

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20170420.003

## 碳纤维增强树脂基复合材料组分疲劳强度表征

李望南<sup>\*1,3</sup>, 卢少娟<sup>2</sup>, 蔡洪能<sup>3</sup>, 钟志成<sup>1</sup>, 梁桂杰<sup>1</sup>, 程晓红<sup>1</sup>

(1. 湖北文理学院低维光电材料与器件湖北省重点实验室, 襄阳 441053; 2. 湖北航天化学技术研究所, 襄阳 441003;  
3. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

**摘 要:** 本文对微观力学失效 (Micro-mechanics of failure, MMF) 理论的应用做了扩展, 将其用于分析连续纤维增强树脂基 (FRP) 复合材料的三维复杂结构的疲劳强度。基于 MMF 理论, 建立了连续 FRP 复合材料层合板疲劳强度表征方法。分别对碳纤维/树脂 (UTS50/E51) 复合材料单向层合板进行静载和疲劳试验, 得到层合板的基本力学性能和宏观强度指标; 对 UTS50/E51 层合板组分疲劳强度进行了表征, 得到了纤维和树脂的拉伸、压缩 MMF 疲劳特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线, 为 MMF 方法应用于连续纤维增强复合材料层合板结构的疲劳强度分析提供了判断依据。使用建立的方法对 UTS50/E51 多向层合板的拉伸疲劳强度进行了分析, 并将预测结果与试验结果进行对比。

**关键词:** 微观力学失效理论; 疲劳强度; 强度表征; 特征参量; 有限元分析

中图分类号: TB330.1 文献标志码: A

## Characterization of the constituent fatigue strength of carbon fiber reinforced polymer composite

LI Wangnan<sup>\*1,3</sup>, LU Shaojuan<sup>2</sup>, CAI Hongneng<sup>3</sup>, ZHONG Zhicheng<sup>1</sup>, LIANG Guijie<sup>1</sup>,  
CHENG Xiaohong<sup>1</sup>

(1. Hubei Key Laboratory of Low Dimensional Optoelectronic Materials and Devices, Hubei University of Arts and Science, Xiangyang 441053 China; 2. Hubei Institute of Aerospace Chemotechnology, Xiangyang 441003, China;  
3. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

**Abstract:** In this paper, the application of theory of micro-mechanics of failure (MMF) is extended to analyze the fatigue the strength for complex three-dimensional of the continuous fiber reinforced polymer (FRP) composite. The fatigue strength analysis method of the continuous FRP laminate structure is established based on the MMF theory. The strength and mechanical properties of unidirectional laminate of UTS50/E51 were measured by the static loading and fatigue-loading test. The constituent fatigue MMF critical parameters of the UTS50/E51 laminate are characterized and the  $S\text{-}N$  curves of the tensile and compressive fatigue MMF critical parameters of the fiber and matrix are obtained, which provides basis for using the MMF theory to analyze the fatigue strength of the continuous FRP laminates structure. The fatigue tensile strength of the laminates structure of polymer composites is studied based on MMF. The fatigue tension tests for the laminates structure of UTS50/E51 laminate are carried out. The strengths obtained from both theoretical analysis and tests are compared.

**Keywords:** Micro-mechanics of failure; fatigue strength; strength characterization; critical parameters; finite element analysis

收稿日期: 2017-02-21; 录用日期: 2017-03-30; 网络出版时间: 2017-04-20 19:07:51

网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20170420.1907.006.html>

基金项目: 湖北文理学院教师科研能力培育基金 (2016ZK001), 湖北文理学院博士科研启动基金及国家自然科学基金 (U1433119)

通讯作者: 李望南, 博士, 讲师, 研究方向为复合材料强度表征与结构设计。Tel: 0710-3590355 E-mail: wangnan.li@163.com

引用格式: 李望南, 卢少娟, 蔡洪能, 等. 碳纤维增强树脂基复合材料组分疲劳强度表征 [J]. 复合材料学报, 2018, 35(x): xxx-xxx.

LI Wangnan, LU Shaojuan, CAI Hongneng, et al. Characterization of the constituent fatigue strength of carbon fiber reinforced polymer composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(x): xxx-xxx. (in Chinese)

碳纤维增强树脂基（CFRP）复合材料以其优异的高比模量、高比强度、耐疲劳、耐腐蚀及热膨胀系数低等优点使其成为了继钛合金之后航空航天领域广泛应用的材料。碳纤维增强复合材料所制备的构件也正经历着从非承力构件到承力构件的转变，从简单构件到复杂构件的转变。复合材料由于其正交各向异性及层间性能远低于层内性能，使其疲劳性能远不同于金属材料。此外在复合材料加工制造过程中及运输和外部环境的影响，使得疲劳性能具有很大的分散性，其分散性高达 20% 以上<sup>[1-2]</sup>。关于对复合材料疲劳性能的准确表征决定着结构件的寿命及安全性问题，因此许多学者对于复合材料疲劳性能的研究都做出了大量工作<sup>[3-7]</sup>。但是目前，在复合材料结构评价中使用较为广泛的强度理论仍是传统宏观强度理论<sup>[8-12]</sup>，这些理论主要是基于数学近似公式建立起来的，在实际受力情况下预测误差偏大，并在进行失效机制分析时要么不能判断要么分析偏差较大。理论方面的滞后必然会对 CFRP 复合材料的应用造成影响。为了克服宏观强度理论的这些缺陷，建立一种基于失效物理的复合材料强度理论势在必行，这对于推进 CFRP 复合材料的结构设计及应用具有重要意义。

本文对微观力学失效 (Micro-mechanics of failure, MMF) 理论的应用做了扩展，将其进一步用于分析 CFRP 复合材料三维结构的疲劳强度。基于面心立方单元模型有限元分析和单向层合板疲劳实验得到的  $S-N$  曲线，分析了不同疲劳周次下的组分微观应力状态。利用 MMF 理论提取了 UTS50/E51 层合板纤维和基体树脂的 MMF 疲劳强度特征值  $S-N$  曲线。使用开发的分析方法对 UTS50/E51 多向层合板结构的疲劳拉伸强度进行评价。

## 1 微观力学强度理论

### 1.1 理论简介

微观力学失效理论，即基于微观力学的材料失效，是一种基于物理失效模式的层合板强度理论<sup>[13]</sup>，该理论将复合材料分为纤维、树脂以及纤维-树脂界面三个区域，对材料进行失效分析时，在基体和纤维的不同区域设置尽可能多的具有代表性的关键点进行应力状态分析。这种理论的核心思想是首先建立等效体积单元（RVE），再利用 RVE 将组分与单向层联系起来，这样使用组分性能就可以计算出单向层的性能，同样通过单向层上的宏观应力可推导出组分上的微观应力，MMF 理论应用于连续纤维增强复合材料层合板结构强度的分析流程如下图。

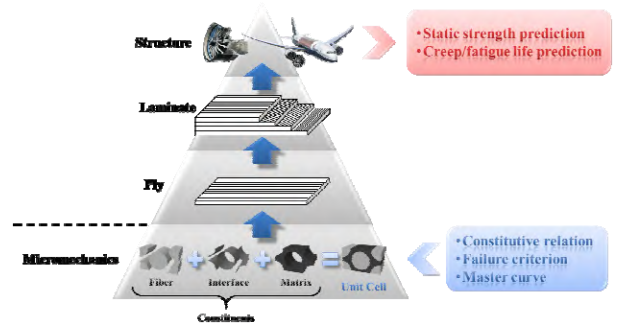


图 1 基于微观力学的复合材料结构分析流程  
Fig.1. Micromechanics-based analysis procedure for composite structures

MMF 理论中使用了四个强度特征参量来衡量复合材料组分是否失效，它们分别为：纤维拉伸强度  $T_f$ ，纤维压缩强度  $C_f$ ，基体拉伸强度  $T_m$ ，基体压缩强度  $C_m$ 。特征参数  $T_f$  和  $C_f$  用于判断纤维的拉伸失效和压缩失效；特征参数  $T_m$  和  $C_m$  用于判断基体的拉伸失效和压缩失效。四个特征参量的计算方法如下式：

$$\begin{cases} T_f = \sigma_1^f, (\sigma_1^f > 0) \\ C_f = \sigma_{eq}^f, (\sigma_1^f < 0) \\ T_m = I_1^m = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \\ C_m = \sigma_{eq}^m \end{cases} \quad (1)$$

组分失效指数按下式计算：

$$k = \max \left[ \max \left( \frac{\sigma_1^{ij}}{T_f} \right), \max \left( \frac{-\sigma_c^{ij}}{C_f} \right), \max \left( \frac{I_1^{mj}}{T_m} \right), \max \left( \frac{\sigma_{eq}^{mj}}{C_m} \right) \right] \quad (2)$$

其中： $k$ ：失效指数； $k < 1$  未失效， $k = 1$  表示失效； $i = n_1$ ； $j = n_2$  ( $n_1, n_2$  分别表示纤维和树脂内关键点数)，分别为单元模型中纤维上第  $i$  个关键点处纤维所受到的拉伸载荷、压缩载荷；分别为单元模型中树脂上第  $j$  个关键点处树脂所受到的拉伸载荷、压缩载荷。

由式 (2) 可以看出，一旦材料的  $k$  值达到 1 时就可以判断材料发生相应模式的破坏，因此在 MMF 强度理论中， $T_f, C_f, T_m, C_m$  强度特征值是层合板结构的强度指标。因此，要精确表征层合板强度性能，首先要准确确定强度特征值  $T_f, C_f, T_m, C_m$ 。

### 1.2 复合材料结构中宏微观力学分析方法

传统层合板强度分析都是基于宏观尺度的<sup>[14-17]</sup>，而 MMF 理论是建立在纤维和树脂微观应力分析上的，可通过 RVE 建立起微观应力与宏观应力的关系，把 MMF 特征参量转化为层合板宏观强度，或把铺层宏观应力细化到纤维和基体的微观应力。层合板结构宏观应力和内部微观应力之间是通过应力放大系数进行转换的，而应力放

大系数是由纤维和树脂的微观力学模型有限元分析得到的。MMF 理论将层合板结构分析从宏观尺度转换到微观尺度，这能更准确地分析层合板结构的各种失效模式和损伤演化，从而实现最终强度的准确预报。层合板微观分析 RVE 如图 2 所示，在纤维树脂上设置 17 个关键点，在树脂上设置 19 个关键点，每个关键点处的微观应力都可通过宏微观力学放大计算得到。基体单元力学模型中对界面的设置方法是在纤维与树脂基体结合界面处分别在纤维和树脂上设置了 13 个关键点，见图 2 所示，各关键点属性与其所在组分一致，也就是说在分析层合板结构强度时，任何一个单元，都将计算 26 组界面应力状态。这里需要指出的是本文在关键点的选取上考虑了组分界面上的受力，但对于界面间的剪切强度与拉伸强度由于表征非常困难，因此这里没有考虑。

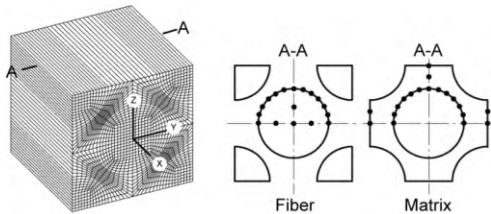


图 2 纤维增强树脂复合材料微观应力分析体积单元

Fig.2. Microscopic stress analysis unit cell of fiber reinforced polymer composite

表 2 UTS50/E51 层合板强度

Table 2 Strength of the UTS50/E51 laminate

Strength parameters	Test value/MPa					Average value/MPa
Longitudinal tensile strength $X$	2103	2082	2130	2115	2071	2100±24.0
Longitudinal compressive strength $X'$	1928	1925	1913	1902	1996	1932±36.8
Transverse tensile strength $Y$	51	54	54	53	58	54±2.5
Transverse compressive strength $Y'$	167	191	163	183	189	179±12.8
Shear strength $S$	135.5	138.5	140	140	144	140±3.1
Quasi-isotropic laminate tensile	815	857	780	808	767	805±31.2

单层微观应力和宏观应力之间的关系表达式为：

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix}_{(i)} = \begin{bmatrix} M_{11} & M_{12} & M_{13} & M_{14} & M_{15} & M_{16} \\ M_{21} & M_{22} & M_{23} & M_{24} & M_{25} & M_{26} \\ M_{31} & M_{32} & M_{33} & M_{34} & M_{35} & M_{36} \\ M_{41} & M_{42} & M_{43} & M_{44} & M_{45} & M_{46} \\ M_{51} & M_{52} & M_{53} & M_{54} & M_{55} & M_{56} \\ M_{61} & M_{62} & M_{63} & M_{64} & M_{65} & M_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \bar{\sigma}_1 \\ \bar{\sigma}_2 \\ \bar{\sigma}_3 \\ \bar{\sigma}_4 \\ \bar{\sigma}_5 \\ \bar{\sigma}_6 \end{pmatrix}_{(i)} + \begin{pmatrix} A_1 \\ A_2 \\ A_3 \\ A_4 \\ A_5 \\ A_6 \end{pmatrix} \Delta T \quad (3)$$

$\sigma_{mech}^{(i)}$ —纤维或树脂  $i$  点的应力( $i$  点为受力分析点);

$\bar{\sigma}_{i,mech}$ —层合板宏观应力分量;

$A_j^{(i)}$ —纤维或树脂  $i$  点的热应力放大系数;

$\Delta T$ —环境温度与固化温度差;

$M_{jk}^{(i)}$ — $i$  点的机械载荷应力放大系数。

## 2. UTS50/E51层合板力学性能测试

### 2.1 层合板静载力学性能测试

本文使用的材料为日本东邦公司生产的 UTS50 级碳纤维与环氧树脂共固化而成的国产 UTS50/E51 预浸料（纤维体积分数 0.56），层合板热压成型工艺为 80℃保温 30min 后加热至 130℃保温 60min，并保压 180min，压力 2.5MPa，最后待温度降至室温将层合板取出。制备四种不同铺层角层合板 $[0]_{10}$ ， $[90]_{20}$ ， $[45/-45]_{5s}$ ， $[45/0/-45/90]_{2s}$ 。试验方案及试样尺寸见表 1，静载拉伸试验采用 ISO527 试验方法，并采用应变片测量试件加载过程中的应变，纵向压缩试验使用单向层合板纵向三点弯曲方法测得，试验以 ISO14125 标准执行，横向静载压缩试验采用 ISO14126 试验方法执行。每组试验均做 5 次，并对试验结果求平均值。所有力学性能测试均使用日本 INSTRON1195 微机控制电子式万能试验机，测试结果见表 2。

表 1 UTS50/E51 层合板试验方案与试样尺寸

Table 1 Experimental scheme and specimen size of the laminates UTS50/E51

Test type	Stacking sequence	Specimen size /mm)
In-plane shear	$[45/-45]_{5s}$	200×15×2
Longitudinal tensile	$[0]_{10}$	200×12.5×1
Longitudinal compressive	$[0]_{20}$	78×10×2
Transverse tensile	$[90]_{20}$	200×15×2
Transverse compressive	$[90]_{20}$	78×10×2
Quasi-isotropic laminate tensile	$[45/0/-45/90]_{2s}$	200×25×1.6

### 2.2 层合板疲劳力学性能测试

疲劳试验的目的是为了得到 UTS50/E51 单向层合板的纵向、横向拉伸及压缩强度的  $S$ -lg $N$  曲线，由静载试验对比分析得出纵向、横向拉伸和横向压缩试验使用直接测试法即可，而纵向压缩试验则需使用间接测试法（纵向三点弯曲法）进



行测试。单向层合板疲劳拉伸试验采用 SACMA 4R-94 标准, 压缩试验采用 SACMA 1R-94 标准, 三点弯曲试验采用 ISO 14125 标准, 四组疲劳试验的试样尺寸与静载试验试样尺寸一致, 见表 1。

在进行五种层合板疲劳试验时, 在每种层合板试验中都施加 5 种载荷幅值。不同层合板疲劳试验, 根据相应性能特点所选择的载荷幅值也不一致。疲劳试验的应力比  $R$  设为 0.05, 频率 10Hz。每个载荷幅值下, 测试 5 个试样, 当测试的疲劳循环周次超过  $10^6$  后人为终止试验。所有疲劳试验均在山东 MTS 858 MINI BIONIX II 万能电子试验机上完成。

### 2.2.1 单向层合板疲劳拉伸试验

#### (a) 纵向疲劳拉伸试验

疲劳试验应力幅的确定是在静载试验的基础上进行的, UTS50/E51 单向层合板纵向静载拉伸强度  $X$  为 2100MPa, 以此为依据确定 UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳拉伸的应力幅值分别为 40% $X$ 、50% $X$ 、60% $X$ 、70% $X$ 、80% $X$ 。

#### (b) 横向疲劳拉伸试验

UTS50/E51 单向层合板横向拉伸静载强度  $Y$  为 54MPa, 在此基础上将 UTS50/E51 单向层合板横向疲劳拉伸应力幅值定位为 40% $Y$ 、50% $Y$ 、60% $Y$ 、70% $Y$ 、80% $Y$ 。

### 2.2.2 单向层合板疲劳弯曲试验

使用纵向三点弯曲试验方法来测试层合板纵向疲劳压缩强度。UTS50/E51 单向层合板纵向静载压缩强度  $X'$  为 1932MPa, 在此基础上确定 UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳弯曲的应力幅分别为 65% $X'$ 、70% $X'$ 、75% $X'$ 、80% $X'$ 、85% $X'$ 。

### 2.2.3 单向层合板疲劳压缩试验

UTS50/E51 单向层合板横向静载压缩强度  $Y'$  为 179MPa, 在此基础上确定的 UTS50/E51 单向层合板横向疲劳弯曲的应力幅分别为 30% $Y'$ 、50% $Y'$ 、60% $Y'$ 、70% $Y'$ 、80% $Y'$ 。

### 2.2.4 多向层合板疲劳拉伸试验

UTS50/E51 多向层合板静载拉伸应力为 805MPa, 以此为依据确定 UTS50/E51 多向层合板疲劳拉伸的应力幅值分别为 75% $\sigma$ 、80% $\sigma$ 、85% $\sigma$ 、90% $\sigma$ 、95% $\sigma$ 。

## 3. 结果与讨论

### 3.1 UTS50/E51 层合板疲劳强度分析

UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳拉伸的  $S$ -

$\lg N$  曲线, 如图 3(a)所示。可见, UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳拉伸在不同载荷比下都表现出较大的分散性, 并且随着载荷比的增加而增大。造成这种现象的原因主要是由于层合板中会存在一些缺陷如夹杂、气孔等, 不同试样内部缺陷各有差异, 随着应力幅的增加层合板就会在内部缺陷处产生裂纹进而导致层合板的破坏, 但是由于各个试样中存在的缺陷不同、位置不同、造成破坏的程度不同, 因此复合材料在疲劳载荷下破坏的分散性就很大, 尤其是在较高幅值下层合板疲劳循环周次的分散性非常突出, 随着幅值的降低分散性会逐渐减小。

UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳三点弯曲的  $S$ - $\lg N$  曲线如图 3(b)所示。可见, UTS50/E51 单向层合板纵向疲劳三点弯曲在不同载荷比下同样都表现出了较大的分散性, 并且随着载荷比的增加而增大。产生这种原因和纵向拉伸是一样的, 由于应力幅的增大使得试样内部局部纤维断裂, 承载能力迅速下降。在载荷比从 0.7 提升至 0.75 时试验测试整体的分散程度并没有呈现太大的变化, 纤维的随机失效造成了整体的分散程度较高。但整体试验结果相对分散程度较为均匀些。这主要跟三点弯的试样方法有关系, 三点弯试验过程中影响试验结果的因素并不是很多, 主要包括压头对试样表面产生损伤的程度以及试样自身内部缺陷多少。

UTS50/E51 单向层合板横向疲劳拉伸的  $S$ - $\lg N$  曲线如图 3(c)所示。可见, UTS50/E51 单向层合板横向疲劳拉伸在载荷比从低向高提升时, 分散程度随着载荷比的升高呈现下降趋势。主要原因在于横向拉伸疲劳试验过程中应力幅值都较小, 在小的应力幅下由于试样缺陷的不同所带来循环周次的变化范围比较大。但是当应力幅提高后由于整体循环周次的下降, 反而降低了试样缺陷影响范围。

UTS50/E51 单向层合板横向疲劳压缩的  $S$ - $\lg N$  曲线如图 3(d)所示。可见, UTS50/E51 单向层合板横向疲劳压缩在载荷比提高到一定程度时分散程度有所降低, 其主要原因和横向拉伸疲劳试验的相同。试验过程中所施加的应力幅值比较小, 应力幅的提高使得整体循环周次的范围缩小, 反而也就使得缺陷所带来的影响范围大幅降低, 因此在循环周次上体现出分散程度的减小。但从总体横向的拉压疲劳试验结果来看整体的分散程度相对较高。

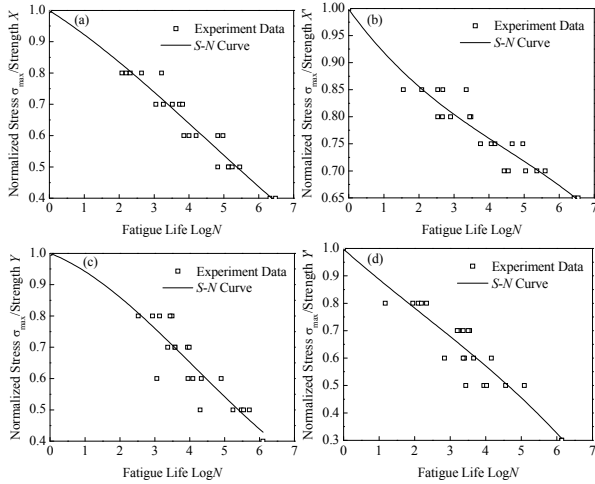


图3 UTS50/E51 单向层合板  $S\text{-lg}N$  曲线：纵向拉伸(a)、纵向三点弯曲(b)、横向拉伸(c)、横向压缩(d)

Fig.3.  $S\text{-lg}N$  curves of UTS50/E51 unidirectional laminates: longitudinal fatigue loading tension (a), longitudinal fatigue loading compressive(b), transverse fatigue loading tension(c) and transverse fatigue loading compressive(d)

### 3.2 UTS50/E51 层合板组分疲劳强度表征

层合板组分疲劳强度表征的具体实现方法为，首先在建立的面心立方 RVE 上分别施加 7 种单位载荷它们是：正应力  $\bar{\sigma}_x = 1\text{Pa}$ ， $\bar{\sigma}_y = 1\text{Pa}$ ， $\bar{\sigma}_z = 1\text{Pa}$ ，剪切应力  $\bar{\tau}_{yz} = 1\text{Pa}$ ， $\bar{\tau}_{xz} = 1\text{Pa}$ ， $\bar{\tau}_{xy} = 1\text{Pa}$  及热应力  $\Delta T = 1^\circ\text{C}$ 。在 6 种单位机械载荷分别加载下，提取出组分上各关键点的应力分量以此建立该模型下的机械应力放大因子数据库。在基体单元上施加单位热应力提取组分上各关键点的热应力分量作为对应基体单元的热应力放大因子，并将其加入对应基体单元的应力放大因子数据库，放大因子数据库的具体建立方法作者已在文献[18]中做了详细介绍，本文不再累述。

然后，根据测试得到的单向层合板疲劳  $S\text{-lg}N$  曲线见图 3，得到任意循环周次  $\lg N$  下的单向层合板的纵向拉伸强度  $X^N$ ，纵向压缩强度  $X'^N$ ，横向拉伸强度  $Y^N$ ，横向压缩强度  $Y'^N$ ，将给定循环周次  $\lg N$  下获得的 UTS50/E51 单向层合板宏观强度结合在面心立方 RVE 上施加 7 种单位应力计算得到的 UTS50/E51 层合板纤维和树脂上关键点的应力放大系数，将其代入式 (3)，即可计算得到在循环周次  $\lg N$  下，微观单元内纤维和树脂上关键点分别在 7 种载荷下的 MMF 参量，由式 (1) 知，纤维拉伸强度用最大应力计算，纤维压缩强度用等效应力计算，此时纤维

疲劳拉伸 MMF 特征参量  $T_f^N$  和纤维疲劳压缩 MMF 特征参量  $C_f^N$  即为各关键点所承受应力的极大值；树脂拉伸强度由关键点的第一应力不变量计算  $I_1$ ，树脂压缩强度则由等效应力计算，树脂疲劳拉伸 MMF 特征参量  $T_m^N$  和树脂疲劳压缩 MMF 特征参量  $C_m^N$  同样为各关键点所承受应力的极大值。

通过上述计算就实现了对任意周次下 UTS50/E51 组分疲劳强度的表征，表 3 列出了几种疲劳循环周次下组分的 MMF 疲劳特征参量。其组分 MMF 疲劳特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线如图 4 所示。

表 3 UTS50/E51 层合板组分疲劳 MMF 特征参量  
Table 3 Fatigue MMF critical parameters for the constituents of the UTS50/E51 laminate

循环周次 $\lg N$	$T_f^N$ /MPa	$C_f^N$ /MPa	$T_m^N$ /MPa	$C_m^N$ /MPa
0	3710	3430	155	207
1	3420	3160	148	186
2	3090	2950	139	166
3	2770	2740	129	146
4	2470	2520	117	126
5	2090	2280	105	104

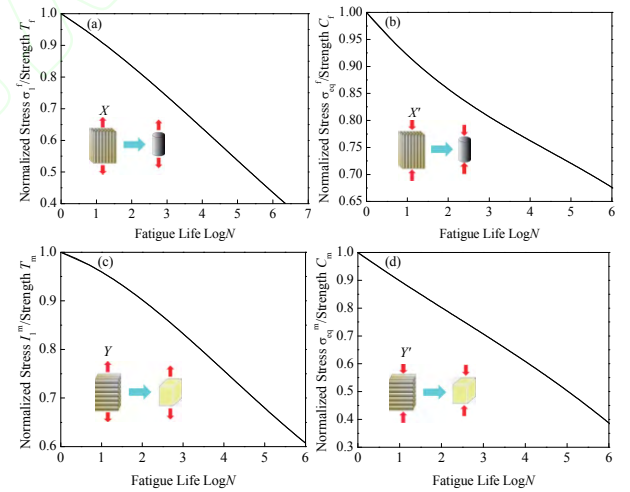


图4 UTS50/E51 层合板组分 MMF 疲劳特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线: UTS50 纤维疲劳拉伸(a)、UTS50 纤维疲劳压缩(b)、E51 树脂疲劳拉伸(c)和 E51 树脂疲劳压缩(d)

Fig.4 Fatigue MMF critical parameters  $S\text{-lg}N$  curves for the constituents of the UTS50/E51 laminate: fiber fatigue loading tension of UTS50 (a), fiber fatigue loading compressive of UTS50(b), matrix fatigue loading tension of E51(c) and matrix fatigue loading compressive of E51(d)

由此利用 MMF 理论，通过疲劳试验结合有限元模拟计算，获得了 UTS50/E51 层合板组分的

疲劳 MMF 特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线, 这为 MMF 方法应用于连续纤维增强复合材料层合板结构的疲劳强度分析提供了判断依据。

### 3.3 UTS50/E51 层合板疲劳拉伸强度预测

使用 MMF 方法对 UTS50/E51 铺层顺序  $[45/0/-45/90]_{2s}$  层合板疲劳拉伸强度进行预测。根据得到的 UTS50/E51 组分 MMF 疲劳特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线见图 4 所示。根据组分 MMF 疲劳特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线, 即可得到不同疲劳循环周次下 UTS50/E51 层合板组分的疲劳特征参量。

使用 MMF 方法, 以不同循环周次下的 UTS50/E51 层合板组分的 MMF 疲劳特征参量作为组分失效判据, 对 UTS50/E51 层合板开孔结构的疲劳强度进行预测, 图 5 为使用 MMF 方法预测的 UTS50/E51 铺层顺序  $[45/0/-45/90]_{2s}$  层合板疲劳拉伸  $S\text{-lg}N$  曲线与实验结果的对比。从图 5 中可以看出 MMF 方法预测的  $S\text{-lg}N$  曲线与试验结果较为吻合, 能够反映出多向层合板疲劳拉伸强度随着循环周次的增加的变化趋势。由此可见, MMF 方法可以用于 CFRP 层合板结构的疲劳强度预测。

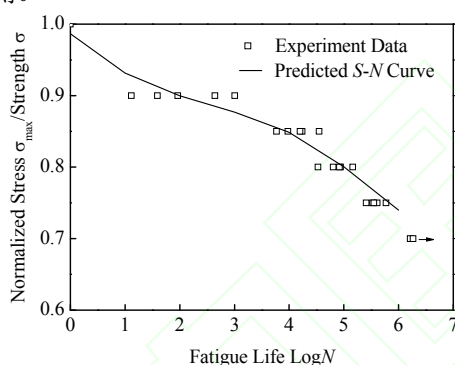


图 5 UTS50/E51 准各向同性层合板铺层顺序  $[45/0/-45/90]_{2s}$  疲劳拉伸  $S\text{-lg}N$  曲线预测与试验对比

Fig.5. Comparison between the predicted  $S\text{-lg}N$  curves and the tested result of the quasi-isotropic laminate UTS50/E51 with stacking sequence  $[45/0/-45/90]_{2s}$

## 4 结论

(1) 研究建立了一套基于面心立方基体单元分析的连续纤维增强复合材料组分疲劳强度表征方法。该方法包括微观力学分析、宏观力学试验及组分疲劳强度特征值的提取, 表明将微观力学失效 (MMF) 理论应用于碳纤维增强树脂基复合材料疲劳组分的强度表征是可行的。

(2) 对 UTS50/E51 层合板组分疲劳强进行了表征。得到了纤维和树脂的拉伸、压缩的疲劳 MMF 特征参量  $S\text{-lg}N$  曲线, 为 MMF 理论应用于连续纤维增强复合材料层合板结构的疲劳强度分

析提供了判断依据。

(3) 使用 MMF 方法对 UTS50/E51 层合板多向层合板结构疲劳拉伸的强度进行了分析并与试验结果进行对比。结果表明 MMF 方法预测的多向层合板的疲劳拉伸强度与试验结果吻合, 预测的  $S\text{-lg}N$  曲线能够反映出多向层合板疲劳拉伸强度随着循环周次增加的变化趋势。

- [1] 杜善义, 关志东. 我国大型客机先进复合材料应对策略思考 [J]. 复合材料学报, 2008, 25(1): 1-10.  
DU Shanyi, GUAN Zhidong. Strategic considerations for development of advanced composite technology for large commercial aircraft in China [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(1): 1-10(in Chinese).
- [2] 熊华锋. 复合材料疲劳分散性和强度分散性的关系 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2009.  
XIONG Huafeng. A relationship of dispersity between fatigue life and strength of composites [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2009(in Chinese).
- [3] Han K S, Hwang W. Fatigue life prediction and failure mechanisms of composite materials [J]. Advanced Composite Materials, 1992, 2(1): 29-50.
- [4] Whitworth H A. Evaluation of the residual strength degradation in composite laminates under loading [J]. Composite Structures, 2001, 48: 261-264.
- [5] 朱洪艳, 吴宝昌, 张东兴, 等. 孔隙对碳纤维/环氧复合材料层合板层间剪切疲劳性能的影响 [J]. 复合材料学报, 2010, 27(6): 32-37.  
ZHU Hongyan, WU Baochang, ZHANG Dongxing, et al. Effect of void on the interlaminar shear fatigue of carbon fiber/epoxy composite laminates [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2010, 27(6): 32-37(in Chinese).
- [6] Pingkarawat K, Daynes S, Daynes S, et al. Mode II interlaminar fatigue properties of z-pinned carbon fibre reinforced epoxy composites [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2014, 67: 8-15.
- [7] Garcea S C, Sinclair I, Spearing S M. Fibre failure assessment in carbon fibre reinforced polymers under fatigue loading by synchrotron X-ray computed tomography [J]. Composites Science and Technology, 2016, 133: 157-164.
- [8] Harlow D G, Phoenix S L. Bounds on the probability of failure of composites [J]. International Journal of Fracture, 1979, 15 (4): 321-336.
- [9] Echaabi J, Trochu F, Gauvin R. Review of failure



- criteria of fibrous composite materials [J]. *Polymer Composites*, 1996, 56: 183-196.
- [10] 张立群, 金日光, 耿海萍, 等. 短纤维橡胶复合材料强度的理论研究 I 纵向拉伸强度的理论预测 [J]. *复合材料学报*, 1998, 15(4): 89-96.  
ZHANG Liqun, JIN Riguang, GENG Haiping, et al. Study on the theory of strength of short fiber/rubber composites I prediction of longitudinal tensile strength [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 1998, 15(4): 89-96(in Chinese).
- [11] Herakovich C T. Mechanics of composites: A historical review [J]. *Mechanics Research Communications*, 2012, 41: 1-20.
- [12] Kaddour A S, Hinton M J, Soden P D. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates: Additional contributions [J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(3-4): 449-476.
- [13] Ha S K, Jin K K, Huang Y C. Micro-Mechanics of Failure (MMF) for Continuous Fiber Reinforced Composites [J]. *Journal of Composite Materials*, 2008, 42(18): 1873-1895.
- [14] Tsai S W. Strength characteristics of composite materials, NASA/CR-224 [R]. Washington: NASA, 1965.
- [15] Tsai S W, Wu E M. A General Theory of Strength for Anisotropic Materials [J]. *Journal of Composite Materials*, 1971, 5(1): 58-80.
- [16] Hashin Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1980, 47: 329-334.
- [17] Chiang M Y M, Wang X F, Schultheisz C R, et al. Prediction and three-dimensional monte-carlo simulation for tensile properties of unidirectional hybrid composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2005, 65 (11-12): 1719-1727.
- [18] 李望南, 蔡洪能, 郑杰. 基于宏微观分析的碳纤维增强高分子复合材料强度性能表征 [J]. *复合材料学报*, 2013, 30(1): 244-251.  
LI Wangnan, CAI Hongneng, ZHENG Jie. Characterization of strength of carbon fiber reinforced polymer composite based on micromechanics [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2013, 30(1): 244-251(in Chinese).