

# 中温固化环氧树脂混杂纤维 复合材料性能研究

乌云其其格<sup>1</sup>,付宇彤<sup>2</sup>,高旭豪<sup>2</sup>,姚学锋<sup>2</sup>

(1. 中国航空制造技术研究院复合材料技术中心,北京 101300;

2. 清华大学航天航空学院,北京 100084)

**[摘要]** 对中温固化高韧性环氧树脂混杂复合材料力学性能进行了试验及数值模拟研究。首先,采用热熔法分别制备了碳纤维单向预浸料、高强玻璃纤维单向预浸料和芳纶纤维单向预浸料,并通过热压罐法制备单种预浸料铺层和不同纤维预浸料层间混合铺层方式铺贴组合的复合材料层合板;其次,对其拉伸、压缩力学性能进行测试,得到应力应变曲线及强度、刚度等关键性能;最后,建立混杂纤维层合板复合材料力学数值模拟模型,并引入 Hashin 强度准则对混杂复合材料进行失效力学性能评估,与实测值对比验证其准确性。结果表明,不同纤维预浸料的层间混杂,使混杂复合材料发挥协同效应,优化性能,且混杂复合材料理论计算模型得到的数据接近实测值,为混杂纤维复合材料的强度设计提供理论依据。

**关键词:** 中温固化环氧树脂;混杂复合材料;力学性能;强度;损伤

**DOI:**10.16080/j.issn1671-833x.2020.22.014



乌云其其格

博士,研究员,主要从事树脂基复合材料用树脂及预浸料方面的科研工作,负责完成多项国防课题。以第一作者发表论文 60 多篇,以第一申请人申请授权的专利 2 项。获得航空工业科学技术进步一等奖 3 次,二等奖 2 次,三等奖 1 次;国防科学技术进步一等奖;荣立个人二等功 1 次。

混杂纤维复合材料不仅极大地扩展了复合材料的性能和使用范围,使材料充分保留了单种增强材料的优点,同时增加了材料的可设计性,达到单种增强材料所不能实现的效果,使复合材料在低成本下实现了多功能化,如抗冲击性能、耐热性能、抗摩擦性能、阻尼减振性能、透波性能等。不同纤维的混杂对树脂基体有一定的要求,树脂基体有一定的强度和韧性才能相容不同的断裂伸长率和界面的纤维<sup>[1-4]</sup>。纤维增强树脂基复合材料根据增强纤维的不同分为碳纤维复合材料(CFRP)、芳纶纤维复合材料(AFRP)和玻璃纤维复合材料(GFRP)等。不同的纤维复合材料具有各自的特点,玻璃纤维复合材料成本低,但其比刚度小;碳纤维复合材料的比强度和比刚度都高,但

其断裂伸长率低;芳纶纤维复合材料的断裂伸长率高,耐磨性和阻燃性好,但其压缩强度低<sup>[3-4]</sup>。

对于混杂复合材料力学性能及强度破坏的研究,主要集中于工艺参数、数值模拟及试验研究等内容。Alemi-Ardakani 等<sup>[5]</sup>使用落锤在 200J 的冲击能量下对碳纤维与玻璃纤维混杂的聚丙烯复合层压板进行了试验,并且与数值模拟结果进行了对比。Naik 等<sup>[6]</sup>采用理论和试验阐述了混杂复合材料(玻璃-碳纤维/环氧树脂)降低缺口敏感性和改善抗冲击性能的方法。Gurusideswar 等<sup>[7-8]</sup>制备混杂(芳纶纤维-石墨纤维/环氧树脂)复合材料,并对其进行微观分析,发现混合物的拉伸破坏应变和断裂韧性都显著增加。Jalalvand<sup>[9]</sup>和 Mishnavsky 等<sup>[10]</sup>模拟

了碳纤维-玻璃纤维混杂复合材料的破坏模式并建立纤维束单胞模型,研究了混杂纤维复合材料的拉伸和压缩性能。Chitturi等<sup>[11]</sup>针对编织混杂纤维复合材料在拉伸、弯曲、层间剪切及冲击载荷下的响应进行了理论及试验研究。Kim<sup>[12]</sup>等评估了亚麻纤维、碳纤维和玻璃纤维对机械性能的杂交效应,包括拉伸强度、弯曲强度、弯曲模量、冲击强度、层间剪切强度和阻尼。Wang等<sup>[13]</sup>制备了含有混杂纤维的复合材料,并研究在单轴压缩的受力条件下复合材料的应力应变行为,发现混杂纤维后的复合材料体系力学性能得到明显改善,压缩强度及韧性提高。Arulmurugan等<sup>[14]</sup>研究了混杂纤维增强的编织复合材料力学性能、DMA和热性能,混杂后的编织复合材料克服了复合材料在压缩等机械性能方面的局限性,提高了材料的韧性。针对复合材料的理论模型与有限元计算,Yuan和Yao等<sup>[15-16]</sup>提出了载荷和结构缺陷耦合作用下的复合材料抗压强度理论预测模型,并且通过试验与有限元进行验证。目前学者的研究主要集中在混杂纤维复合材料力学研究的试验与理论方面,缺少试验与有限元的结果论证与优化设计。

本文探究以中温固化(125℃)增韧环氧树脂为基体,碳纤维、玻璃纤维和芳纶纤维为增强材料的层间混杂复合材料的力学性能,并采用Hashin强度准则进行损伤失效有限元模拟,将理论预测的强度和模量值与实际测得的力学性能对比,研究成果对混杂纤维复合材料的强度设计和选材具有重要的参考意义。

## 混杂纤维复合材料的制备

### 1 材料属性

本研究采用3233G中温固化(125℃)增韧环氧树脂体系,它具有操作优良及成形条件适应性宽阔的特点,可以用于制备碳纤维、

玻璃纤维、芳纶纤维及其织物等多种形式的预浸料,固化温度范围在100~150℃,长期使用温度范围为-55~80℃,尤其适用于制造剥离强度及抗冲击性能要求较高的结构件。采用的纤维为航空级别的纤维,分别为S<sub>4</sub>C10-800高强玻璃纤维粗纱、F-12芳纶纤维、ZT7H碳纤维(T700级)。

### 2 预浸料制备

本文采用热熔一步法预浸工艺制备预浸料,将树脂基体加热到一定温度后熔融,对ZT7H碳纤维、S<sub>4</sub>C10-800高强玻璃纤维粗纱和F-12芳纶纤维分别进行放卷、浸胶、挤压,得到所需要的预浸料。预浸料制备工艺参数有胶槽温度和浸渍速率。调整设备工艺参数,制备出符合技术要求的预浸料,其外观平整、没有缺陷、黏性适中。其中,3233G/ZT7H碳纤维预浸料的名义单层厚度为(0.125±0.02)mm,碳纤维的体积分数为58%;3233G/F-12芳纶纤维预浸料名义单层厚度为(0.26±0.03)mm,芳纶纤维的体积分数为51%;3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强玻璃纤维粗纱预浸料名义单层厚度为(0.46±0.04)mm,玻璃纤维的体积分数为59%。

### 3 混杂纤维复合材料层合板制备

本文采用热压罐法制备层合板,

按力学性能所需层合板厚度要求将预浸料裁剪,按经向对经向铺贴,制备混杂复合材料层合板时按不同的方式层间混杂。3233G/ZT7H碳纤维预浸料、3233G/F-12芳纶纤维预浸料和3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强玻璃纤维粗纱预浸料按一定尺寸裁剪、铺贴、组装、成型、加工成符合要求的试样。其制作工艺曲线如图1所示,固化工艺主要由树脂基体的固化工艺决定,3233G树脂预浸料的热压罐成型工艺为:室温下抽真空,真空袋内的真空度不低于0.07MPa,以1~3℃/min的升温速率升温到125℃,在室温~75℃范围的任意温度加压,压力为0.5MPa,在(125±5)℃保温90min,固化完成,自然冷却至室温。

分别对3233G/ZT7H碳纤维预浸料与3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强度玻璃纤维预浸料得到的混杂纤维复合材料,3233G/F-12芳纶纤维预浸料与3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强度玻璃纤维预浸料得到的混杂纤维复合材料进行铺层设计,具体为[ZT7H/ZT7H/S<sub>4</sub>C10-800/ZT7H]<sub>s</sub>,共8层,其铺层方向为0°, [F-12/S<sub>4</sub>C10-800/F-12]<sub>s</sub>,共6层,其铺层方式为0°,见图2。为了进行对比性能研究,制作2mm

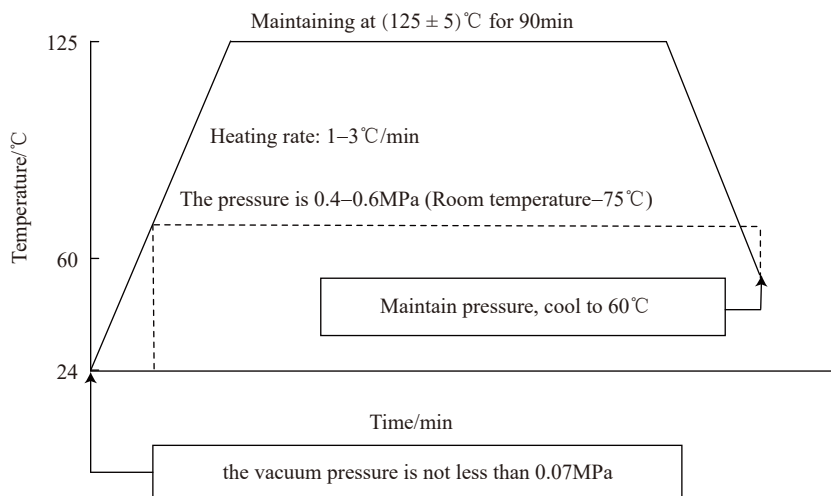


图1 3233G预浸料热压罐法成型工艺曲线  
Fig.1 Autoclave curing process of 3233G epoxy resin prepreg

厚度的复合材料拉伸试件与压缩试件,其铺层方式分别为:16层0°方向的碳纤维复合材料层合板,4层0°方向的高强度玻璃纤维复合材料层合板,8层0°方向的芳纶纤维复合材料层合板。制成的复合材料拉伸试件尺寸为250mm×15mm×2mm,压缩试件尺寸为140mm×12mm×2mm。

### 混杂复合材料力学性能测试

#### 1 单向层合复合材料性能测试

采用热压罐法成型3233G/ZT7H碳纤维预浸料、3233G/F-12芳纶纤维预浸料和3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强度玻璃纤维粗纱预浸料单向复合材料层合板,机械加工切割成拉伸与压缩试件,按ASTM D 3039和ASTM D 6641试验方法,分别针对其拉伸与压缩力学行为进行了力学测试,结果见表1。

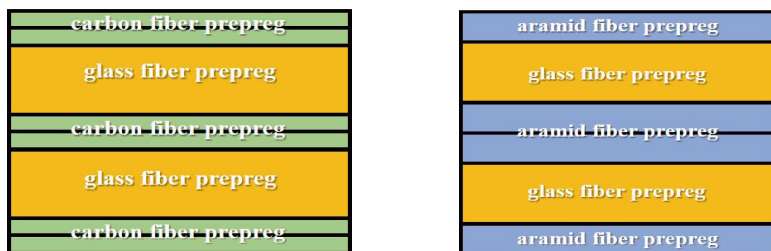
从表1可知,碳纤维层合板的拉伸性能较高,体现在其拉伸模量及拉伸强度较大,分别为133GPa和2478MPa,但是其韧性不足,这取决于纤维本身的性能。F-12芳纶纤维因为是三单体合成的杂环结构,所以在其拉伸强度和模量较高的同时,具有较大的韧性,其延伸率可达到2.73%,其拉伸性能较好。高强度玻璃纤维复合材料层合板由于其纤维本身的脆性原因,其拉伸性能较差,模量与强度均较低,且其韧性较芳纶纤维也较低。压缩性能主要由复合材料使用的树脂性能、纤维性能和层间性能共同决定。在使用相同树脂类型的情况下,压缩性能主要由纤维本身的性能和纤维与树脂之间的层间性能决定。层间强度的大小与环氧树脂和纤维的界面状态有很大关系。界面性能与纤维表面的粗糙、极性基团的数量和纤维与树脂之间的

相容性有关系。一般情况下碳纤维与树脂的界面结合比较好,层间强度高,因而其压缩性能也较强,压缩模量为124GPa。芳纶纤维与树脂的界面结合力比较差,因芳纶纤维表面容易吸收空气中的水分,与环氧基团反应的极性基团少,并且芳纶纤维的韧性大,环氧树脂的脆性大,导致芳纶纤维和环氧树脂界面相容性差,加上芳纶纤维本身的韧性,使得到的复合材料层合板的压缩强度和延伸率均较低。虽然由于纤维本身的性能影响,高强玻璃纤维的压缩模量较低,但是由于其纤维表面浸润剂的极性基团与环氧树脂之间的作用,使得高强玻璃纤维与树脂界面结合力较强,加上高强玻璃纤维本身的性能,因而高强玻璃纤维粗纱复合材料具有很高的压缩强度和延伸率,分别高达1042MPa和1.6%。

#### 2 混杂纤维复合材料层合板力学性能测试

采用3233G/ZT7H碳纤维预浸料和3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强度玻璃纤维粗纱预浸料,3233G/S<sub>4</sub>C10-800高强度玻璃纤维粗纱预浸料和3233G/F-12芳纶纤维预浸料,热压罐法成型混杂复合材料层合板,同样采用ASTM D 3039和ASTM D 6641试验方法,分别测试了其拉伸和压缩力学性能,结果见表2。

从表2可知,在纤维体积分数相等的情况下,碳纤维+玻璃纤维混杂的复合材料的拉伸强度与拉伸模量分别为1666MPa与99GPa,玻璃纤维+芳纶纤维混杂的复合材料的拉伸强度与拉伸模量分别为1639MPa与75GPa。两种不同纤维混杂的复合材料的拉伸强度相当,这是因为碳纤维与芳纶纤维制作的层合板的拉伸强度相当。但是芳纶纤维+玻璃纤维混杂的复合材料拉伸模量弱于碳纤维+玻璃纤维制成的复合材料,这是由混杂复合材料中芳纶纤维的模量要远小于碳纤维的模量所致。



(a) 碳纤维+玻璃纤维 (b) 芳纶纤维+玻璃纤维

图2 混杂纤维复合材料铺层方式

Fig.2 Laying patterns of hybrid fiber composites

表1 3233G树脂单向层合复合材料力学性能

Table 1 Mechanical properties of 3233G resin single fiber prepreg composite laminate

Kind	3233G/ZT7H carbon fiber composite laminate	3233G/F-12 aramid fiber composite laminate	3233G/S <sub>4</sub> C10-800 high strength glass fiber composite laminate
Warp tensile strength/MPa	2478	2079	1426
Warp tensile modulus/GPa	133	78	64
Warp tensile elongation/%	1.77	2.73	2.25
Warp compression strength/MPa	797	356	1042
Warp compression modulus/GPa	124	87	60
Warp compression elongation/%	0.77	0.43	1.60

表2 混合铺层预浸料的混杂复合材料层合板力学性能

Table 2 Mechanical properties of hybrid composite laminates with mixed layup prepreg

Property	[ZT7H, ZT7H, S <sub>4</sub> C10-800, ZT7H] <sub>s</sub>	[F-12, S <sub>4</sub> C10-800, F-12] <sub>s</sub>
Reinforcement material volume ratio	1 : 1	1 : 1
Warp tensile strength/MPa	1666	1639
Warp tensile modulus/GPa	99	75
Warp tensile elongation/%	1.63	2.26
Compressive strength/MPa	836	640
Warp compression modulus/GPa	92	70
Warp compression elongation/%	0.87	1.56

由于芳纶纤维具有很高的韧性,而碳纤维的韧性低,因而在与玻璃纤维相结合时,采用芳纶纤维混杂制成的复合材料具有更高的韧性。从拉伸性能角度考虑,可以综合利用碳纤维的高模量、高强度和玻璃纤维与芳纶纤维的高韧性而获得强度、模量和韧性都满足需求的混杂纤维复合材料。

高强玻璃纤维和碳纤维混杂的压缩强度(836MPa)与压缩模量(92GPa)高于高强玻璃纤维与芳纶纤维混杂的压缩强度(640MPa)与压缩模量(70GPa),这是因为芳纶纤维单种纤维复合材料的压缩强度低造成。高强玻璃纤维和芳纶混杂的断裂伸长率(1.56%)大于高强玻璃纤维和碳纤维混杂的复合材料(0.87%),表征了芳纶纤维优良的韧性,但与单种纤维增强复合材料相比,混杂纤维复合材料都明显优秀地提升了抗冲性能与断裂伸长率。从以上结果可见,不同纤维混合可以取长补短。通过不同的铺层设计可以充分发挥复合材料性能的可设计性,达到使用要求。

### 混杂复合材料失效模拟

#### 1 复合材料强度准则

在本文中,层内损伤是通过单元的损伤失效进行判断的,在模拟中使用 Hashin 准则对复合材料层内损伤进行评估,Hashin 准则如下<sup>[17]</sup>:

纤维拉伸失效 $\sigma_{11} \geq 0$

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\tau_{12}}{S_1}\right)^2 = 1 \quad (1)$$

其中,  $X_t$  为纤维方向拉伸强度,  $S_1$  为剪切强度。

纤维压缩失效 $\sigma_{11} \leq 0$

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 = 1 \quad (2)$$

其中,  $X_c$  为纤维压缩强度。

基体拉伸失效 $\sigma_{22} \geq 0$

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_1}\right)^2 = 1 \quad (3)$$

这里  $Y_t$  为基体方向拉伸强度。

基体压缩失效 $\sigma_{22} \leq 0$

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{2S_t}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y_c}{2S_t}\right)^2 - 1\right] \times \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_1}\right)^2 = 1 \quad (4)$$

这里系数  $\alpha$  是剪切应力对纤维拉伸失效判据的影响系数(本文设定  $\alpha=0$ )。

本文采用双线性渐进损伤模型,参数  $d_1$  表示 I 型模型的损伤变量,刚度退化的损伤模型的表达式定义为<sup>[7]</sup>:

$$d_1 = \frac{\delta_{1,eq}^f (\delta_{1,eq} - \delta_{1,eq}^0)}{\delta_{1,eq} (\delta_{1,eq}^f - \delta_{1,eq}^0)} \quad (5)$$

其中:  $\delta_{1,eq}^0 \leq \delta_{1,eq} \leq \delta_{1,eq}^f$ ;  $I \in (f_c, f_t, m_c, m_t)$ ;  $\delta_{1,eq}^0$  表示材料发生初始破坏时的等效位移。 $\delta_{1,eq}^f$  表示材料发生完全破坏时的等效位移( $d_1=1$ )。假设已知材料的断裂能参数  $G_{IC}$ ,材料损伤演化过程为线性过程。

$$\delta_{1,eq}^f = \frac{G_{IC}}{\sigma_{1,eq}^0} \quad (6)$$

这里  $\sigma_{1,eq}^0$  表示在损伤起始时的等效应力。

#### 2 有限元建模过程

针对复合材料的拉伸及压缩性能,对碳纤维+玻璃纤维混杂复合材料和芳纶纤维+玻璃纤维混杂复合材料进行建模,如图3所示。模型中单层碳纤维预浸料、高强度玻璃纤维预浸料及芳纶纤维预浸料的厚度分别为0.125mm、0.5mm和0.25mm。每个铺层单独建立一个部件,各个部件之间以绑定的方式约束在一起。各单层预浸料对应的材料模量及强度采用表1和表2中的试验数据。参考标准 ASTM D3039 及 ASTM D6641 设计复合材料拉伸及压缩试件尺寸,分别为 250mm × 15mm × 2mm 及 140mm × 12mm × 2mm。

采用 ABAQUS 软件进行数值分析,并采用 UMAT 子程序编写用户自定义的材料属性以引入强度准则及失效判据,使用小变形静态分析 Standard 模块对模型进行计算。其模型下端均设置为固定端,即,  $U_1=U_2=U_3=UR_1=UR_2=UR_3=0$ ,模型上端赋予位移边界条件。以复合材料的每一层建立一个分析部分,对于碳纤维+高强度玻璃纤维混杂复合材料,建立8个分析部分;而对于高强度玻璃纤维+芳纶纤维混杂复合材料,则建立6个分析部分。采用沙漏模式的连续壳单元 SC8R 进行网格剖分,对试件每一部分分别划分网格,沿着长和宽方向的剖分尺寸为

3mm,而沿着厚度方向,每层复合材料仅建立单层的网格。碳纤维与高强度玻璃纤维混杂复合材料层合板的拉伸试件节点数和网格数分别为8064个和3320个;碳纤维与高强度玻璃纤维混杂复合材料层合板的压缩试件节点数和网格数分别为3480个和1504个;芳纶纤维与高强度玻璃纤维混杂复合材料层合板的拉伸试件节点数和网格数分别为6048个和2490个;芳纶纤维与高强度玻璃纤维混杂复合材料层合板的压缩试件节点数和网格数分别为2880个和1128个。加密网格,对试件每一部分沿着长和宽方向,剖分尺寸为1.5mm,而沿着厚度方向,每层复合材料仍然建立单层的网格。将两种网格下的应力-应变进行对比,发现两种网格密度下的模拟误差在1%以内,因而认为本文的模拟网格是收敛的。

### 3 有限元分析结果

通过上文对混杂复合材料力学性能的试验描述,复合材料拉伸与压缩的形变率( $\epsilon = \Delta/l$ )均小于2.5%,算作小变形,因而对于应力的运算,直接使用 $\sigma=F/A$ 对应力进行分析计算。将3种纤维增强的复合材料与

两种混杂纤维复合材料的拉伸与压缩的应力应变曲线模拟结果共同分析,如图4所示。将图4(a)结合表3分析,有限元的模拟结果与试验结果在材料性能方面一致。单一纤维的复合材料拉伸与压缩力学性能的试验与有限元对比,试验与有限元模型得到的拉伸强度、拉伸模量、压缩强度、压缩模量的差异均小于3%,因此认为模拟结果与试验结果对比良好,也验证了有限元模型的可行性,并可以通过有限元方法对铺层方式的优化进行理论分析。在数值计算的结果中,在拉伸的受力条件下,3233G/ZT7H碳纤维复合材料的模量和强度较大,分别为135GPa和2491MPa。芳纶纤维的强度也较高,拉伸性能相对较好,其对应的模量和强度分别为79GPa和2084MPa。而玻璃纤维的拉伸模量及强度都较低,分别为65GPa与1437MPa。而韧性方面,芳纶纤维体现了较高的韧性(2.77%),玻璃纤维的韧性也较高,为2.28%,而碳纤维体现了更高的脆性,其延伸率只有1.79%。在单一纤维复合材料压缩的模拟结果中,碳纤维体现了较高的压缩模量,为126GPa,

远大于芳纶纤维的89GPa和玻璃纤维的61GPa。然而与拉伸性能不同的是,玻璃纤维体现了较高的压缩强度和延伸率,分别达到1056MPa和1.6%。而碳纤维的压缩强度与延伸率居中,分别为805MPa和0.78%。特别地,F-12芳纶纤维体现了较低的压缩强度和压缩变形率,分别为361MPa与0.44%。

将图4(b)与表4结合分析,可以看到混杂纤维复合材料在拉伸与压缩过程的有限元和试验的结果对比。两者误差均在理想范围内,因此认为结论正确。试验结果与有限元结果得到的复合材料性能特征相同。在有限元混杂纤维的拉伸结果中,碳纤维+玻璃纤维混杂与芳纶纤维+玻璃纤维混杂的复合材料的拉伸模量分别为94GPa和72GPa,这是由于碳纤维具有很高的拉伸性能。而碳纤维+玻璃纤维混杂与芳纶纤维+玻璃纤维混杂的复合材料的拉伸强度接近,分别为1769MPa和1670MPa。虽然碳纤维具有较高的模量,但是其韧性远不如芳纶纤维,因而芳纶纤维+玻璃纤维混杂的复合材料的伸长率(2.69%)大于

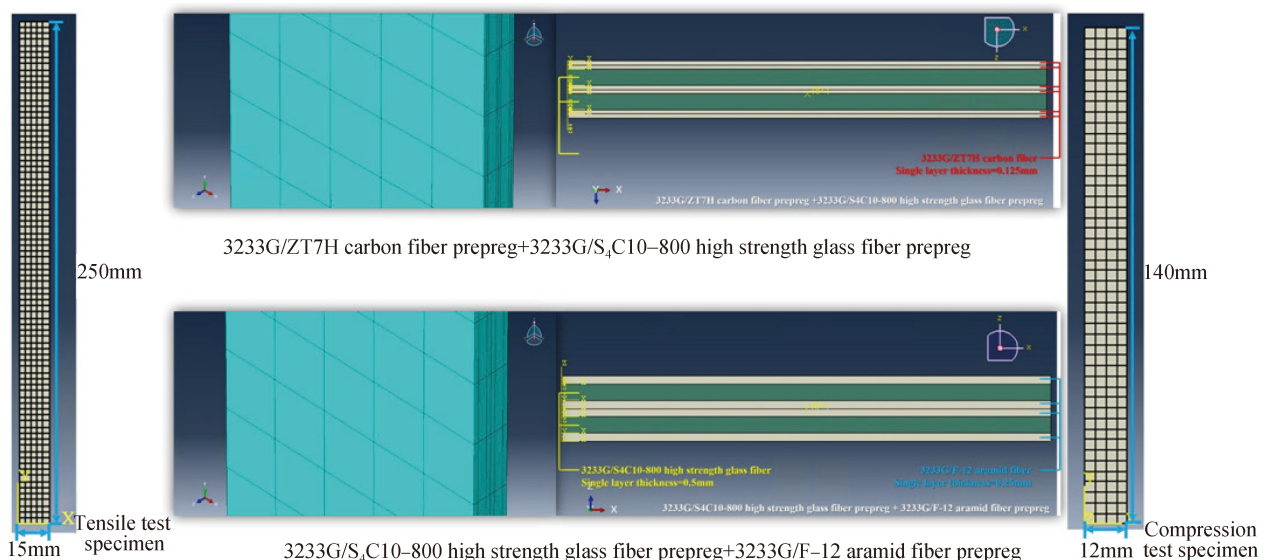
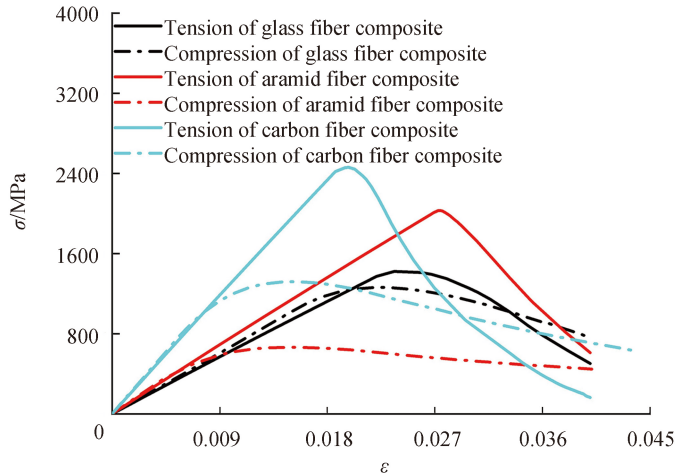
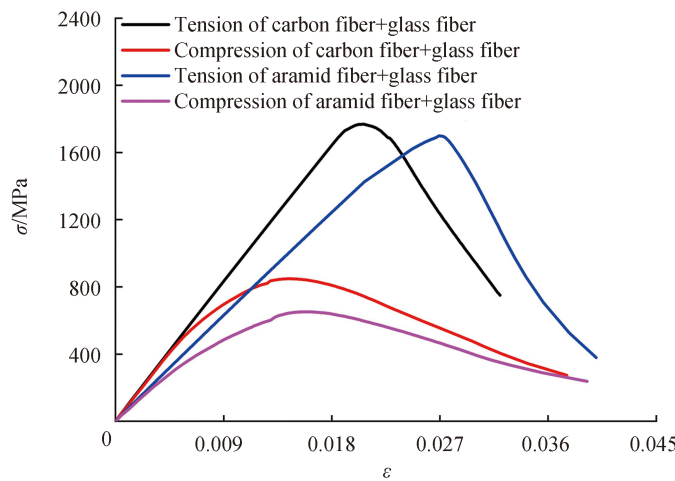


图3 复合材料有限元模型

Fig.3 Finite element model of the composite specimen



(a) 单一纤维复合材料的拉伸与压缩性能



(b) 混杂复合材料拉伸与压缩性能

图4 复合材料拉伸与压缩有限元结果

Fig.4 Finite element results of tensile and compression

碳纤维+玻璃纤维混杂的复合材料的伸长率(1.71%)。当试件发生压缩时,由于芳纶纤维的压缩性能较差,芳纶纤维与玻璃纤维结合形成的混杂复合材料的模量(66GPa)及强度(651MPa)远低于碳纤维与玻璃纤维形成的混杂复合材料对应的数值(91GPa,848MPa)。对于变形率,芳纶纤维+玻璃纤维混杂复合材料(1.58%)大于碳纤维+玻璃纤维混杂复合材料(0.92%)。因而,在复合材料混杂的设计过程中,要根据实际的受力情况来选择使用的纤维类型,同时也要考虑其复合材料的变形情况。在以拉伸为主的复合材料的设计过程中,可以将碳纤维的高拉伸模量、高拉伸强度与芳纶纤维的高韧性结合;而在以压缩为主的复合材料设计中,可以使用高模量的碳纤维结合高压压缩强度及高压压缩变形的玻璃纤维,达到复合材料性能的最优化。

对复合材料进行损伤分析,可以得到在不同受力状况下的 Hashin 损伤程度,如表 5 所示。表中 FC、FT、MC、MT 分别表示 Hashin 准则下的纤维压缩破坏发生、纤维拉伸破坏发生、树脂压缩破坏发生和树脂拉伸破坏发生。通过对图像中各层的损伤

表3 3233G树脂单种纤维预浸料复合材料层合板力学性能对比

Table 3 Mechanical properties of 3233G resin single fiber prepreg composite laminate

Kind property	3233G/ZT7H carbon fiber composite laminate			3233G/F-12 aramid fiber composite laminate			3233G/S <sub>2</sub> C10-800 high strength glass fiber composite laminate		
	Experiment	Finite element model	Error/%	Experiment	Finite element model	Error/%	Experiment	Finite element model	Error/%
Warp tensile strength/MPa	2478	2491	0.5	2079	2084	0.2	1426	1437	0.8
Warp tensile modulus/GPa	133	135	1.5	78	79	1.5	64	65	1.2
Warp tensile elongation/%	1.77	1.79	1.1	2.73	2.77	1.4	2.25	2.28	1.3
Warp compression strength/MPa	797	805	1.0	356	361	1.4	1042	1056	1.3
Warp compression modulus/GPa	124	126	1.6	87	89	1.9	60	61	1.8
Warp compression elongation/%	0.77	0.78	1.3	0.43	0.44	2.3	1.6	1.6	0.1

















表4 混杂复合材料试验-有限元结果对比

Table 4 Hybrid composites experiment-FEM results comparison

Item	[ZT7H, ZT7H, S <sub>4</sub> C10-800, ZT7H] <sub>s</sub> (Reinforcement material volume ratio=1 : 1)			[F-12, S <sub>4</sub> C10-800, F-12] <sub>s</sub> (Reinforcement material volume ratio=1 : 1)		
	Experiment	Finite element model	Error /%	Experiment	Finite element model	Error
Wrap tensile strength /MPa	1666	1769	5.8	1639	1670	3.6
Wrap tensile modulus /GPa	99	94	5.1	75	72	4.5
Warp tensile elongation /%	1.63	1.71	4.1	2.26	2.69	5.8
Compressive strength /MPa	836	848	1.4	640	651	1.8
Warp compression modulus /GPa	92	91	0.7	70	66	5.9
Warp compression elongation /%	0.87	0.92	4.9	1.56	1.58	1.0

表5 混杂复合材料Hashin损伤程度

Table 5 Hashin's damage of hybrid composites

Item	FC	FT	MC	MT
Tensile test of [ZT7H, ZT7H, S <sub>4</sub> C10-800, ZT7H] <sub>s</sub> composite				
Compression test of [ZT7H, ZT7H, S <sub>4</sub> C10-800, ZT7H] <sub>s</sub> composite				
Tensile test of [F-12, S <sub>4</sub> C10-800, F-12] <sub>s</sub> composite				
Compression test of [F-12, S <sub>4</sub> C10-800, F-12] <sub>s</sub> composite				

情况分析,对于 3233G/ZT7H 碳纤维与 3233G/S<sub>4</sub>C10-800 高强度玻璃纤维制成的混杂复合材料,拉伸时,玻璃纤维层首先发生破坏,随后,碳纤维层才破坏;而受压时,碳纤维层易破坏,且位于中间的两个碳纤维层最先发生失效。对于 3233G/F-12 芳纶纤维与 3233G/S<sub>4</sub>C10-800 高强度玻璃纤维制成的混杂复合材料,拉伸时同样是玻璃纤维先损伤;压缩时,位于中间的两层芳纶纤维层较快失效,一段时间后,玻璃纤维层发生破坏。碳纤维-玻璃纤维混杂的复合材料及玻璃纤维-芳纶纤维混杂的复合材料的拉伸强度的有限元结果与试验结果偏差分别为 5.8% 与 3.6%,拉伸模量的偏差分别为 5.1% 与 4.5%,保证了试验与有限元结果的准确性。由此可以看出,碳纤维在拉伸性能方面表现优异,玻璃纤维在压缩性能方面性能很好,而芳纶纤维能够承受更大的变形,因而韧性很好。在实际工况下,可以根据需求对几种纤维进行混杂优化设计。

图 5 给出了碳纤维与玻璃纤维的混杂复合材料拉伸与压缩时各层的应力,第 1 种混杂方式全场最大应力为 1281MPa,第 2 种混杂方式全场最大应力 695MPa。在拉伸时,表层的碳纤维与玻璃纤维最先发生应力的集中,因此这些地方最易发生破坏。内层碳纤维不易发生破坏。在压缩时,各层受到的应力分布相对均匀,玻璃纤维受到的应力集中程度略高,因而当复合材料受压时,最终的破坏方式以整体破坏为主。

### 结论

(1) 采用 3233G 中温固化增韧环氧树脂,通过一步热熔法制备碳纤维、高强玻璃纤维和芳纶纤维预浸料,并制备了层间混杂复合材料。同时,对碳纤维、高强玻璃纤维和芳纶纤维混杂复合材料的基本性能进行了试验表征,揭示了其混杂效应机制。

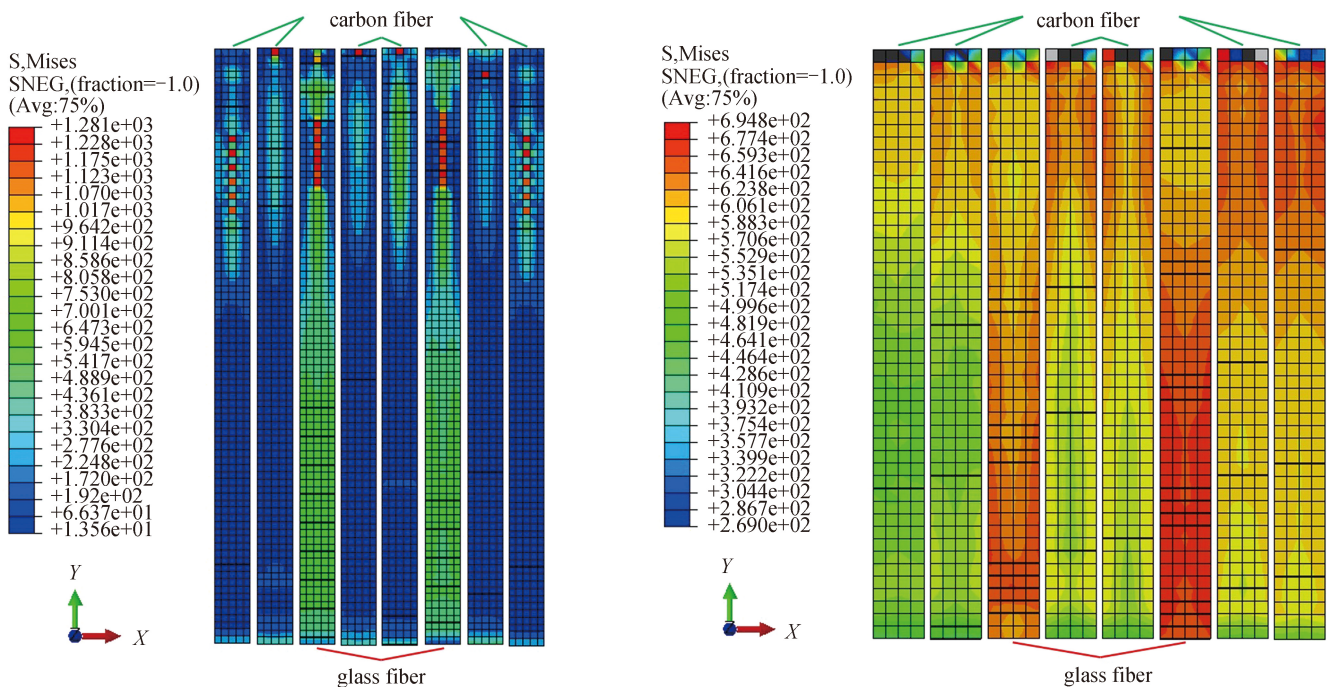
(2) 对热压罐法成型的单种纤维复合材料和不同纤维混合铺层的混杂复合材料力学性能进行测试,碳

纤维+玻璃纤维混杂复合材料的拉伸强度与拉伸模量分别为 1666MPa 与 99GPa,玻璃纤维+芳纶纤维混杂复合材料的拉伸强度与拉伸模量分别为 1639MPa 与 75GPa,两种不同纤维混杂的复合材料的拉伸强度相当,但是芳纶纤维+玻璃纤维混杂复合材料的拉伸模量低于碳纤维+玻璃纤维制成的复合材料。

(3) 建立了混杂复合材料有限元模型,实现了失效力学模拟与分析,有限元预测与试验结果的强度的相对误差控制在 6% 以内。

### 参考文献

[1] 益小苏. 先进复合材料技术研究与发展 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2006.  
 YI Xiaosu. Research and development of advanced composites technology[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006.  
 [2] 顾书英, 任杰. 聚合物基复合材料 [M]. 第 2 版. 北京: 化学工业出版社, 2013.  
 GU Shuying, REN Jie. Polymer-based composite materials[M]. 2nd ed. Beijing:



(a) 碳纤维玻璃纤维混杂复合材料拉伸界面应力

(b) 碳纤维玻璃纤维混杂复合材料压缩界面应力

图5 碳纤维玻璃纤维混杂复合材料界面应力

Fig.5 Interfacial stress of carbon fiber and glass fiber hybrid composites

Chemical Industry Press, 2013.

[3] LIU F, DENG S Q, ZHANG J N. Mechanical properties of epoxy and its carbon fiber composites modified by nanoparticles[J]. Journal of Nanomaterials, 2017, 2017: 8146248.

[4] HE D L, SALEM D, CINQUIN J, et al. Impact of the spatial distribution of high content of carbon nanotubes on the electrical conductivity of glass fiber fabrics/epoxy composites fabricated by RTM technique[J]. Composites Science and Technology, 2017, 147: 107–115.

[5] ALEMI-ARDAKANI M, MILANI A S, YANNACOPOULOS S. On complexities of impact simulation of fiber reinforced polymer composites: A simplified modeling framework[J]. The Scientific World Journal, 2014, 2014: 382525.

[6] NAIK N K, RAMASIMHA R, ARYA H, et al. Impact response and damage tolerance characteristics of glass-carbon/epoxy hybrid composite plates[J]. Composites Part B: Engineering, 2001, 32(7): 565–574.

[7] GURUSIDESWAR S, VELMURUGAN R. Strain rate sensitivity of glass/epoxy composites with nanofillers[J].

Materials & Design, 2014, 60: 468–478.

[8] GURUSIDESWAR S, VELMURUGAN R, GUPTA N K. High strain rate sensitivity of epoxy/clay nanocomposites using non-contact strain measurement[J]. Polymer, 2016, 86: 197–207.

[9] JALALVAND M, CZÉL G, WISNOM M R. Numerical modelling of the damage modes in UD thin carbon/glass hybrid laminates[J]. Composites Science and Technology, 2014, 94: 39–47.

[10] MISHNAEVSKY Jr L, DAI G M. Hybrid carbon/glass fiber composites: Micromechanical analysis of structure-damage resistance relationships[J]. Computational Materials Science, 2014, 81: 630–640.

[11] CHITTURI S K, SHAIKH A A, MAKWANA A H. Static analysis of thermoset-thermoplastic-based hybrid composite[J]. International Journal of Structural Integrity, 2019, 11(1): 107–120.

[12] KIM C U, SONG J I. Effect of hybrid reinforcement on the mechanical properties of vinyl ester green composites[J]. Fibers and Polymers, 2020, 21(2): 428–436.

[13] WANG Z B, ZUO J P, ZHANG

X Y, et al. Stress-strain behaviour of hybrid-fibre engineered cementitious composite in compression[J]. Advances in Cement Research, 2020, 32(2): 53–65.

[14] ARULMURUGAN M, SELVAKUMAR A S, PRABU K, et al. Effect of Barium sulphate on mechanical, DMA and thermal behaviour of woven aloevera/flax hybrid composites[J]. Bulletin of Materials Science, 2020, 43(1): 1–10.

[15] YUAN Y N, YAO X F, NIU K M, et al. Compressive failure of fiber reinforced polymer composites by imperfection[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 118: 106–116.

[16] YUAN Y N, YAO X F, LIU B, et al. Failure modes and strength prediction of thin ply CFRP angle-ply laminates[J]. Composite Structures, 2017, 176: 729–735.

[17] HASHIN Z, ROTEM A. A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials[J]. Journal of Composite Materials, 1973, 7(4): 448–464.

通讯作者: 乌云其其格, E-mail: wuyunqiqige2006@126.com.

## Study on Hybrid Fiber Composites Properties of Medium Temperature Curing Epoxy Resin Matrix

Wuyunqiqige<sup>1</sup>, FU Yutong<sup>2</sup>, GAO Xuhao<sup>2</sup>, YAO Xuefeng<sup>2</sup>

(1. Composite Technology Center, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 101300, China;

2. School of Aerospace Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**[ABSTRACT]** In this paper, the mechanical properties of mid-temperature cured high toughness epoxy resin hybrid composites were investigated. Firstly, carbon fiber unidirectional prepreg, high-strength glass fiber unidirectional prepreg, and aramid fiber unidirectional prepreg were prepared by the hot-melt method, and a single prepreg layer and hybrid composites with different fibers were prepared by the autoclave method. Secondly, the tensile and compressive mechanical properties are tested and key performances such as stress-strain curve, strength, and stiffness were obtained. Finally, a theoretical model of equivalent tensile stiffness of hybrid fiber laminate composites was established and the Hashin strength criterion was introduced to evaluate the strength of the composites, the accuracy of which was verified by comparison with the measured values. The results showed that the interlayer mixing of different fiber prepreps allowed the hybrid composite to exert synergistic effects, optimize performance. The data obtained from the theoretical calculation model of the hybrid composite was close to the measured values, providing a theoretical basis for the strength design of the hybrid fiber.

**Keywords:** Medium temperature curing epoxy resin; Hybrid composites; Mechanical property; Strength; Failure

(责编 雷松)