

国产 T800H 碳纤维与 M40J 石墨纤维层内 混杂复合材料性能对比

彭公秋^{1,2,3}, 李珂⁴, 钟翔屿^{1,2,3}, 李国丽^{1,2,3}, 李伟东^{1,2,3},
包建文^{1,2,3}, 王进⁴

- (1. 中国航空制造技术研究院复合材料技术中心,北京 101300;
2. 中航复合材料有限责任公司,北京 101300;
3. 先进复合材料重点实验室,北京 101300;
4. 沈阳飞机设计研究所,沈阳 110035)

摘要: 采用扫描电子显微镜(SEM)、拉曼光谱仪(Raman)、X射线光电子能谱仪(XPS)和X射线衍射仪(XRD)测试了国产 T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维的表面物理化学结构和结晶结构,对比分析了 1:1 混杂比例的层内混杂复合材料与两种单一纤维增强复合材料性能,并观察了复合材料 90° 拉伸破坏试样断面形貌,研究了混杂复合材料混杂效应。结果表明:混杂复合材料 0° 拉伸模量遵循混合定律,0° 拉伸强度和层间剪切强度表现为混杂负效应,90° 拉伸强度和冲击后压缩强度表现为混杂正效应。相比于 AC531/T800H 复合材料,层内混杂复合材料 0° 拉伸模量提高了 13%,相比于 AC531/M40J 复合材料,层内混杂复合材料冲击后压缩提高了 35%,兼具高模量和优异的复合材料抗冲击性能。

关键词: 复合材料;层内混杂;混杂效应;力学性能

中图分类号: TQ342+.74

文献标识码: A

收稿日期:2019-12-27; 修回日期:2020-10-11

通讯作者:彭公秋,高级工程师. E-mail:penggongqiu625@163.com

Mechanical properties of unidirectional carbon fiber composites based on domestic T800H carbon fiber, M40J graphite fiber and their mixtures

PENG Gong-qiu^{1,2,3}, LI Ke⁴, ZHONG Xiang-yu^{1,2,3}, LI Guo-li^{1,2,3},
LI Wei-dong^{1,2,3}, BAO Jian-wen^{1,2,3}, WANG Jin⁴

- (1. China Academy of Aeronautical Manufacturing Technology Composite Technology Center, Beijing 101300, China;
2. AVIC Composite Corporation Ltd., Beijing 101300, China;
3. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 101300, China;
4. Shen Yang Aircraft Design Institute, Shenyang 110035, China)

Abstract: Three unidirectional carbon fiber composites impregnated with molten epoxy resin were prepared from T800H carbon fiber, M40J graphite fiber, and their mixtures containing alternating and parallel tows of 12 K fibers with a volume ratio of 1:1. Their tensile strength and modulus in directions parallel (0°) and perpendicular (90°) to fiber axis as well as the compressive strength in quasi-isotropic (+45°/0°/-45°/90°)_{4S} after a drop weight impact according to ASTM 7136/7137 were investigated. Results indicate that the 0° tensile modulus of the mixed composite observes the laws of mixing, the 0° tensile strength and inter-laminar shear stress negatively deviate from the laws of mixing, and the 90° tensile strength and the compressive strength positively deviate from the laws of mixing. Compared with the T800H composite, the 0° tensile modulus of the hybrid is increased by 13%. Compared with the M40J composite, the compressive strength of the hybrid is increased by 35%. The hybrid composite has both a high tensile modulus and a high compressive strength.

Key words: Composites; Inner-ply hybrid; Hybrid effect; Mechanical properties

Corresponding author: PENG Gong-qiu, Senior engineer. E-mail: penggongqiu625@163.com

1 前言

先进复合材料具有轻质、高比强度、高比模量、

疲劳性能好、可设计性强以及便于整体成型等一系列的优异性能,广泛应用于航空领域,其在飞机上的

用量和应用部位已经成为衡量飞机结构先进性的主要标志之一^[1,2]。纤维混杂复合材料最早由日本学者 Hayashi 提出,是指由两种或两种以上纤维混杂同种基体而形成的复合材料,纤维混杂复合材料最大的优势在于设计性较大,可以通过不同类型的纤维、不同类型纤维的混杂比、不同的混杂方式等形式来满足不同用途的性能要求^[3],不仅弥补单一纤维的缺点,还能够在满足使用载荷的前提下,降低材料的成本^[4,5],改善或提高复合材料的某些性能,由于其独特的优势,得到了广泛地研究和应用^[6-20]。

按力学性能分类,碳纤维通常分为高强度型和高模型两个系列^[21]。自 20 世纪 80 年代末,以东丽公司 T800 和赫氏公司 IM7 为代表的高强度型碳纤维已大量应用于军民机主承力结构,有丰富的应用经验,但在面临新一代航空飞行器时,其比刚度等关键性能已不能满足设计要求,迫切需要更高模量的碳纤维及其复合材料^[18,22]。高模型碳纤维,如 M40J 石墨纤维,由于石墨化程度高,取向程度高,断裂伸长率小,导致复合材料界面强度和抗冲击性能差,复合材料构件受到冲击等容易出现分层,一定程度上限制了石墨纤维在航空飞行器结构上的应用^[18,23]。以高强度型碳纤维和高模型碳纤维形成混杂复合材料,一方面利用高强度型碳纤维复合材料层间性能良好的特点,另一方面利用高模型碳纤维模量高的特点,在层间性能和层内性能之间取得良好的综合平

衡,将为新一代航空飞行器主承力结构提供一个选材方向^[6,24]。

纤维混杂复合材料形式主要包括层间混杂、层内混杂、夹芯结构、层内并层间混杂等^[16,25],层间混杂是最容易实现的一种材料混杂方式,研究较多;层内混杂方式分布更均匀,性能明显高于层间混杂复合材料性能,但实现较为困难,研究较少^[3,4,26,27]。笔者采用高强中模国产 T800H 碳纤维和高模 M40J 石墨纤维,通过层内混杂的方式,以 1:1 混杂比例与高韧性环氧树脂复合,探索性地研究了层内混杂复合材料力学性能。为了研究层内混杂复合材料的混杂效应,测试了两种纤维的物理化学结构,对比分析了混杂复合材料与两种单一纤维增强复合材料性能,并观察了混杂复合材料与两种单一纤维增强复合材料 90°拉伸破坏试样断面形貌,以期为高强高模混杂复合材料的应用提供一定的数据支撑和参考依据。

2 实验

2.1 实验材料

国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维性能均按照 GB/T 3362-2005 测试,性能见表 1。AC531 高韧性高温环氧树脂体系,中航复合材料有限责任公司生产。

表 1 国产 T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维性能

Table 1 Properties of domestic T800H carbon fiber and M40J graphite fiber.

Fiber type	Numbers of filaments	Tensile strength		Tensile modulus		Elongation /%	Linear density (tex)	Density (g/cm ³)
		Average /MPa	C.V./%	Average /GPa	C.V./%			
T800H	12 K	5641	2.45	293	0.35	1.93	447	1.78
M40J	12 K	5410	1.56	381	0.83	1.43	453	1.77

2.2 纤维表面形貌测试

国产 T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维经离子溅射喷金处理后,采用 FESEM (JSM-7500F 型,日本 JEOL 公司)观察纤维的表面形貌。

2.3 纤维拉曼光谱测试

采用显微共聚焦拉曼光谱仪 (inVia Reflex 型,英国 Renishaw 公司)对纤维表面进行拉曼表征,用于测试纤维的石墨化程度。实验条件:CWDPSS 激光器,激光功率 25 mW,入射光波长为 532 nm,采用 100×物镜,范围为 900~1 900 cm⁻¹,光谱分辨率 1 cm⁻¹。曲线拟合采用 XPSPEAK 软件。

纤维的石墨化程度可以用拉曼光谱碳特征峰 D

峰 (1 360 cm⁻¹) 和 G 峰 (1 580 cm⁻¹) 的积分强度之比来计算^[28]:

$$R = I_D/I_G \quad (1)$$

式中, I_D 、 I_G 分别是 D 峰和 G 峰的积分面积。

2.4 纤维表面 X 射线光电子能谱仪测试

采用 X 射线光电子能谱仪 (AXIS Ultra DLD 型,英国 Kratos 公司)测试纤维表面的元素组成和表面官能团。X 射线器为单色器 Al K α (200 W),用 C1s (285.0 eV) 做标准,首先进行宽谱扫描,然后对 C 峰、O 峰、N 峰和 Si 峰分别进行高精度窄谱扫描,确定碳纤维表面的化学元素含量。C 谱以 284.6 eV 校准,采用 XPSPEAK4.1 软件通过有机化合物中不

同 C1s 的化学位移来确定碳纤维表面的官能团^[29,30]。

2.5 X 射线衍射仪测试

采用 X 射线衍射仪 (XRD-600 型, Shimadzu 公司) 测定纤维的结晶度和结晶尺寸。实验条件: CuK_α 辐射 ($\lambda = 0.154 \text{ nm}$), 40 kV, 30 mA, 2θ 扫描范围为 $10^\circ \sim 80^\circ$, 扫描速度 6° min^{-1} 。

纤维 (002) 晶面间距 d 和 X 射线的波长关系可以用布拉格方程表示^[31]:

$$n\lambda = 2d_{002} \sin\theta_{002} \quad (2)$$

式中: d_{002} 为晶面间距; θ_{002} 为衍射角; n 为衍射级数; λ 为入射 X 射线的波长, 采用 CuK_α 辐射时 $\lambda = 0.154 \text{ nm}$ 。

表观微晶尺寸根据 P. Scherrer 经验方程计算^[32]:

$$L_c = \frac{k\lambda}{\beta_{002} \cos\theta_{002}} \quad (3)$$

式中, L_c 为微晶尺寸 (nm), k 为 Scherrer 常数, 计算 L_c 时 k 值取 0.89; 2θ 为衍射角; λ 为入射 X 射线的波长, 采用 CuK_α 辐射时 $\lambda = 0.154 \text{ nm}$, β_{002} 为衍射峰的半高峰宽。

2.6 预浸料及其复合材料制备

采用热熔法制备 AC531/T800H 预浸料、AC531/M40J 预浸料和混杂比 1:1 的层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 预浸料, 单层层内混杂结构示意图见图 1, 每一个单元格代表 1 束 12 K 的 T800H 或 M40J 纤维。

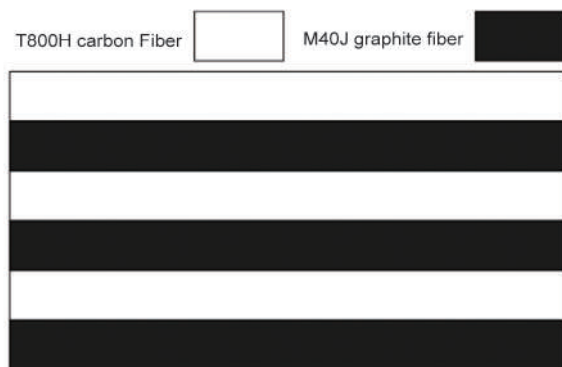


图 1 单层层内混杂结构示意图

Fig. 1 Single inner-ply hybrid structure.

复合材料固化工艺: 室温下抽真空, 真空度不低于 -0.095 MPa , 室温加压 0.6 MPa , 升温至 $180 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 3 h, 然后降温至 $60 \text{ }^\circ\text{C}$ 卸压和真空。

2.7 复合材料力学性能测试

复合材料力学性能采用电子万能材料试验机进行测试。 0° 拉伸性能按照 ASTM D 3039 测试, 试样

尺寸为 $250 \text{ mm} \times 15 \text{ mm} \times 1.12 \text{ mm}$, 测试速率 $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; 90° 拉伸性能按照 ASTM D 3039 测试, 试样尺寸为 $175 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 2.24 \text{ mm}$, 测试速率 $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; 层间剪切性能按照 ASTM D 2344 测试, 试样尺寸为 $20 \text{ mm} \times 6 \text{ mm} \times 2.24 \text{ mm}$, 测试速率 $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; 冲击后压缩性能按照 ASTM D 7136/7137 测试, 试样尺寸为 $150 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 4.48 \text{ mm}$, 冲击能量 $6.67 \text{ J} \cdot \text{min}^{-1}$ 。

2.8 复合材料 90° 拉伸破坏试样断面形貌测试

复合材料 90° 拉伸破坏试样断面经离子溅射喷金处理后, 采用 SEM (S-570 型, 日本 Hitachi 公司) 观察其断面形貌。

2.9 复合材料冲击后压缩试样 C 扫描

采用超声 C 扫描设备探伤仪 (138VFD 型, 美国 Sonic 公司) 测试经冲击后的复合材料试样, 测量损伤投影的深度和面积。

3 结果与讨论

3.1 纤维表面物理和化学结构

3.1.1 表面形貌

采用 FESEM 观察了国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维的表面形貌, 如图 2 所示。从图 2 可以看出: 国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维表面形貌类似, 均存在明显的轴向沟槽, 且沟槽深浅不一, 具有湿喷湿纺工艺的典型特征。碳纤维表面粗糙度大, 碳纤维与树脂基体的机械锚定力大, 一定程度上可提高复合材料界面黏结性能^[2]。同时, 国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维直径均为 $5 \mu\text{m}$ 左右, 更有利于层内混杂复合材料的混杂效果^[18]。

3.1.2 拉曼光谱分析

图 3 为国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维的拉曼光谱图, 表 2 为国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维的石墨化程度 R 值。图 3 可看出, 两种纤维有 2 个明显的碳特征峰, 即 1360 cm^{-1} 左右的 D 峰和 1580 cm^{-1} 左右的 G 峰, D 峰是石墨片层边缘碳原子的伸缩振动峰, 是石墨晶格缺陷、边缘无序排列和低对称碳结构等引起, 反映碳纤维存在的无序结构; G 峰是石墨片层平面内碳原子 (sp^2 杂化) 的伸缩振动峰, 属于理想石墨晶体的伸缩振动吸收, 表明碳纤维存在石墨结构。D 峰与 G 峰积分强度的比值 R 与网平面上的无缺陷区域成反比, 即 R 值越小, 纤维石墨化程度越高^[28,33]。相对国产

T800H 碳纤维, 国产 M40J 石墨纤维在石墨化过程中, 高温和牵伸力导致其二维乱层石墨结构进一步向三维石墨结构转化^[33], 因此, M40J 石墨纤维中无

序碳的 D 峰相对强度减弱, 石墨化碳的 G 峰相对强度升高。

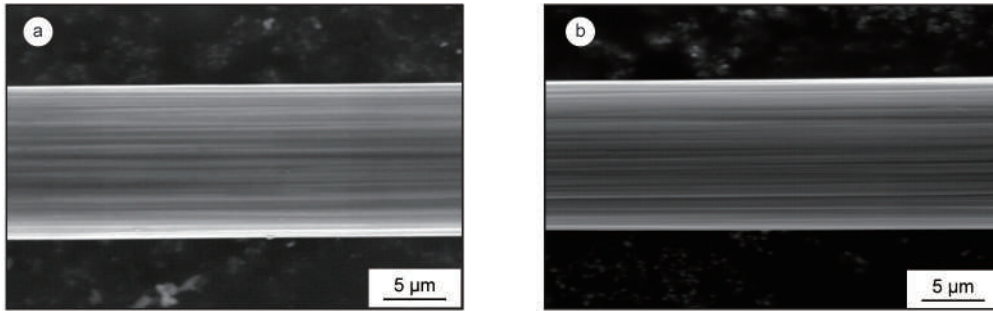


图2 纤维表面形貌:(a) 国产 T800H 碳纤维和(b) 国产 M40J 石墨纤维

Fig. 2 SEM images of carbon fibers surface: (a) Domestic T800H carbon fiber and (b) Domestic M40J graphite fiber.

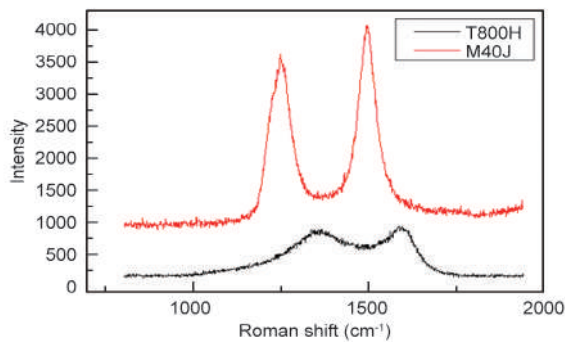


图3 纤维的拉曼光谱图

Fig. 3 Raman spectra of fibers.

表2 纤维微观结构参数

Table 2 Microstructure parameters of fibers.

Fiber type	R	$2\theta_{(002)}/^\circ$	$d_{(002)}/\text{nm}$	L_c/nm
T800H	2.48	25.18	0.3533	1.58
M40J	1.14	25.70	0.3462	3.21

表3 纤维表面化学元素组成

Table 3 XPS surface composition of fibers.

Fiber type	C(%)	O(%)	N(%)	Si(%)	O/C
T800H	79.43	17.13	1.19	2.25	0.216
M40J	82.61	16.78	0.02	0.59	0.203

为了表征两种纤维表面活性官能团的含量, 将 C1s 根据不同元素的结合能进行了分析处理, 与 C 原子或 H 原子相连的碳原子属于惰性碳原子, 由 Peak1 和 Peak2 获得; 与 O 或 N 原子相连的碳原子属于活性碳原子, 主要有一C—OH 或—C—O—、—C=O—等, 可以由 Peak3、Peak4、Peak5、Peak6

和 Peak7 获得。两种纤维表面 C1s 元素的 XPS 拟合峰见图4, C1s 拟合分峰所包含的官能团及其含量如表4所示。由表4可以看出, 两种纤维表面都是惰性 C 占主要地位, 国产 T800H 碳纤维表面的活性含氧官能团略高于国产 M40J 石墨纤维。相对于国产 M40J 石墨纤维, 国产 T800H 碳纤维的 O/C 比高、活性碳原子数多, 可以提高纤维的表面极性, 有利于纤维与树脂基体形成较强的界面黏结强度^[28,29]。

3.2 纤维内部结晶结构

采用 X 射线衍射方法可以获得石墨微晶间距 d_{002} 、微晶堆砌尺寸 L_c 等参数, 其中微晶间距 d_{002} 、晶面衍射峰的宽窄、微晶堆砌尺寸 L_c 可以反映碳纤维的石墨化程度高低, d_{002} 越小、(002) 峰越窄、 L_c 越大, 表示石墨化程度越高^[33]。图5为国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维的 XRD 赤道扫描图谱, 表2给出了国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维的微晶间距 d_{002} 和微晶堆砌尺寸。从图5和表2可以看出:(002) 峰的间距 d_{002} 在别是 0.353 3 nm 和 0.346 2 nm 之间, 大于理想的石墨单晶(d_{002} 为 0.335 4 nm), 同时在赤道方向扫描图中仍能观察到较弱的(100)峰, 说明国产 T800H 碳纤维和国产 M40J 石墨纤维都是由沿纤维轴择优取向的乱层石墨结构组成, 石墨结构还不够完善。与国产 T800H 碳纤维相比, 国产 M40J 石墨纤维 d_{002} 值较小, (002) 峰越窄, 结晶尺寸增大, 主要原因是石墨纤维石墨化温度升高, 纤维的微观结构从乱层石墨结构向三维有序的石墨片层结构转变, 石墨微晶间

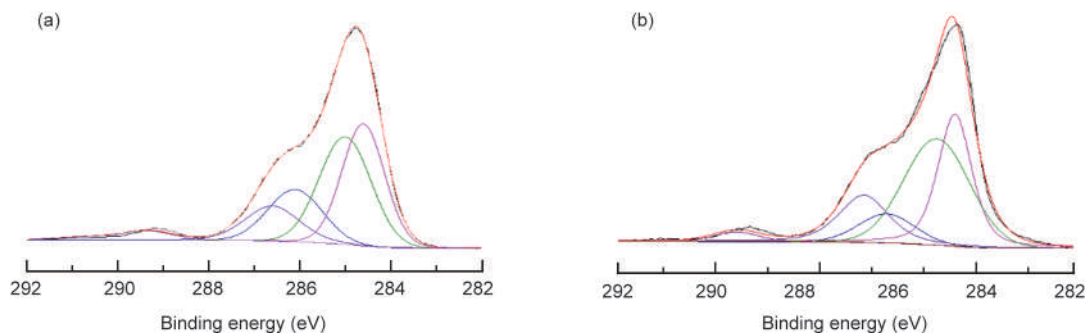


图 4 纤维表面 C1s 元素 XPS 拟合峰:(a) 国产 T800H 碳纤维和(b) 国产 M40J 石墨纤维

Fig. 4 Curve fitting C1s photoelectron peaks of fibers: (a) Domestic T800H carbon fiber and (b) Domestic M40J graphite fiber.

表 4 纤维 C1s 谱峰拟合结果

Table 4 XPS C1s curve fitting results of fibers.

Fiber type	Peak1		Peak2		Peak3		Peak4		Peak5		Peak6		Peak7		Activate C atoms/%
	Reference		-C-C- or -C-H		-C-OH or -C-O-		*C-O-C=O or epoxide groups		-C=O or -C=N		-COOR or -COOH		-COO or $\pi-\pi^*$		
	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	
T800H	284.6	32.60	285.0	33.94	286.1	17.31	286.6	12.85	287.7	/	289.4	3.31	290.6	/	33.47
M40J	284.6	30.79	285.0	39.94	286.1	9.42	286.6	16.37	287.7	/	289.4	2.52	290.6	0.96	29.27

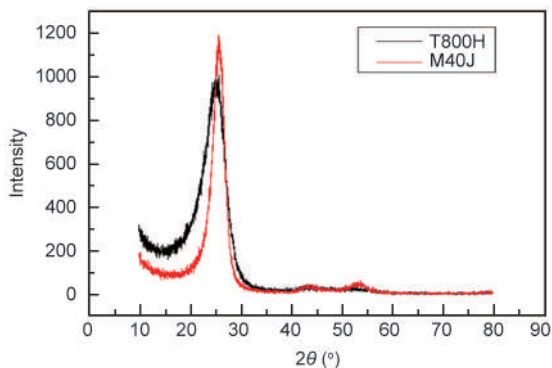


图 5 纤维的 XRD 赤道扫描谱图

Fig. 5 XRD patterns of fibers from equatorial scan.

距减小,结晶尺寸增大,非碳元素降低,石墨片层排列更加规整,石墨微晶结构更加完善^[33]。

3.3 复合材料力学性能

国产 T800H 碳纤维、M40J 石墨纤维和 1:1 混杂 3 种 AC531 高韧性高温环氧树脂复合材料力学性能如表 5 所示。

3.3.1 层内混杂对 0° 拉伸性能的影响

图 6 为国产 T800H 碳纤维/高模 M40J 石墨纤维混杂复合材料 0° 拉伸的破坏模式,图 7 为国产 T800H 碳纤维、国产 M40J 石墨纤维和层内混杂 3 种复合材料 0° 拉伸试验典型应力/应变曲线。根据混合定律^[9],理论计算的 1:1 混杂复合材料 0° 拉伸强度和 0° 拉伸模量分别为 2 493 MPa 和 191 GPa。

混杂复合材料的 0° 拉伸强度实测值比理论值低 363 MPa,偏离了混合定律,而 0° 拉伸模量基本遵循混合定律。从图 6 和图 7 可以看出,国产 T800H 碳纤维/高模 M40J 石墨纤维混杂复合材料存在层内分层,应力/应变曲线存在下降点,由于 T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维韧性差异较大,在受力过程中, T800H 碳纤维逐渐对 M40J 石墨纤维减弱或者失去了抑制作用, M40J 石墨纤维首先发生断裂, T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维未同时受力, T800H 碳纤维强度未充分利用,造成混杂复合材料拉伸强度低于混合定律理论值^[7]。

3.3.2 层内混杂对 90° 拉伸性能和层间剪切强度的影响

采用 SEM 测试了 AC531/T800H 复合材料、AC531/M40J 复合材料和混杂比 1:1 的层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料 90° 拉伸破坏试样断面形貌,见图 8。AC531/T800H 复合材料 90° 拉伸破坏试样断面界面上纤维与树脂基体结合紧密,界面开裂少,基本没有纤维完全拔脱的情况,表明国产 T800H 碳纤维与 AC531 环氧树脂具有很好的界面黏结性能。AC531/M40J 复合材料 90° 拉伸破坏试样断面上纤维包埋树脂较少,主要是由于国产 M40J 石墨纤维石墨化程度较高(图 2),石墨微晶结构更加完善(表 2),表面活性含氧官能团少(表 3 和表 4),表面惰性较大,与树脂结合较差,界面性

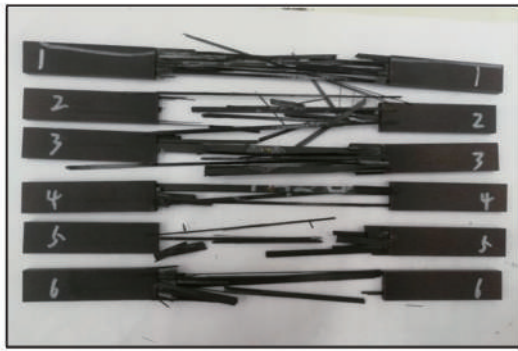


图 6 混杂复合材料 0° 拉伸破坏模式

Fig. 6 Damage morphologies of 0° tensile for hybrid composite.

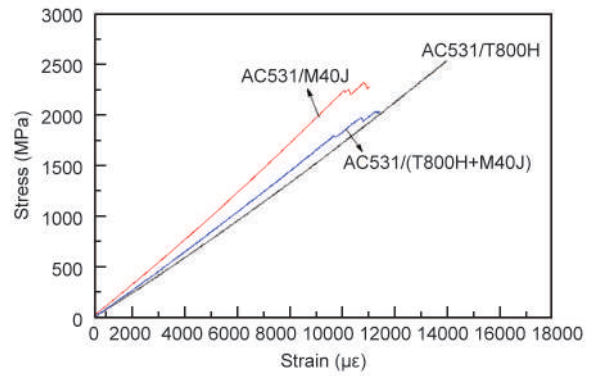


图 7 三种复合材料 0° 拉伸典型应力/应变曲线

Fig. 7 Typical stress/strain curves of 0° tensile for three types of composites.

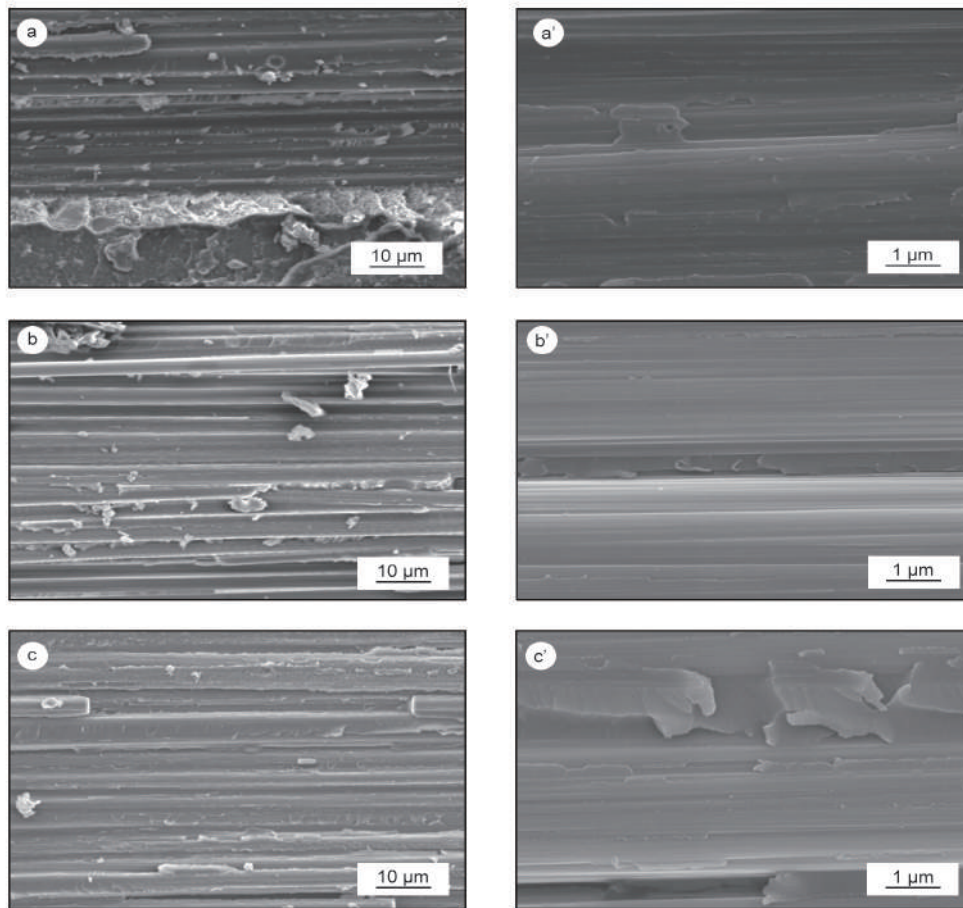


图 8 复合材料 90° 拉伸破坏试样断面形貌：(a, a') AC531/T800H 复合材料, (b, b') AC531/M40J 复合材料, (c, c') AC531/(T800H + M40J) 复合材料

Fig. 8 Section morphologies of 90° tensile strength for composites under room temperature and dry state (a, a') AC531/M40J composite, (b, b') AC531/M40J composite and (c, c') AC531/(T800H + M40J) hybrid composite.

能相对较差。而层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料与 AC531/T800H 复合材料类似, 90° 拉伸断口纤维与树脂基体结合紧密, 界面开裂少^[2], 90° 拉伸强度也接近 AC531/T800H 复合材料。因此,

层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料 90° 拉伸强度实测值高于混合定律的估算值, 表现为混杂正效应^[11,20]。

从表 5 可以看出, 层内混杂 AC531/(T800H +

M40J) 复合材料层间剪切强度介于 AC531/T800H 和 AC531/M40J 之间, 与 AC531/M40J 复合材料层间剪切强度接近, 低于混合定律的估算值, 表现为混杂负效应。这可能是低延伸率的 M40J 石墨纤维发

生层间剪切破坏, 而 T800H 碳纤维发生了脱黏、拔出, 并在剪切力的作用下发生了塑性变形和断裂^[6], 一定程度上影响了层内混杂复合材料层间剪切强度。

表 5 室温干态下的复合材料力学性能

Table 5 Mechanical properties of composites under room temperature condition.

Properties		Material type		
		AC531/T800H	AC531/M40J	AC531/T800H+M40J
0° Tensile strength	Average/MPa	2590	2396	2130
	C.V./%	3.37	3.87	4.32
0° Tensile modulus	Average/GPa	170	212	192
	C.V./%	1.51	1.72	2.80
Strain	Average/με	13828	10558	10896
	Average/MPa	67.00	49.80	60.50
90° Tensile strength	C.V./%	4.03	8.99	4.11
	Average/GPa	8.33	8.24	8.66
90° Tensile modulus/GPa	C.V./%	1.52	0.71	1.09
	Average/MPa	116	101	103
ILSS/MPa	C.V./%	2.84	0.63	3.07
	Average/MPa	327	218	294
CAI/MPa	C.V./%	3.73	4.52	6.23

表 6 层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料冲击后压缩性能

Table 6 CAI properties of domestic T800H carbon fiber and M40J graphite fiber inner-ply hybrid composites.

Sample	Dent depth/mm	Damage area/mm ²	CAI/MPa
1	0.45	440	309
2	0.41	369	307
3	0.45	405	282
4	0.41	432	285
5	0.51	387	267
6	0.39	385	312
Average value	0.44	403	294

3.3.3 层内混杂对冲击后压缩强度的影响

从表 5 可以看出, 层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料冲击后压缩强度介于 AC531/T800H 和 AC531/M40J 之间, 明显高于混合定律的估算值 273 MPa, 比 AC531/M40J 复合材料冲击后压缩提高了 35%, 已接近 AC531/T800H 复合材料冲击后压缩强度, 表现为混杂正效应。

这主要由于层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料中 M40J 石墨纤维和 T800H 碳纤维为 1:1 混杂, 两种纤维直径接近、表面形貌相似, 有利于层内混杂复合材料的混杂效果, 同一界面层可以形成所谓的理想混杂界面^[25], 受到冲击后, T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维形成了协同效应, 理想混杂界面缺陷存在率低、裂纹源数目少, 一定程度上抑制了裂纹扩展^[6], 即层内混杂 AC531/(T800H + M40J)

复合材料冲击后压缩损伤面积小, 冲击后压缩强度高。层内混杂 AC531/(T800H + M40J) 复合材料经冲击后损伤投影的深度、面积和对应的冲击后压缩强度见表 6。

4 结论

研究表明, 国产 T800H 碳纤维与 M40J 石墨纤维层内混杂纤维复合材料表现出良好的界面性能和抗冲击性能。

(1) 混杂复合材料 0° 拉伸模量遵循混合定律, 而 0° 拉伸强度表现为混杂负效应, 主要原因是 T800H 碳纤维和 M40J 石墨纤维韧性差异较大, 在受力过程中, T800H 碳纤维逐渐对 M40J 石墨纤维减弱或者失去了抑制作用, 未同时受力。

(2) 混杂复合材料 90° 拉伸强度表现为混杂正效应, 层内混杂改善了单一 M40J 石墨纤维由于石墨化程度较高、石墨微晶结构完善、表面惰性较大, 造成与树脂结合较差的问题, 相比于 AC531/M40J 复合材料, 混杂复合材料 90° 拉伸强度提高了 21%。

(3) 混杂复合材料在同一界面层形成了所谓的理想混杂界面, 冲击后压缩强度 294 MPa, 相比于 AC531/M40J 复合材料, 冲击后压缩提高了 35%。

参考文献

- [1] 杜善义. 先进复合材料与航空航天[J]. 复合材料学报, 2007,

- 24(1): 1-12.
(DU Shan-yi. Advanced composite materials and aerospace engineering[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(1): 1-12.)
- [2] 彭公秋, 石峰晖, 王迎芬, 等. T700 级碳纤维复合材料性能对比[J]. 新型炭材料, 2016, 31(2): 176-181.
(PENG Gong-qiu, SHI Feng-hui, WANG Ying-fen, et al. Comparative study on properties of T700 grade carbon fiber composites[J]. New Carbon Materials, 2016, 31(2): 176-181.)
- [3] 马腾, 李炜. 玻璃纤维层内/间混杂复合材料拉伸破坏模式研究[J]. 玻璃钢/复合材料, 2015, (12): 87-93.
(MA Teng, LI Wei. Study on the tensile failure modes of unidirectional carbon fiber/glass fiber inner ply-inter ply hybrid composites[J]. Fiber Reinforced Plastic/Composites, 2015, (12): 87-93.)
- [4] 张博明, 李嘉, 李煦. 混杂纤维复合材料最优纤维混杂比例及其应用研究进展[J]. 材料工程, 2014, (7): 107-112.
(ZHANG Bo-ming, LI Jia, LI Xu. Optimum mix ratio of hybrid fiber reinforced polymer composites and their researching progress[J]. Journal of Materials Engineering, 2014, (7): 107-112.)
- [5] 李晨, 徐欢欢, 古兴瑾. 层间混杂复合材料板的拉伸强度预报[J]. 复合材料学报, 2017, 34(4): 567-572.
(LI Chen, XU Huan-huan, GU Xing-jin. Prediction on tensile strength of inter-ply hybrid composite laminates[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(4): 567-572.)
- [6] Penggang Ren, Zengping Zhang, Li Xie, et al. Hybrid effect on mechanical properties of M40-T300 carbon fiber reinforced bisphenol A dicyanate ester composite[J]. Polymer Composites, 2010, (7): 2129-2037.
- [7] 曾帅, 贾智源, 侯博, 等. 碳纤维-玻璃纤维层内混杂单向增强环氧树脂复合材料拉伸性能[J]. 复合材料学报, 2016, 33(2): 297-303.
(ZENG Shuai, JIA Zhi-yuan, HOU Bo, et al. Tensile properties of unidirectional carbon fiber-glass fiber hybrid reinforced epoxy composites in layer[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(2): 297-303.)
- [8] 杨斌, 章继峰, 周利民. 玻璃纤维碳纤维混杂增强 PCBT 复合材料层合板的制备及低速冲击性能[J]. 复合材料学报, 2015, 32(2): 435-441.
(YANG Bin, ZHANG Ji-feng, ZHOU Li-min. Preparation and low-velocity impact properties of glass fiber-carbon fiber hybrid reinforced PCBT composite laminate[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(2): 435-441.)
- [9] 张大兴, 张佐光. CF/GF, CF/KF 混杂纤维复合材料混杂效应实验与分析[J]. 新型炭材料, 1997, 12(3): 46-51.
(ZHANG Da-xing, ZHANG Zuo-guang. CF/GF, CF/KF hybrid fiber composite hybrid effect experiment and analysis[J]. New Carbon Materials, 1997, 12(3): 46-51.)
- [10] 徐欢欢, 古兴瑾, 李晨. 混杂纤维复合材料的拉伸刚度[J]. 复合材料学报, 2016, 33(2): 394-398.
(XU Huan-huan, GU Xing-in, LI Chen. Tensile stiffness of hybrid fiber composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(2): 394-398.)
- [11] 何芳, 王玉林, 万怡灶, 等. 三维编织超分子量聚乙烯纤维/碳纤维/环氧树脂混杂复合材料力学行为及混杂效应[J]. 复合材料学报, 2008, 25(6): 52-58.
(HE Fang, WANG Yu-i, WAN Yi-zao, et al. Mechanical properties and hybrid effect of 3D braided UHMWPE fiber/carbon fiber/epoxy resin hybrid composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(6): 52-58.)
- [12] 徐虹, 张可, 卢岩, 等. 玄武岩纤维-碳纤维混杂平纹织物增强环氧树脂基复合材料的制备与力学性能[J]. 复合材料学报, 2018, 35(4): 767-773.
(XU Hong, ZHANG Ke, LU Yan, et al. Preparation and mechanical property of carbon-basalt hybrid fiber plain fabric reinforced epoxy resin matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(4): 767-773.)
- [13] 张承双, 崔霞, 李翠云, 等. PBO/T700 层间混杂复合材料弯曲及压缩性能研究[J]. 玻璃钢/复合材料, 2015, (11): 34-37.
(ZHANG Cheng-shuang, CUI Xia, LI Cui-yun, et al. Study on flexural and compressive properties of PBO fiber and T700 carbon fiber hybrid composites[J]. Fiber Reinforced Plastic/Composites, 2015, (11): 34-37.)
- [14] Dezhi Zhu, Qi Chen, Zhijun Ma. Impact behavior and damage characteristics of hybrid composites reinforced by Ti fibers and M40 fibers[J]. Materials and Design, 2015, 76: 196-201.
- [15] Wei Fan, Linjia Yuan, Nandika D' Souza, et al. Enhanced mechanical and radar absorbing properties of carbon glass fiber hybrid composites with unique 3D orthogonal structure[J]. Polymer Testing, 2018, 69: 71-79.
- [16] Yentl Swolfs, Larissa Gorbatiikh, Ignaas Verpoest. Fibre hybridisation in polymer composites: A review[J]. Composites: Part A, 2014, 67: 181-200.
- [17] Dipak Kumar Jesthi, Ramesh Kumar Nayak. Improvement of mechanical properties of hybrid composites through interply rearrangement of glass and carbon woven fabrics for marine application[J]. Composites Part B, 2019, 168: 467-475.
- [18] Andrew Makeev, Sarvenaz Ghaffari, Guillaume Seon. Improving compressive strength of high modulus carbon-fiber reinforced polymeric composites through fiber hybridization[J]. International Journal of Engineering Science, 2019, 142: 145-157.
- [19] Chensong Dong, Ian J Davies. Flexural strength of bidirectional hybrid epoxy composites reinforced by E glass and T700S carbon fibres[J]. Composites Part B, 2015, 72: 65-71.
- [20] Sapozhnikow S B, Swolfs Y, Lomov S V. Mode I and II interlaminar critical energy release rates in all-carbon interlayer unidirectional fibre-hybrids based on ultrahigh-modulus and high-strength fibres[J]. Composites Structures, 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.111886>.
- [21] 彭公秋, 李国丽, 曹正华, 等. 高性能聚丙烯腈基碳纤维发展现状与分析[J]. 材料导报, 2017, 31(专辑 30): 398-402.

- (PENG Gong-qiu, LI Guo-li, CAO Zheng-hua, et al. Development situation and analysis of advanced PAN-based carbon fiber[J]. Materials Review, 2017, 31(30): 398-402.)
- [22] 胡燕萍. 角力第三代高性能碳纤维[J]. 纺织科学研究, 2016,(4): 38-40.
(HU Yan-ping. Contest in the third generation high performance carbon fiber[J]. Textile Science Research, 2016, (4): 38-40.
- [23] Tamaki Naganuma, Kimiyoshi Naito, Jenn-Ming Yang, et al. The effect of a compliant polyimide nanocoating on the tensile properties of a high strength PAN-based carbon fiber[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(7-8): 1319-1322.
- [24] Young-Jun You, Young-Hwan Park, Hyeong-Yeol Kim, et al. Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions[J]. Composite Structures, 2007, 80(1): 117-122.
- [25] 严文聪,曾金芳,王斌. 纤维混杂复合材料研究进展[J]. 化工新型材料,2011,39(6): 30-33.
(YAN Wen-cong, ZENG Jin-fang, WANG Bin. The progress in fibers hybrid composites [J]. New Chemical Materials, 2011, 39(6): 30-33.)
- [26] Mohamad Alsaadi, Mehmet Bulut, Ahmet Erklig, et al. Nano-silica inclusion effects on mechanical and dynamic behavior of fiber reinforced carbon/Kevlar with epoxy resin hybrid composites [J]. Composites Part B, 2018, 152: 169-179.
- [27] 周冬春,姚澜,梁飞,等. 三维正交机织玄武岩/芳纶混编复合材料的拉伸和剪切性能研究[J]. 纤维复合材料,2010, (1):38-42.
(ZHOU Dong-mei, YAO Lan, LIANG Fei , et al. Tensile and shear properties of these dimensional orthogonal woven basalt/Kevlar hybrid composites[J]. Fiber Composites, 2010, (1): 38-42.)
- [28] 贺福. 碳纤维及石墨纤维[M]. 北京:化学工业出版社, 2010.
(HE Fu. Carbon Fiber and Graphite Fiber [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2010.)
- [29] 徐永新,顾轶卓,马全胜,等. 几种国产高模碳纤维特性实验分析[J]. 复合材料学报,2016,33(9): 1905-1914.
(XU Yong-xin, GU Yi-zhuo, MA Quan-sheng, et al. Experimental analysis of properties of several domestic high - modulus carbon fibers[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(9): 1905-1914.)
- [30] Li Yan, Hu Yue, Zhao Yang, et al. An electrochemical avenue to green-luminescent grapheme quantum dots as potential electron-acceptors for photovoltaics [J]. Advanced Materials, 2011, 23: 776-780.
- [31] Johnson D J. Recent advances in studies of carbon fibre structure [J]. Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A,1980,429: 443-449.
- [32] 周贵恩. 聚合物 X 射线衍射[M]. 合肥:中国科学技术大学出版社,1989:173-188.
(ZHOU Gui-en. Polymer X-ray diffraction[M]. Hefei: res of University of Science and Technology of China, 1989: 173-188.)
- [33] 韩赞,张学军,田艳红等. 石墨化温度对 PAN 基高模量碳纤维微观结构的影响[J]. 化工进展,2011,30(8): 176-181.
(HAN Zan, ZHANG Xue-jun, TIAN Hong-yan, et al. Effect of graphitization temperature of microstructure of PAN-based high modulus graphite fibers[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2011, 30(8): 176-181.)