

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2022.07.010

## EP/CNTs-CF 复合材料制备及工艺优化

王启芬<sup>1</sup>, 陈刚<sup>1</sup>, 于倩倩<sup>1</sup>, 王志远<sup>1</sup>, 王忠<sup>1</sup>, 王兴辉<sup>2</sup>, 崇琳<sup>1</sup>, 魏化震<sup>1</sup>, 王延相<sup>2</sup>, 王成国<sup>2</sup>

(1. 山东非金属材料研究所, 济南 250031; 2. 山东大学材料科学与工程学院, 济南 250061)

**摘要:** 为提高碳纤维 (CF) 复合材料层间剪切强度, 探索了在 CF 二维织物上直接沉积碳纳米管 (CNTs) 制备三维结构增强体的研究, 利用扫描电子显微镜、比表面积及孔径分析仪研究了碳纳米管-碳纤维 (CNTs-CF) 结构, 采用热熔胶膜法制备 CNTs-CF 织物环氧树脂 (EP) 预浸料, 制备了生长 CNTs 前后两种二维织物增强 EP 复合材料, 分析了两种复合材料结构和力学性能的差异, 并优化了 EP/CNTs-CF 复合材料的成型工艺。结果表明, 在 80℃、0.490 MPa 保压 4 min 的条件下, 能够制备浸渍较完全、表面平整的 CNTs-CF 预浸料; 相比 CF/EP 复合材料成型, EP/CNTs-CF 复合材料成型过程中需要提前加压并提高成型压力, 经过工艺优化后, EP/CNTs-CF 的层间剪切强度较 CF/EP 的层间剪切强度提高 10.2%。

**关键词:** 碳纳米管; 碳纤维; 环氧树脂; 复合材料; 结构; 性能

**中图分类号:** TQ327.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2022)07-0059-06

### Preparation and Process Optimization of EP/CNTs-CF Composites

Wang Qifen<sup>1</sup>, Chen Gang<sup>1</sup>, Yu Qianqian<sup>1</sup>, Wang Zhiyuan<sup>1</sup>, Wang Zhong<sup>1</sup>, Wang Xinghui<sup>2</sup>,  
Chong Lin<sup>1</sup>, Wei Huazhen<sup>1</sup>, Wang Yanxiang<sup>2</sup>, Wang chengguo<sup>2</sup>

(1. Shandong Institute of Nonmetallic Materials, Jinan 250031, China

2. School of Material Science and Engineering, Shandong University, Jinan 250061, China)

**Abstract :** In order to improve interlaminar shear strength of composite, quasi three-dimensional structure reinforcement of carbon nanotubes (CNTs)-carbon fibers (CF) woven using CNTs grown directly on CF was explored experimentally. The structure of CNTs-CF was characterized by scanning electron microscopy, specific surface area and aperture analyzer. EP/CNTs-CFoxy (EP) prepreg was prepared by holt-melt adhesive file. EP/CNTs-CF composite and CF/EP composite were prepared by the same forming process. The structure and properties of them were compared and analyzed. The results indicate that the prepreg is soaking and smooth at 80 °C under 0.490 MPa with 4 min. The pressurization time of EP/CNTs-CF composite is earlier than CF/EP composite's, and molding pressure of EP/CNTs-CF composite is greater than CF/EP composite's in molding process. At the optimized technological conditions, interlaminar shear strength of the EP/CNTs-CF composite is 10.2% higher than that of CF/EP composite.

**Keywords :** CNTs ; CF ; EP ; composite ; structure ; performance

碳纤维 (CF) 复合材料因具有优异的力学性能而被广泛应用于航空航天、武器装备、汽车工业、风力发电、土木建筑、体育休闲等诸多领域<sup>[1-3]</sup>, 但 CF 复合材料层间性能较低, 在应力作用下易分层, 限制了其在某些复杂应力条件下的应用<sup>[4]</sup>。因此提高 CF 复合材料层间性能的研究越来越受关注。

增强复合材料层间性能的方法有很多, 如缝合<sup>[5]</sup>、Z 向穿刺 (Z-pin)、树脂改性等, 而通过碳纳米管 (CNTs) 与 CF 复合的方法提高复合材料层间性能是近期研究的一个热点<sup>[6-8]</sup>。CNTs 是一种新型功能材料和结构材料, 具有超高的力学性能、韧性和特殊的导电性, 广泛应用于各个领域。然而在 CNTs 复

通信作者: 王启芬, 研究员, 主要研究方向为碳纤维及其复合材料

收稿日期: 2022-02-21

引用格式: 王启芬, 陈刚, 于倩倩, 等. EP/CNTs-CF 复合材料制备及工艺优化 [J]. 工程塑料应用, 2022, 50(7):59-64.

Wang Qifen, Chen Gang, Yu Qianqian, et al. Preparation and process optimization of EP/CNTs-CF composites[J]. Engineering Plastics Application, 2022, 50(7):59-64.

合材料制备中存在易团聚、难分散的缺点,限制了其在复合材料领域更深入的应用。

为了改善 CF 界面载荷传递,同时解决 CNTs 分散的问题, Thostenson 等<sup>[9]</sup>采用化学气相沉积法在 CF 表面沉积 CNTs 制备了复合增强体。由于 CNTs 的存在可以显著增加 CF 的表面粗糙度,增加 CF 树脂间的界面结合力与机械啮合作用,显著提高 CF 与基体界面上的应力传递能力。该方法设备简单、工艺参数可控,能够实现 CNTs 形貌与数量的可控生长,是大规模制备高质量 CNTs 最常用的方法。此后有大量学者都相继进行了在 CF 表面沉积 CNTs 的研究<sup>[10-18]</sup>。Sager 等<sup>[12]</sup>以不同的催化剂和碳源制备出放射状排列和无规排列两种形态的 CNTs-CF 复合增强体,采用单根纤维断裂实验表征了纤维与树脂界面的剪切强度,这两种形态的纤维与树脂界面剪切强度比未处理的 CF 复合材料分别提高了 11% 和 71%。Sharma 等<sup>[14-16]</sup>采用 CNTs-CF 增强环氧树脂 (EP) 复合材料,其纵向压缩强度和横向压缩强度较原先分别提高了 4.29% 和 66.53%。Yao 等<sup>[17-18]</sup>采用双金属催化剂在 500℃ 下通过化学沉积法在 CF 表面生长出结晶度较高的 CNTs,表面生长 CNTs 后单根 CF 强度提高了 8.8%,界面剪切强度提高了 30%。

目前报道的文献中,主要关注在 CF 基底上生长 CNTs 的制备工艺,对这种新型 CNTs-CF 预浸料、复合材料的制备工艺、复合材料的结构及性能的研究鲜有报道。笔者采用在 CF 表面直接生长 CNTs 的二维 CF 织物为增强体,制备了 EP/CNTs-CF 预浸料及复合材料层合板,表征和测试了 CNTs-CF 复合材料结构和性能,并针对 EP/CNTs-CF 复合材料的成型工艺进行了优化。

## 1 实验材料及方法

### 1.1 主要原材料

环氧树脂: TDE-85 改性 EP, 自制;

CF 织物: ZT7GB3200P-3K, 面密度 200 g/m<sup>2</sup>, 常州中简科技股份有限公司;

硝酸钴: 分析纯, 阿拉丁试剂上海有限公司;

氢气、乙炔、氮气: 纯度 99.99%, 济南气体厂。

### 1.2 主要设备及仪器

化学气相沉积炉: FRD-DZ-40 型, 西安富瑞达科技发展有限公司;

冷场发射扫描电子显微镜 (SEM): SU-70 型,

日本 JEOL 公司;

数字式黏度计: SNB-3 型, 上海尼润智能科技有限公司;

比表面积及孔径分析仪: V-SORB2800P 型, 北京金埃谱科技有限公司;

万能试验机: RGT-10A 型, 深圳市瑞格尔仪器有限公司;

热熔胶膜机: 日本平野株式会社;

平板硫化机: MZ-3012 型, 江苏明珠试验机械有限公司。

### 1.3 制备过程

#### (1) CNTs-CF 的制备。

将 300 mm × 330 mm 的 CF 织物置于 450℃ 空气气氛下处理 2 h, 除去表面上浆剂; 再将脱浆后 CF 织物浸入浓度 0.05 mol/L 钴催化剂前驱体的乙醇溶液中, 加载催化剂前驱体; 然后将加载催化剂前驱体的 CF 织物置于化学气相沉积炉中, 在 400℃, 通入氢气还原催化剂, 随后升温到 700℃, 通入乙炔碳源气体, 在 CF 织物表面沉积得到 CNTs-CF, CNTs 质量分数为 5.6%。

#### (2) 预浸料的制备。

采用胶膜法制备预浸料。使用热熔胶膜机将 TDE-85 改性环氧树脂制备面密度为 54 g/m<sup>2</sup> 的树脂膜, 然后将 CNTs-CF 织物与上下两层树脂膜, 放入平板硫化机中加热加压复合制备得到 EP/CNTs-CF。

采用相同工艺制备 CF/EP 预浸料。

#### (3) 复合材料的制备。

将 11 层 CNTs-CF/EP 预浸料铺叠后放入平板硫化机中固化成型, 固化温度 120℃。制备生长 CNTs 的 CF 织物的复合材料 CNTs-CF/EP。

采用相同工艺制备未生长 CNTs 的 CF 织物的复合材料 CF/EP。

### 1.4 性能测试与表征

采用 SEM 表征 CF、CNTs-CF 及其复合材料表面结构形貌;

采用数字式黏度计测定树脂黏度-温度特性, 升温速率 1℃/min;

采用比表面积及孔径分析仪测定纤维比表面积;

按照 GB/T 3855-2005 测试复合材料树脂含量; 分别按照 GB/T 1447-2005 和 GB/T 1449-2005

测试复合材料的拉伸性能和弯曲性能,参照 JC/T 773-2010 测试复合材料的层间剪切强度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 CNTs-CF 结构

图 1 是生长 CNTs 前后二维织物的表面形貌照片。从图 1a 可以看出,没有生长 CNTs 的 CF 表面反光明亮,有金属光泽;从图 1b 可看出,生长了 CNTs 后,CF 纤维表面光泽消失,这是因为纤维表面生长了 CNTs 后表面粗糙度增加,漫反射增大,因此反光减小,表面光泽消失,灰度增加。图 2 是两种增强体的 SEM 照片,从图 2a 可以看出,未生长 CNTs 的 CF 表面有纵向沟槽,但较光滑,直径约 7  $\mu\text{m}$ 。从图 2b 可看出,生长 CNTs 的纤维表面覆盖了一层 CNTs,纤维的直径增加,表面粗糙,纤维间也由 CNTs 填充、连接。CNTs 呈自由弯曲状,相互缠结,直径 80 ~ 100 nm,长度可达到微米级。织物表面的 CNTs 在复合成型过程中,随着树脂的流动,可以实现复合材料层间的桥连,形成准三维结构的增强复合材料。

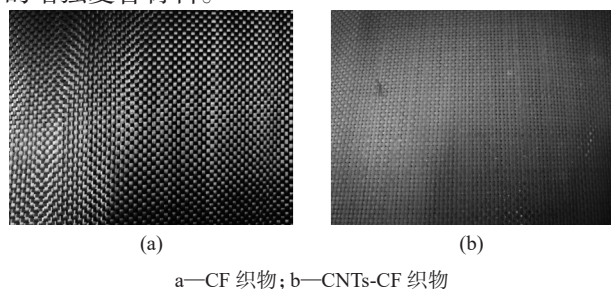


图 1 生长 CNTs 前后 CF 织物宏观形貌照片

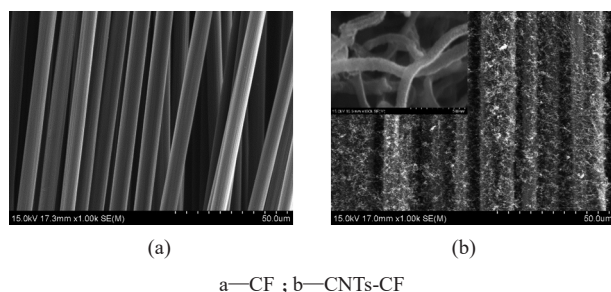


图 2 生长 CNTs 前后 CF 结构微观结构 SEM 照片

### 2.2 CNTs-CF 预浸料制备

为减小预浸料制备过程中机械摩擦对 CF 和 CNTs 之间连接的磨损和破坏,保证预浸料树脂含量的均匀性,试验采用熔融胶膜法制备 CNTs-CF 预浸料。根据 CNTs-CF 织物的面密度 200  $\text{g}/\text{m}^2$  和复合材料的树脂含量约 35%,制备面密度 54  $\text{g}/\text{m}^2$  的 EP 胶膜,然后再将纤维织物置于上下两层胶膜之间,形成“三明治”结构,最后通过热压使树脂浸渍到纤维

织物中。

熔融胶膜法制备预浸料质量主要由浸渍温度、压力和时间等工艺参数决定。测试了温度和树脂黏度关系,确定浸渍温度。图 3 是 EP 黏度随温度变化的曲线,从图 3 可以看出,随着温度的升高,树脂的黏度急速下降,当温度到达 75  $^{\circ}\text{C}$  时,黏度随温度的变化减缓,考虑到高温会促使预浸料提前固化,选取 80  $^{\circ}\text{C}$  的浸渍温度,在该温度下,树脂具有合适的流动性,同时树脂的凝胶时间也较长<sup>[19]</sup>。

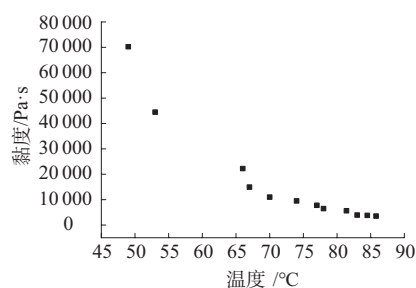


图 3 环氧树脂的温度 - 黏度关系

压力提供了树脂浸渍到纤维织物中的驱动力,在压力的作用下,可以缩短树脂完全浸渍的时间;但压力过大,又会将织物中的具有流动性的树脂挤压出来,降低树脂含量。分别对 0.098, 0.294, 0.490, 0.784 MPa 压力进行浸渍试验。根据树脂浸入纤维中同时织物边缘没有挤出树脂为标准,确定浸渍压力为 0.490 MPa。保压时间由纤维完全浸渍没有干丝的最短时间确定,经过试验确定保压时间为 4 min。

在 80  $^{\circ}\text{C}$  温度下,压力为 0.490 MPa,保持 4 min 工艺条件下,制备未生长 CNTs 的 CF 织物预浸料和生长 CNTs 的 CNTs-CF 织物预浸料。

### 2.3 复合材料结构性能分析

未生长 CNTs 的 CF 织物和生长了 CNTs 的 CNTs-CF 织物铺叠相同层数,采用相同的固化成型工艺,在 37 min 时加压 3 MPa,分别得到 CF/EP 和 EP/CNTs-CF 两块层合板复合材料。测量两块厚度分别为 2.08 mm 和 2.34 mm。EP/CNTs-CF 层合板的厚度比 EP/CF 层合板增加了 12.5%。说明生长 CNTs 后,提高了复合材料在成型过程中的承压能力,减小了 CF 复合材料在成型过程中的压缩比。

测定 EP/CF 和 EP/CNTs-CF 复合材料树脂含量分别为 32.5% 和 33.8%。说明采用相同的成型工艺,EP/CNTs-CF 复合材料树脂量多,这也使其厚度增大,与厚度的测试结果一致。

图 4 是两种复合材料表面形貌的 SEM 照片。

其中图 4a 和图 4b 是低倍数下观察到的复合材料的表面。从图中可以看出,EP/CF 复合材料表面经纬纤维交叠处有明显的富胶现象,而 EP/CNTs-CF 复合材料表面没有明显的多余树脂。这似乎与测试得到的树脂含量不一致。主要原因是:(1) CNTs-CF 织物的比表面积增加,提高了树脂与增强材料的接触面积。通过测量生长 CNTs 前后的纤维的 BET 比表面积(见表 1)发现,生长 CNTs 后纤维的比表面积增加了约 4 倍,由此可知,复合材料中需要更多的树脂与增强材料(CNTs-CF)形成界面,必然导致可流动的树脂量减少,因此 EP/CNTs-CF 复合材料表面经纬交叠处没有明显的多余树脂,表观树脂含量小,而实际测试的树脂含量高。(2) 纤维表面的 CNTs 之间会构建一个个空间,在这个空间中, CNTs 是增强体,组成了空间的承重体,树脂填充在这个空间内。从图 4c 和图 4d 可以看出,在相同工艺下两种复合材料的基体致密程度不同。图 4c 中 CF 之间的 EP 表面光滑致密,而图 4d 中的纤维间的树脂表面粗糙,呈颗粒状,结构疏松,有孔隙。这是因为在一定的压强下,高强高模 CNTs 承载力仍可维持一定的空间。在较小压力作用下,有一部分树脂被挤压出,但仍有部分树脂填充在这个空间中,并且结构不致密,造成在 SEM 中观察到复合材料表面树脂含量小,而实际测试的树脂含量高。同时,这也是造成生长 CNTs 后复合成型厚度较大的原因。(3) 从复合材料成型工艺考虑,在相同的加压

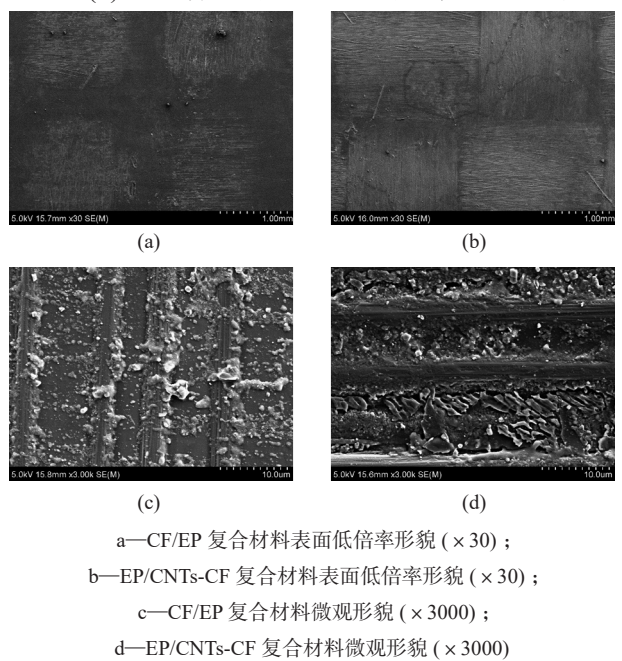
点,虽然树脂的黏度相同,但由于 CNTs-CF 增强体中 CNTs 对树脂流动造成了阻碍,降低了树脂的流动性,导致在相同成型工艺条件下, CNTs-CF 复合材料被挤压出的树脂少,实际测试的树脂含量高。因此,从实验结果考虑,制备结构致密的 EP/CNTs-CF 的复合材料工艺与 EP/CF 复合材料工艺不同,需要针对 EP/CNTs-CF 复合材料进行成型工艺的探索和优化。

表 1 CF 表面生长 CNTs 前后的 BET 比表面积  $\text{m}^2/\text{g}$

| 试样  | CF 织物 | CNTs-CF 织物 |
|-----|-------|------------|
| BET | 4.8   | 23.7       |

从图 4c 和图 4d 中可以看出, EP/CF 复材内部 CF 与树脂结合紧密,纤维表面有树脂覆盖; EP/CNTs-CF 复材内部树脂和纤维结合情况不一致,有的纤维与树脂结合紧密,纤维表面粘附大量树脂,有的纤维表面光滑,显示树脂没有完全浸润,有的纤维与树脂界面连接有空隙,甚至在纤维方向存在裂隙,纤维与纤维之间的间距也较大。其原因是 CF 表面生长 CNTs 后,虽然由于 CNTs 存在,在树脂浸润过程产生了毛细效应,提高了浸润性。随着时间的增加,毛细润湿高度逐渐增加,浸润速度逐渐减小,最终达到平衡,此时浸润达到最大高度。树脂能否完全浸润纤维,即树脂能否通过 CNTs 间隙到达纤维表面,主要由 CNTs 的密度(形成毛细管的直径)和长度决定。在 CNTs 生长密度一定的情况下,如果 CNTs 的长度小,则树脂能够完全浸润纤维,若同时 CNTs 的长度很长,则树脂不一定能够完全浸润纤维,这时就会出现树脂与纤维界面连接差,在界面形成空隙,甚至裂隙。由此可以判断,在实验条件下, CNTs 生长仍不均一,部分 CNTs 过长,导致树脂浸润不充分,沉积工艺需要进一步优化。

表 2 是两种复合材料的力学性能。从表 2 可以看出,生长了 CNTs 的复合材料力学性能有不同程度下降,特别是层间剪切强度的测试结果和材料设计的初衷相违背。界面的结构和性质是影响复合材料性能的决定性因素<sup>[20]</sup>。图 5 是层间剪切试样失效后 SEM 照片,由图 5a 可见, EP/CF 复合材料受压力破坏后,CF 发生断裂,纤维与树脂界面脱结合,树脂基体较致密,没有出现开裂;图 5b 显示了 EP/CNTs-CF 复合材料破坏后的形貌,同样纤维也发生了断裂和界面脱结合,树脂基体较疏松,呈团状,存在一些孔洞,有的纤维表面光滑,没有树脂覆盖,说明 CNTs-CF 与树脂之间有着弱结合。这是导致 EP/



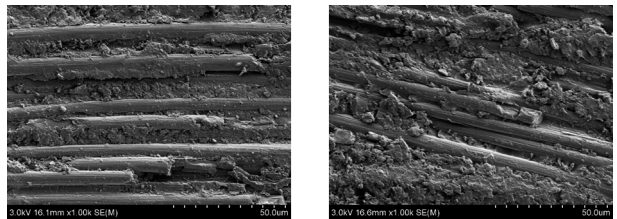
a—CF/EP 复合材料表面低倍率形貌 ( $\times 30$ ) ;  
b—EP/CNTs-CF 复合材料表面低倍率形貌 ( $\times 30$ ) ;  
c—CF/EP 复合材料微观形貌 ( $\times 3000$ ) ;  
d—EP/CNTs-CF 复合材料微观形貌 ( $\times 3000$ )  
图 4 两种复合材料结构形貌 SEM 照片

CNTs-CF 复合材料层间剪切强度下降的主要原因。

拉伸性能和弯曲强度降低的原因除了以上分析的 CNTs-CF 和 EP 树脂之间结合不均一,部分存在弱结合外,还由于 EP/CNTs-CF 复合材料厚度比 CF/EP 复合材料大,其横截面积增加,也会导致 EP/CNTs-CF 复合材料性能强度减小。

表 2 两种复合材料的力学性能

| 试样         | 层间剪切强度 /MPa | 拉伸强度 /MPa | 拉伸弹性模量 /GPa | 弯曲强度 /GPa | 弯曲弹性模量 /GPa |
|------------|-------------|-----------|-------------|-----------|-------------|
| CF/EP      | 64.9        | 975       | 81          | 1.22      | 65.18       |
| EP/CNTs-CF | 41.7        | 505       | 75          | 0.57      | 57.55       |



a—EP/CF 复合材料 (×1 000); b—EP/CNTs-CF 复合材料 (×1 000)

图 5 层间剪切试样失效后断层 SEM 照片

2.4 成型工艺优化对 CNT-CF 复合材料性能的影响

为了提高 CNTs-CF 复合材料性能,针对 CNTs-CF 加压时间及压力等成型工艺参数进行了试验和优化。

采用相同的预浸料,在 120℃ 固化,成型压力 5 MPa 条件下,考察不同加压时间对 EP/CNTs-CF 复合材料结构及层间剪切强度的影响。

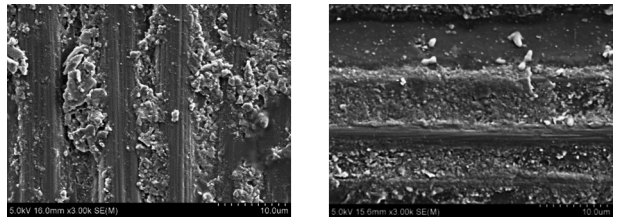
不同加压时间对复合材料结构性能的影响的对比见表 3。从表中可以看出,随着加压时间的提前,树脂的流动性提高,成型后压出树脂量增多,复合材料的密度随着加压时间的提前,先提高后下降,因为适当地提前加压时间,能够在树脂具有流动性时,将空气等气体挤出,增加复合材料的致密程度,但随着加压时间的进一步提前,树脂流动性过好,流动出的树脂量过多,导致复合材料出现贫胶,也会使复合材料内部出现疏松和孔洞,造成密度降低。层间剪切强度随着加压时间的提前也是先升高后降低,这和对密度的影响原因一致。树脂流动性差或树脂流动性过好,都会影响复合材料的内部结构的致密性,从而影响力学性能。从试验结果可知,加压

表 3 不同加压时间下复合材料的性能

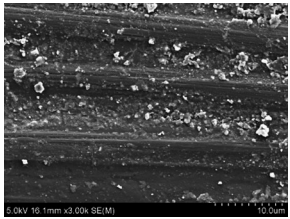
| 试样编号         | 加压时间 /min | 复合材料成型后状态  | 密度 / (kg · m <sup>-3</sup> ) | 层间剪切强度 /MPa |
|--------------|-----------|------------|------------------------------|-------------|
| EP/CNTs-CF-1 | 37        | 几乎没有树脂挤出   | 1583.7                       | 51.6        |
| EP/CNTs-CF-2 | 30        | 四边均有树脂挤出   | 1603.9                       | 69.5        |
| EP/CNTs-CF-3 | 20        | 四边均有较多树脂挤出 | 1594.0                       | 61.0        |

时间为 30 min 得到的复合材料致密性高、层间剪切强度较高。

采用相同的预浸料,在 120℃ 固化、加压时间 30 min 条件下,考察不同成型压力对 CNTs-CF 复合材料结构及层间剪切强度的影响。成型压力分别选择 3,5,8 MPa,复合材料结构如图 6 所示,其性能见表 4。



(a) (b)



(c)

a—压力 3 MPa (×3 000); b—压力 5 MPa (×3 000);

c—压力 8 MPa (×3 000)

图 6 复合材料表面 SEM 照片

表 4 不同成型压力下复合材料性能

| 试样编号         | 成型压力 /MPa | 复合材料成型后状态  | 密度 / (kg · m <sup>-3</sup> ) | 层间剪切强度 /MPa |
|--------------|-----------|------------|------------------------------|-------------|
| EP/CNTs-CF-1 | 3         | 四边有少量树脂挤出  | 1 594.2                      | 56.3        |
| EP/CNTs-CF-2 | 5         | 四边均有较多树脂挤出 | 1 603.9                      | 69.5        |
| EP/CNTs-CF-3 | 8         | 四边均有较多树脂挤出 | 1 607.5                      | 71.5        |

从图 6 可以看出,压力较小时,纤维间树脂存在空隙等缺陷,主要是压力低,树脂中的挥发物及空气没有完全排除,特别是在邻近纤维界面处,由于 CNTs 的存在,压力小无法将纤维表面 CNTs 中的挥发物和空隙排尽,形成明显的空隙。随着压力的升高,可以看出树脂的致密程度提高。比较复合材料的厚度,可以更直观地反映复合材料的致密程度,随着压力的升高,相同层数预浸料成型的复合材料厚度逐渐减小。其层间剪切强度也随着复合材料的致密程度的提高和缺陷的减小而逐渐增加。从试验结果可知,8 MPa 的成型压力得到的复合材料层间剪切强度最大,较未生长 CNTs 的 EP/CF 复合材料的层间剪切强度提高 10.2%。

3 结论

(1) 采用热熔胶膜法制备了 CNTs-CF 二维碳布

预浸料。在 80℃ 的浸渍温度,压力为 0.490 MPa 保持 4 min 条件下,预浸料浸渍完全、表面平整。

(2) 比较了生长 CNTs 的二维 CF 织物和未生长 CNTs 的二维 CF 织物采用相同工艺制备的复合材料, CNTs-CF 复合材料厚度大,结构不致密,力学性能差。分析了导致 CNTs-CF 复合材料的结构差力学性能低的原因,证实了 CF 复合材料的成型工艺不能直接应用于生长 CNTs 后的复材成型,需要为生长 CNTs 的 CF 复合材料成型工艺进一步探索。

(3) 通过对 EP/CNTs-CF 复合材料加压时间及压力等成型工艺参数的优化,发现 EP/CNTs-CF 复合材料在成型过程中需要提前加压并提高成型压力,经过工艺优化后,在 30 min 加压 8 MPa 得到的 EP/CNTs-CF 的层间剪切强度 71.5 MPa,较 CF/EP 的层间剪切强度提高 10.2%。

#### 参考文献

- [1] 郭玉明,冯志海,王金明.高性能 PAN 基碳纤维及其复合材料在航天领域的应用[J].高科技纤维与应用,2007,32(5):1-7,17.  
Guo Yuming, Feng Zhihai, Wang Jinming. Application of PAN-based carbon fiber and its composites on aerospace[J]. Hi-Tech Fiber & Application, 2007, 32(5):1-7, 17.
- [2] 丁新波,晏雄.碳纤维的生产及应用现状[J].纺织导报,2004(6):69-73.  
Ding Xinbo, Yan Xiong. The application and production of carbon fibers[J]. China Textiles Leader, 2004(6):69-73.
- [3] 赵稼祥.世界碳纤维现状与进展[J].玻璃钢/复合材料,2003(2):40-43.  
Zhao Jiaxiang. Present status and progress of carbon fiber in the world[J]. Fiber Reinforced Plastics/Composite, 2003(2):40-43.
- [4] Liu Baoying, Liu Zhao, Wang Xiaojun, et al. Interfacial shear strength of carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide measured by the microbond test[J]. Polymer Testing, 2013, 32(4):724-730.
- [5] 于倩倩,陈刚,郑志才,等.缝合对碳纤维复合材料性能影响研究[J].工程塑料应用,2010,38(1):39-42.  
Yu Qianqian, Chen Gang, Zheng Zhicai, et al. Effects of stitching on properties of carbon fiber composites[J]. Engineering Plastics Application, 2010, 38(1):39-42.
- [6] Li Min, Gu Yizhou, Liu Yanan, et al. Interfacial improvement of carbon fiber/epoxy composites using a simple process for depositing commercially functionalized carbon nanotubes on the fibers[J]. Carbon, 2013, 52:109-121.
- [7] Dong L B, Hou F, Li Y, et al. Preparation of continuous carbon nanotube networks in carbon fiber/epoxy composite[J]. Composites Part A, 2014, 56:248-255.
- [8] Davis D C, Wilkerson J W, Zhu J, et al. Improvements in mechanical properties of a carbon epoxy composites using nanotubes science and technology[J]. Composite Structures, 2010, 92(11):2653-2662.
- [9] Thostenson E T, Li W Z, Wang D Z, et al. Carbon nanotube/carbon fiber hybrid multiscale composites[J]. Journal of Applied Physics, 2002, 91(9):6034-6037.
- [10] Gong Qiaojuan, Li Hejin, Wang Xiang, et al. In situ catalytic growth of carbon nanotubes on the surface of carbon cloth[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67:2986-2989.
- [11] 赵建国,刘朗,郭全贵,等.碳纤维表面生长碳纳米管[J].新型炭材料,2008,23(1):12-16.  
Zhao Jianguo, Liu Lang, Guo Quanguai, et al. Carbon nanotube growth on the surface of carbon fibers by CVD[J]. New Carbon Materials, 2008, 23(1):12-16.
- [12] Sager R J, Klein P J, Lagoudas D C, et al. Effect of carbon nanotubes on the interfacial shear strength of T650 carbon fiber in an epoxy matrix[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69:898-904.
- [13] Lyu Peng, Feng Yiyu, Zhang Peng, et al. Increasing the interfacial strength in carbon fiber-epoxy composites by controlling the orientation and length of carbon nanotubes grown on the fibers[J]. Carbon, 2011, 49:4665-4673.
- [14] Sharma S P, Lakkad S C. Morphology study of carbon nanospecies grown on carbon fibers by thermal CVD technique[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 203:1329-1335.
- [15] Sharma S P, Lakkad S C. Compressive strength of carbon nanotubes grown on carbon fiber reinforced epoxy matrix multi-scale hybrid composites[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 205:350-355.
- [16] Sharma S P, Lakkad S C. Effect of CNTs growth on carbon fibers on the tensile strength of CNTs grown carbon fiber-reinforced polymer matrix composites[J]. Composites:Part A, 2011, 42:8-15.
- [17] Yao Zhiqiang, Wang Chengguo, Wang Yanxiang, et al. Tensile properties of CNTs-grown carbon fiber fabrics prepared using Fe-Co bimetallic catalysts at low temperature[J]. J Mater Sci, 2019, 54:11841-11847.
- [18] Yao Zhiqiang, Wang Chengguo, Qin Jianjie, et al. Interfacial improvement of carbon fiber/epoxy composites using onestep method for grafting carbon nanotubes on the fibers at ultra-low temperatures[J]. Carbon, 2020, 164:133-142.
- [19] 于倩倩,陈刚,王启芬,等. EP/CF 预浸料热熔法制备工艺及其性能研究[J].工程塑料应用,2015,43(7):62-66.  
Yu Qianqian, Chen Gang, Wang Qifen, et al. Study on manufacturing technology and properties of epoxy /carbon fiber prepreg with hot-melt method[J]. Engineering Plastics Application, 2015, 43(7):62-66.
- [20] 杨序纲.复合材料界面[M].北京:化学工业出版社,2010.  
Yang Xugang. The interface of composite[M]. Beijing:Chemistry Press, 2010.