shear strength measured by this method within the temperature range of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ shows errors within $\pm 10\%$ compared to results from the single-fiber pull-out method, verifying the model's validity. Concurrently, it was found that the interfacial strength decreases with decreasing temperature, and cracks are more prone to interface deflection at low temperatures.

Key words: Carbon fiber composite material; Interface strength; Crack extension; Cryogenic test; Representative volume model

Corresponding author: ZHANG Xiaowen, E-mail: zhangxwdut@163.com

Fund: National Key R&D Program Intergovernmental International Science and Technology Innovation Cooperation Special Project (2021YFE0115400)

Received: 2024-09-08 Revised: 2024-10-13

(编辑: 李凯阳)