复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica

第 37 卷 第 6 期 6 月 2020 年
Vol. 37 No. 6 Jun 2020

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20190924.002

基于空间限域强制组装法制备短切碳纤维/乙烯-醋酸乙烯导电复合材料性能

李哲，黄尧，吴刚强，杜宇，范晓静，吴大鸣*
（北京化工大学 机电工程学院，北京 100029）

摘 要：采用空间限域强制组装法 (SCFNA) 制备短切碳纤维/乙烯-醋酸乙烯共聚物 (SCF/EVA) 导电复合材料，研究 SCFNA 方法制备 SCF/EVA 复合材料中导电填料分布形态的演变规律及该方法对复合材料导电性能和力学性能的影响。与传统共混方法相比，采用 SCFNA 方法制备的 SCF/EVA 复合材料，导电网络上 SCF 的间距变小，网络密实度显著提高，导电性能得到大幅度提升并具有良好的力学性能。实验表明：通过 SCFNA 方法制备的 SCF/EVA 复合材料的逾渗阈值为 6.5 wt%，低于共混自组装法的 8.2 wt%。相同 SCF 质量分数下，SCF/EVA 复合材料的电导率比共混法自组装最高提高 4 个数量级。随着 SCF 质量分数的增加，SCF/EVA 复合材料的力学性能呈先提高后降低的趋势，其中 10 wt%SCF/EVA 复合材料的力学性能最优，拉伸强度达到 19.86 MPa。

关键词：空间限域；强制组装；电导率；碳纤维；力学性能
中图分类号: TB332 **文献标志码**: A **文章编号**: 1000-3851(2020)06-1234-09

Properties of short carbon fiber/ethylene-vinyl acetate copolymer high conductivity composites prepared by spatial confining forced network assembly method

LI Zhe , HUANG Yao , WU Gangqiang , DU Yu , FAN Xiaojing , WU Daming*
(School of Mechanical and Electrical Engineering, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

Abstract: Short carbon fiber/ethylene-vinyl acetate copolymer (SCF/EVA) conductive composites were prepared by spatial confining forced network assembly (SCFNA). The evolution of the distribution of conductive fillers in SCF/EVA composites prepared by SCFNA method and the effect of the method on the electrical and mechanical properties of composites were investigated. Compared with the traditional blending method, the spacing of SCF on the conductive network of SCF/EVA composites prepared by SCFNA method is reduced, and the network compactness, electrical conductivity and mechanical properties are improved. The experimental results show that the percolation threshold of SCF/EVA composites prepared by SCFNA method is 6.5 wt%, which is lower than the blending self-assembly method which is 8.2wt%. At the same SCF mass fraction, SCF/EVA composites is up to 4 orders of magnitude higher than that of self-assembly by blending method. The mechanical properties of SCF/EVA composites increase first and then decrease with the increase of SCF mass fraction. The mechanical properties of 10 wt%SCF/EVA composites are the best, and the tensile strength reaches 19.86 MPa.

Keywords: spatial confining; forced assembly; electrical conductivity; carbon fiber; mechanical properties

导电聚合物根据结构和组成，可以分为两大类：(1) 本身或经过掺杂处理后具有导电功能的聚合物材料，称为结构型导电高分子材料；(2) 以聚合物材料为基体，加入一定数量的导电物质或导电聚合物，然后采用物理或化学方法复合后得到的多相复合材料，导电物质在聚合物基体中形成

收稿日期：2019-06-23; **录用日期**：2019-08-23 ; **网络首发时间**：2019-09-25 11:48:29
网络首发地址：https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190924.002
基金项目：中央高校基本科研业务费 (校级)(JD1810)
通信作者：吴大鸣，博士，教授，博士生导师，研究方向为高分子材料性能及加工工艺 E-mail: wudaming@vip.163.com

引用格式：李哲，黄尧，吴刚强，等. 基于空间限域强制组装法制备短切碳纤维/乙烯-醋酸乙烯导电复合材料性能 [J]. 复合材料学报, 2020, 37(6): 1234-1242.
LI Zhe, HUANG Yao, WU Gangqiang, et al. Properties of short carbon fiber/ethylene-vinyl acetate copolymer high conductivity composites prepared by spatial confining forced network assembly method[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(6): 1234-1242(in Chinese).

连续的导电网络，从而实现电学功能的复合型导电聚合物材料，又称导电聚合物基复合材料[1-2]。结构型导电聚合物材料，由于分子主链上的刚性共轭双键结构和分子间范德华作用力，通常不熔化不溶解，这些特殊的物理性质导致结构型导电聚合物加工性能差，环境稳定性差，因此其应用受到较大的限制。导电聚合物基复合材料兼有高分子材料优异的加工性、黏弹性和导电物质的电学性能，具有密度小、电阻率可调、成本低等优势，从而广泛应用于航空航天、家用电器、抗静电材料、雷达吸波材料、电磁屏蔽材料等方面，促进了社会的发展[3-4]。导电聚合物材料常见的填料有三大类，包括金属类、碳素类和金属氧化物。其中金属类有 Ag、Ni、Cu 等。与碳素类填料相比，金属类填料的优势是电导率高。但金属与聚合物间的界面粘结性差，且金属类填料一般为球形，形成导电网络需要较高的填充量。除此之外，金属密度大，加工成型中易在基体中形成沉降从而影响分散性[5]。目前使用最广泛的填料是碳系类填料，包括碳纤维[6-7]、碳纳米管[8-9]、炭黑[10-12]、石墨[13-14]和石墨烯[15-16]。其中碳纤维具有比较大的长径比，轴向导电性能约在 10^3 S/cm 左右，在聚合物基体中容易形成导电网络，同时具有高强度高模量等优异的力学性能。

目前主要有三种构建导电网络的方法：熔体共混[17-18]、原位聚合法[19]和溶液混合法[20]，其中最常用的是熔体共混法。与原位聚合法相比较，熔体共混法对原料黏度等性能要求较低。与溶液共混法相比较，熔体共混法操作简单、更环保，更适合工业化生产。以上三种方法均通过共混自组装机制在基体中构建网络，尽管导电填料的体积分数达到逾渗阈值，导电填料通过共混自组装模式形成了导电网络，复合材料的导电性能可有极大的提高，但其电导率仍比填料本身的电导率低 5~8 个数量级，与理论预测值相差甚远[21]。当复合材料采用共混自组装法时，通过增加填料含量达到减小电阻的目的，但效果并不显著。原因是导电填料达到一定含量后，影响复合材料电导率的关键因素为导电网络上导电粒子的平均间距而非导电填料含量，而形成网络的导电填料间的间距无法控制，填料间的夹层树脂厚度过大会大大降低复合材料的导电性能。因此单纯增大导电填料的体积分数对减小导电网络上导电粒子的平均间距及提高导电性能贡献不大。

为了解决这一问题，实现在导电填料不增加的条件下大幅度提高复合材料的导电性能，范晓静等[2]、GAO 等[21]、CHANG 等[22]、WU 等[23]提出了一种构建密实导电网络的方法：空间限域强制组装 (SCFNA)法，首先通过机械共混方法得到高分子导电填料/聚合物均相体系；然后在一定热力学条件下通过机械方式对均相共混物进行平面压缩。在压缩过程中，均相体系发生传统方式的自组装成网；对共混物进一步压缩直至一定的特征厚度，在该厚度形成过程中，自组装网络上的填料被进一步压实，填料的间距大幅度下降，网络密实度大幅提高，完成导电网络的强制组装，得到导电性能优异的导电材料。该方法突破传统的自组装导电网络构建模式，通过机械压缩方法，对共混体系进行空间限域挤压和界面微纳米机械组装，从而对功能分散相施加远大于自组装作用力的“强制组装力”，实现了导电网络的密实化，有效提高了复合材料的导电性能。具体方法如图 1 所示。

1　实验方法

1.1　原材料

乙烯-醋酸乙烯共聚物 (EVA)，牌号 260，杜邦公司；醋酸乙烯 (VA) 质量分数为 28.0wt%，熔体

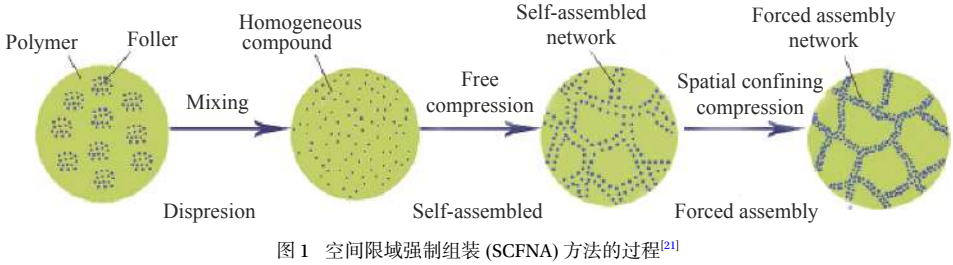


图 1　空间限域强制组装 (SCFNA) 方法的过程[21]

Fig. 1　Process of the spatial confining forced network assembly(SCFNA) method[21]

流动速率为 6.0 g/10 min；短切碳纤维 (SCF)，直径为 7 μm，长度为 4 mm，日本东丽公司生产，电导率约为 2.6×10^4 S·m^{-1}。

1.2 试样制备

SCFNA 法制备 SCF/EVA 复合材料试样流程如图 2 所示。主要有三个步骤。

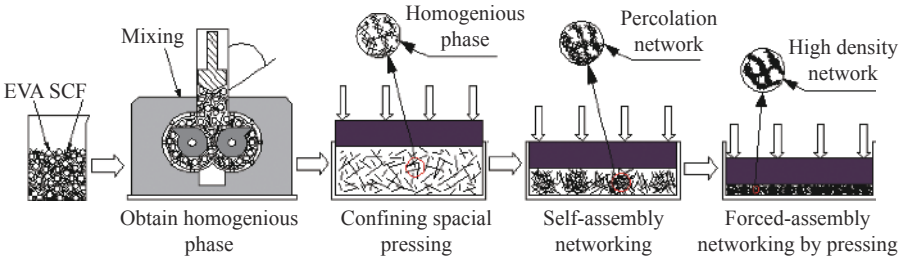


图 2 SCFNA 法制备短切碳纤维/乙烯-醋酸乙烯共聚物 (SCF/EVA) 复合材料工艺流程

Fig. 2 Technological process preparing short carbon fiber/ethylene-vinyl acetate copolymer(SCF/EVA) composite using SCFNA method

(1) 首先制备 SCF/EVA 均相体系，在混合前将SCF、EVA 放置于真空干燥箱中，分别于50℃、35℃干燥 1 h 除湿，根据实验方案配比不同质量分数 SCF/EVA 的混合物料，分别配置了 5 wt%SCF/EVA、7 wt%SCF/EVA、10 wt%SCF/EVA、13 wt%SCF/EVA、15wt%SCF/EVA、18wt%SCF/EVA、20wt%SCF/EVA、25 wt%SCF/EVA、30 wt%SCF/EVA，加入到 HAAKE MiniLab 双螺杆密炼机 (美国赛默飞世尔公司) 中进行密炼，密炼参数为转速为 40 r/min、温度为 85℃、时间为 10 min，得到 SCF/EVA 均相体系。

(2) 对 SCF/EVA 均相体系进行机械压缩完成导电填料的共混自组装过程。上下模具加热到 85℃，将定量的 SCF/EVA 均相体系置于两个平板模具中，以一定速度进行机械压缩，直到两个平板模具间距为 1 mm，保压 2 min 左右。

(3) 对共混自组装网络进行强制组装。继续压缩直到两个平板模具间距分别为 100 μm、200 μm、300 μm、400 μm。强制组装完成后，将模具冷却，从而得到最终的片状试样。

1.3 表征与测试

采用日本立公司的扫描电镜 (SEM，S4700) 观察 SCF 在 EVA 基体中的分散情况及导电网络上 SCF 的平均间隙。将制备好的 SCF/EVA 复合材料试样进行制样，液氮脆断，进行喷金。

复合材料薄片的体积电导率测试：当体积电导率低于 10^{-6} S/m 时，采用上海太欧电子有限公司的 ZC-90D 高绝缘电阻测量仪；当体积电阻率高于 10^{-6} S/m时，采用美国 Keithley 公司四针系统 (4200-SCS)。样品尺寸为 20 mm×10 mm。

采用电子万能材料拉伸试样机测试材料的拉伸性能。根据国标 GB/T 1040.1[24]，试样尺寸选为 150 mm×20 mm×0.3 mm。根据要求对样品加载，试验速度为 50 mm/min。由测试结果可以得出材料的拉伸强度。

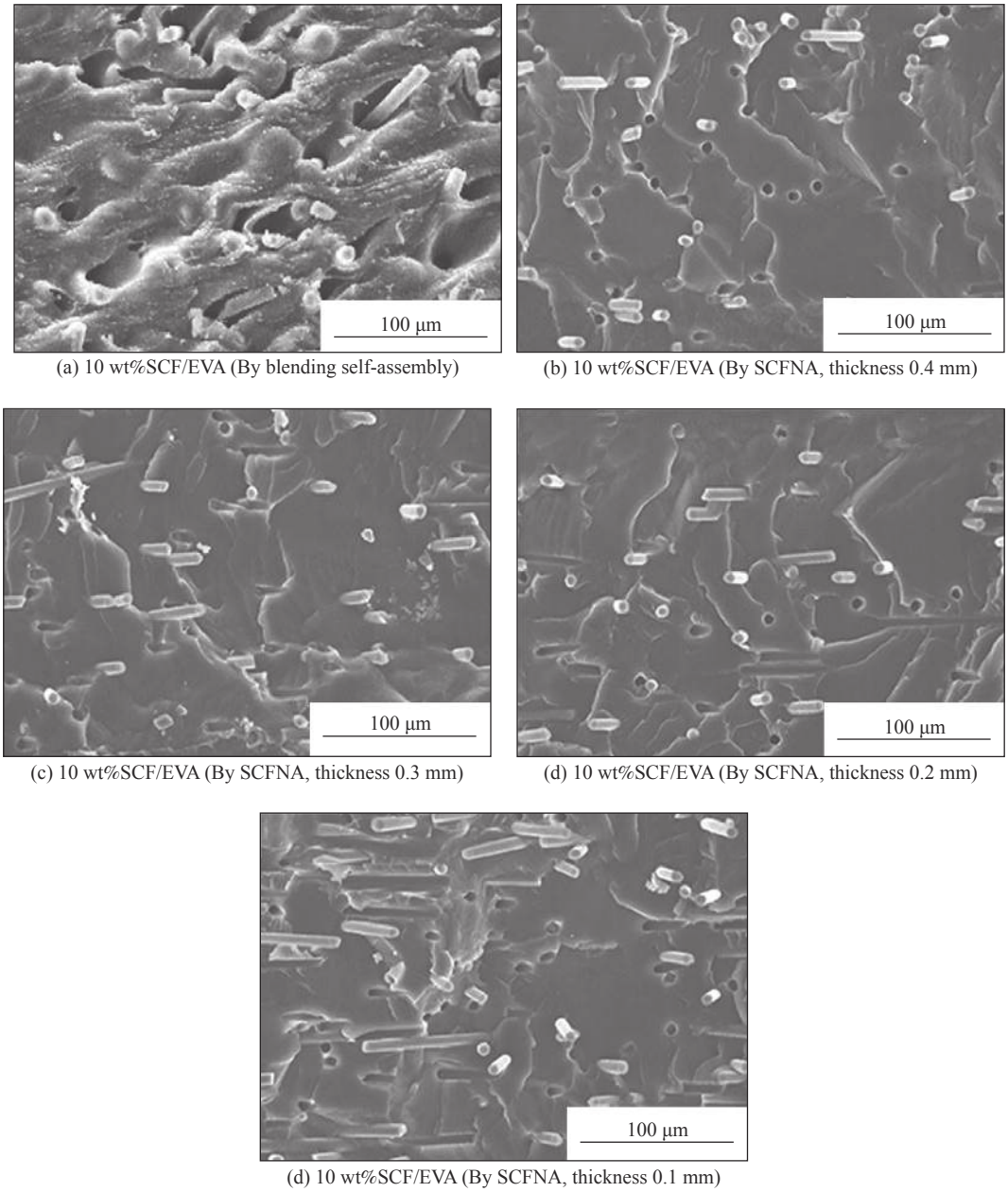
2 结果与讨论

2.1 SCFNA 法

SCFNA 法是通过机械手段，对共混体系进行空间限域挤压，从而对分散相施加远大于共混自组装作用力的“强制组装力”，强制“挤走”导电粒子间的聚合物，实现导电网络的密实化，为大幅度提高导电性能提供了可能性。该方法的关键在于对共混自组装网络进行限域压缩，即至少在一个几何维度上，将试样压缩到小于共混自组装网络网线的平均直径 d_m 以下，使共混自组装网络被强制压缩。当 $h>d_m$ 时，发生自由压缩过程，共混自组装网络能发生自由摆动，此时并不能提高网络密实度；$h<d_m$ 时，发生空间限域压缩，共混自组装网络失去了摆动的自由度，网络上的导电粒子在相互间团聚力和外加载荷的联合作用下越压越紧密，而其间的聚合物流体 (熔体) 很容易“被挤走”，网络被强制压实。

2.2 SCF/EVA 复合材料试样形态变化

图 3 为 10 wt%SCF/EVA 的 SEM 图像。在共混自组装过程中，SCF 比较均匀地分布在 EVA 基体中，大部分 SCF 被 EVA 基体包裹，形成孤岛结构，共混自组装作用力无法抵抗填料与聚合物基体之间的作用力及聚合物基体之间的位阻，因此形成的导电网络不够密实。对于已经完成强制组装的网络，当厚度从 0.4 mm 逐步减小到 0.1 mm 时，SCF 之间的平均间距越来越小，在相互间团聚力



(a) 10 wt%SCF/EVA (By blending self-assembly)　(b) 10 wt%SCF/EVA (By SCFNA, thickness 0.4 mm)

(c) 10 wt%SCF/EVA (By SCFNA, thickness 0.3 mm)　(d) 10 wt%SCF/EVA (By SCFNA, thickness 0.2 mm)

(d) 10 wt%SCF/EVA (By SCFNA, thickness 0.1 mm)

图 3　共混自组装法和 SCFNA 法制备 10 wt%SCF/EVA 导电复合材料各个阶段试样断面 SEM 图像

Fig. 3　SEM images of 10 wt%SCF/EVA conductive composite samples at each stage prepared by blending self-assembly method and SCFNA method

和外加载荷的联合作用下，克服基体与基体之间及基体与填料之间的阻力，聚合物熔体被“挤走”，随着厚度的减小网络越压越密实。

2.3　SCF/EVA 复合材料试样的导电性能

图 4 为 SCF/EVA 复合材料中 SCF 的质量分数与电导率关系。可见，SCFNA 法制备的 0.1 mm 厚的 SCF/EVA复合材料的导电逾渗阈值为 6.5 wt%，说明在 SCF 质量分数为 6.5 wt% 时，在 EVA 基体中形成了连续的导电网络，低于采用共混自组装法制备的 SCF/EVA 复合材料的逾渗阈值 8.2 wt%。表 1 为 SCFNA 法和共混自组装法制备的 SCF/EVA 复合材料的电导率。两种方法对比得到如图 5 和图 6 所示的关系曲线，得出采用 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料符合导电渗滤理论。采用 Origin 对曲线拟合，在导电逾渗阈值附近复合材料的电导率σ遵循下式：

$$\sigma \propto \sigma_0(\varphi-\varphi_0)^n \tag{1}$$

$$\sigma = f\sigma_0(\varphi-\varphi_0)^n \tag{2}$$

$$\lg\sigma = \lg f\sigma + n\lg(\varphi-\varphi_0) \tag{3}$$

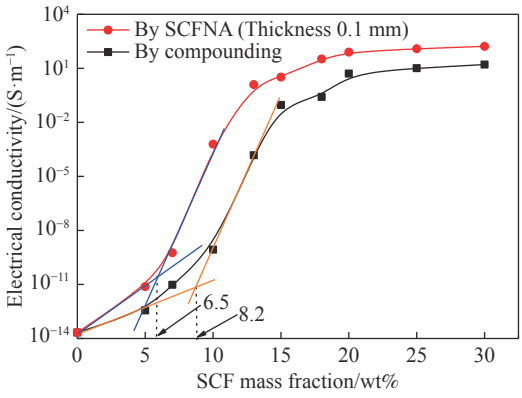


图 4　SCF/EVA 复合材料中 SCF 质量分数与电导率的关系

Fig. 4　Relationship of SCF mass fraction and conductivity of SCF/EVA composites

其中：σ_0是填料的电导率；f是常数；φ是大于φ_0时填料的含量；n是描述复合材料电导率在逾渗区域附近的变化率。经过计算 (图 5)，当 n 值分别为 13.55、8.08 时，共混自组装法和 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料的电导率符合式 (1)~(3)。

图 6 为共混自组装法和 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料中 SCF 质量分数与电导率之间的关系。可见，5 wt%~15 wt% SCF 质量分数区域为自组装区域，而 SCFNA 法降低了导电逾渗值，相当于曲线左移。当 SCF 质量分数为 10 wt% 时，SCF/EVA 复合材料的电导率高于共混自组装法制备的试样电导率 4 个数量级；而完成自组装后提升的幅度为 200%~300%，当电导率相同时，共混

表 1　SCF/EVA 复合材料的电导率

Table 1　Conductivity of SCF/EVA composites

SCF mass fraction/wt%	SCFNA Thickness/mm	SCFNA Conductivity/(S·m^{-1})	Blending self-assembly conductivity/(S·m^{-1})	Conductivity increase multiple
5	0.1	7.64×10^{-12}	3.63×10^{-13}	2.10×10
	0.2	4.12×10^{-12}	–	1.13×10
	0.3	9.63×10^{-13}	–	2.65
	0.4	6.56×10^{-13}	–	1.81
7	0.1	5.79×10^{-10}	9.60×10^{-13}	6.03×10^{2}
	0.2	2.13×10^{-10}	–	2.22×10^{2}
	0.3	8.54×10^{-11}	–	8.90×10
	0.4	2.53×10^{-11}	–	2.64×10
10	0.1	4.21×10^{-6}	1.62×10^{-10}	2.60×10^{4}
	0.2	6.59×10^{-7}	–	4.07×10^{3}
	0.3	4.99×10^{-7}	–	3.08×10^{3}
	0.4	1.95×10^{-7}	–	1.40×10^{3}
13	0.1	1.25	1.49×10^{-2}	8.39×10
	0.2	8.61×10^{-1}	–	5.77×10
	0.3	7.30×10^{-1}	–	4.90×10
	0.4	5.60×10^{-1}	–	3.76×10
15	0.1	3.26	9.25×10^{-2}	3.52×10
	0.2	1.73	–	1.87×10
	0.3	1.03	–	1.11×10
	0.4	8.21×10^{-1}	–	9.30
18	0.1	3.30×10	2.60×10^{-1}	1.27×10^{2}
	0.2	2.08×10	–	8.00×10
	0.3	1.45×10	–	5.58×10
	0.4	8.22	–	3.39×10
20	0.1	7.90×10	5.11	1.55×10
	0.2	5.68×10	–	1.11×10
	0.3	3.29×10	–	6.44
	0.4	2.41×10	–	4.72
25	0.1	1.22×10^{2}	1.02×10	1.20×10
	0.2	7.97×10	–	7.81
	0.3	4.62×10	–	4.53
	0.4	3.86×10	–	3.87
30	0.1	1.66×10^{2}	1.63×10	1.02×10
	0.2	1.18×10^{2}	–	7.24
	0.3	8.12×10	–	4.98
	0.4	6.61×10	–	4.06

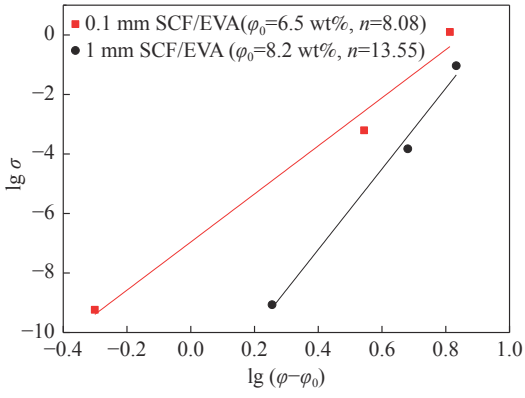


图 5　共混自组装法和 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料逾渗阈值拟合结果

Fig. 5　Percolation threshold fitting results of SCF/EVA composites prepared by blending self-assembly method and SCFNA method

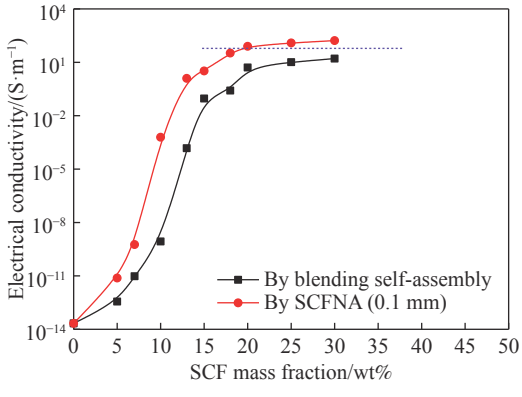


图 6　共混自组装法和 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料中 SCF 质量分数与电导率之间的关系

Fig. 6　Relationship of SCF mass fraction and electrical conductivity of SCF/EVA composites prepared by blending self-assembly method and SCFNA method

自组装法所需的 SCF 质量分数远远大于 SCFNA 法所需的 SCF 质量分数。

图 7 为 10 wt%SCF/EVA 复合材料试样厚度随电导率变化曲线。表 2 为 10 wt%SCF/EVA 复合材料不同压缩比的电导率。可以看出，当试样厚度由 2mm 压缩到 0.7 mm 时，10 wt%SCF/EVA 复合材料的电导率虽然有小幅度的上升，但是总体来说变化不大。当试样压缩到 0.6 mm 时，从图 7 可见，随着厚度的减小，10 wt%SCF/EVA 复合材料的电导率明显增大。10 wt%SCF/EVA 复合材料样品电导率发生明显转变时的厚度为 h_c=730 μm，h_c 为自组装网络摆动自由度受限的厚度。h_c 的值与填料、连续相种类、含量等有关。强制压缩比 ε 表明第二次压缩过程中的组装程度，如下式：

$$\varepsilon = \frac{h_c - h}{h} \tag{4}$$

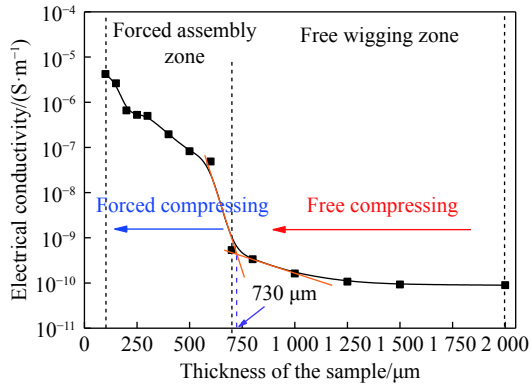


图 7　10 wt%SCF/EVA 复合材料试样厚度与电导率关系

Fig. 7　Relationship between sample thickness and conductivity of 10 wt%SCF/EVA composite

表 2　10 wt%SCF/EVA 复合材料不同压缩比的电导率

Table 2　Conductivity of 10 wt%SCF/EVA compostie with different compression ratios

Sample thickness/mm	ε /%	Conductivity/(S·m^{-1})
0.1	86.30	4.21×10^{-6}
0.15	79.45	2.62×10^{-6}
0.2	72.60	6.59×10^{-7}
0.25	65.75	5.25×10^{-7}
0.3	58.90	4.99×10^{-7}
0.4	45.21	1.95×10^{-7}
0.5	31.51	8.22×10^{-8}
0.6	17.81	4.89×10^{-8}
0.7	4.11	5.35×10^{-10}
0.8	−9.59	3.36×10^{-10}
1.0	−36.99	1.62×10^{-10}
1.25	−71.23	1.07×10^{-10}
1.5	−105.48	9.26×10^{-11}
2.0	−173.97	8.95×10^{-11}

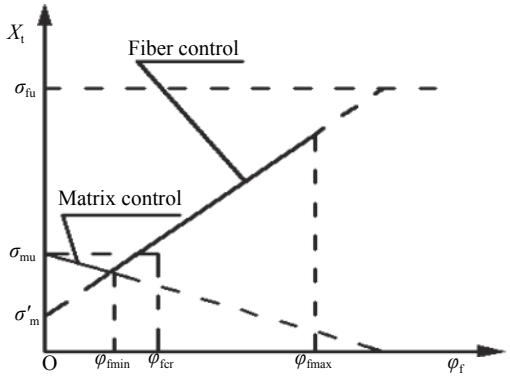
Note: ε —Forced compression ratio.

式中：h 为试样厚度。

当压缩比 ε<0 时，为自由压缩；当 ε=0 时，为强制压缩。10 wt% SCF/EVA 试样的自组装网络摆动自由度受限的厚度为 h_c=730 μm。当样品被压缩到 h_c 以下时，才能使导电网络密实化。因此压缩比 ε 是影响电导率的关键系数，随着强制组装程度和压缩比不断增大，SCF/EVA 复合材料的导电性能越好。

2.4　SCF/EVA 复合材料试样的力学性能

图 8 为 SCF/EVA 复合材料中 SCF 质量分数与拉伸强度之间的关系。可以看出，随着 SCF 质量分数的增加，SCF/EVA 复合材料的拉伸强度逐渐变大。SCF 具有优异的力学性能，其密度低、强度高，是一种比较理想的增强材料。因此 SCF/EVA 复合材料试样的强度随着 SCF 质量分数



X_t—Longitudinal tensile strength; σ_{fu}—Fracture stress of fiber; σ_{mu}—Fracture stress of the matrix; σ_m—Matrix strain is equal to the matrix stress when the fiber fracture strain; φ_{fmin}—Fiber minimum mass fraction; φ_{fcr}—Fiber critical mass fraction; φ_{fmax}—Fiber mass fraction; φ_f—Fiber mass fraction.

图 8　SCF/EVA 复合材料中 SCF 的质量分数与拉伸强度之间的关系

Fig. 8　Relationship between SCF mass fraction and tensile strength of SCF/EVA composites

的增加，力学性能逐步增强。SCF 的作用是承受载荷、提供强度，基体的作用则是保护和固定 SCF，在 SCF 端头部分以界面剪切的方式向纤维传递载荷。复合材料的拉伸强度为

$$X_t = \sigma_{fu} + \sigma'_m(1-\varphi_f)(\varphi_f \geq \varphi_{fmin}) \tag{5}$$

其中：X_t是纵向拉伸强度；σ_m是对应于基体应变等于纤维断裂应变时的基体应力；σ_{fu}是纤维的断裂应力；φ_f是纤维质量分数；φ_{fmin}是 SCF/EVA 复合材料拉伸强度的纤维最小质量分数，当$\varphi_f < \varphi_{fmin}$，即纤维质量分数较小时，在低载荷下纤维就会被拉断。在纤维被全部拉断后，基体将继续承受载荷，此时 SCF/EVA 复合材料的破坏就由基体控制，其拉伸强度公式如下：

$$X_t = \sigma_{mu}(1-\varphi_f) \tag{6}$$

说明当φ_f较小时，加入少量 SCF 的 SCF/EVA 复合材料纵向拉伸强度比纯基体的强度低，纤维相当于杂质，纤维太少，纤维断裂处的基体有效面积减小，从而使由基体控制的 SCF/EVA 复合材料破坏的拉伸强度降低。联立式 (5)、式 (6) 可得图 9，若要使纤维起到增强作用，获得高于基体强度的 SCF/EVA 复合材料，则φ_f应该大于纤维临界质量分数φ_{cr}。

对于 SCF/EVA 复合材料，EVA 强度很低，使φ_{cr}很小。7 wt% 及其以上的纤维含量均大于φ_{cr}。从图 9 可以看出，开始时随着 SCF 质量分数的增加，SCF/EVA 复合材料的拉伸强度提高。当 SCF 质量分数大于 13 wt% 时，容易发生界面脱粘和基体开裂，因此 SCF/EVA 复合材料的拉伸强度随着 SCF 质量分数的增加而下降。另外一方面原因是当 SCF 质量分数过高，密炼时材料分布不如低质量分数时均匀，也会导致 SCF/EVA 复合材料强度下降。图 10 为 SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料的应力-应变关系。可以看出，SCF 质量分数为 10 wt% 时，在应变相同时，其应力最大，即 SCF/EVA 复合材料的弹性模量最大。因此 EVA 基导电复合材料中 SCF 质量分数在 10 wt% 左右时，SCF/EVA 复合材料的力学性能最佳。

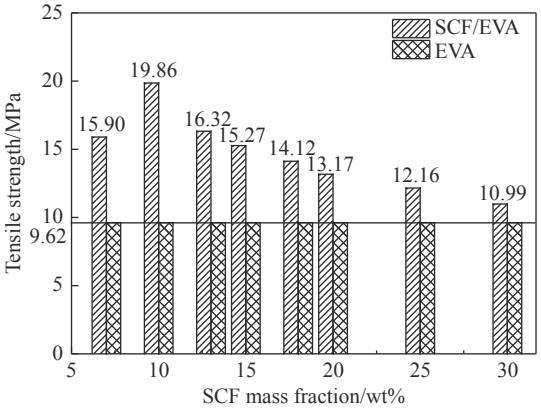


图 9　SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料的拉伸强度随 SCF 质量分数的变化

Fig. 9　Variation of tensile strength of EVA/SCF composites prepared by SCFNA method with SCF mass fraction

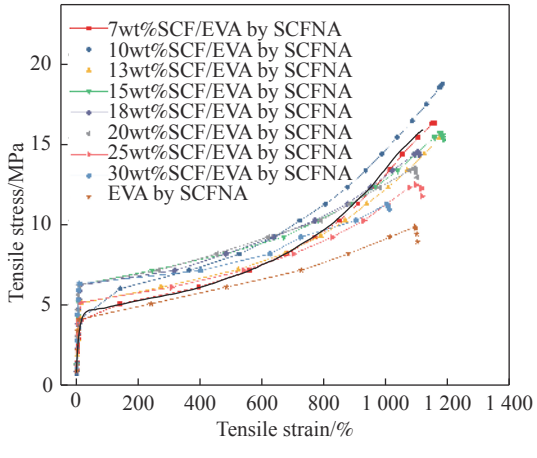


图 10　SCFNA 法制备的 SCF/EVA 复合材料应力-应变关系

Fig. 10　Stress-strain relationship of SCF/EVA composites prepared by SCFNA method

3　结 论

(1) 采用空间限域强制组装法 (SCFNA) 成功制备了短切碳纤维/乙烯-醋酸乙烯 (SCF/EVA) 导电复合材料。所制备的 SCF/EVA 复合材料的横向断

面上导电网络的密实度随着试样厚度的减小得到极大提高。

(2) SCFNA 法制备的 SCF/EVA 导电复合材料的导电性能随着 SCF 质量分数的增加而提高，且其导电逾渗阈值低至6.5wt%，即SCF 质量分数为10wt%左右时，与常规共混自组装工艺制备的样品相比，电导率最高可提高 4 个数量级。验证了 SCFNA 法制备弹塑性基导电复合材料的可行性。

(3) 采用 SCFNA 法成功制备了不同厚度的 10 wt%SCF/EVA 复合材料试样，其导电性能随着压缩比的增大而增大。SCFNA 法在很大程度上降低了导电粒子形成网络的平均直径，在一个方向上进行强制压缩，使纤维之间的网络被紧密压实，可以提高 SCF/EVA 复合材料的导电性能。

(4) 随着 SCF 质量分数的增加，SCF/EVA 复合材料试样的拉伸强度先增大后减小，且当SCF 质量分数为10wt% 时，复合材料的拉伸强度最高，为19.86MPa。

参考文献：

[1] WAN Chengyu, GUO Qiang, ZHANG Yahui, et al. Selective electromagnetic interference shielding performance and superior mechanical strength of conductive polymer composites with oriented segregated conductive networks[J]. Chemical Engineering Journal，2019, 373：556-564.

[2] 范晓静, 吴大鸣, 高小龙, 等. 基于空间限域强制组装法制备短切碳纤维-碳纳米管/聚二甲基硅氧烷导电复合材料性能[J]. 复合材料学报, 2019, 36(11)：2552-2560.
FAN Xiaojing, WU Daming, GAO Xiaolong, et al. Properties of short carbon fiber-carbon nanotube/polydimethylsiloxane conductive composites prepared by spatial confining forced network assembly method[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2019，36(11)：2552-2560(in Chinese).

[3] KIM S J, HONG C, JANG K S. Theoretical analysis and development of thermally conductive polymer composites[J]. Polymer，2019，176：110-117.

[4] 孙立波. 导电聚合物复合材料的制备与表征[D]. 济南: 山东大学, 2014.
SUN Libo.Preparation and characterization of conductive polymer composites[D]. Ji' nan: Shandong University, 2014(in Chinese).

[5] LIU Y, ZHANG H, PORWAL H, et al. Pyroresistivity in conductive polymer composites: A perspective on recent advances and new applications[J]. Polymer International，2019，68(3)：299-305.

[6] HARANO T, MURAO R, TAKEICHI Y, et al. Observation of the interface between resin and carbon fiberby scanning transmission X-ray microscopy[J]. Journal of Physics: Conference Series，2017，849(1)：12-23.

[7] 李善霖, 段华军, 汪鑫, 等. 镀镍碳纤维-碳纤维-玻璃纤维/乙烯基酯树脂导电复合材料的设计制备及其电磁性能[J]. 复合材料学报, 2018, 35(7)：1709-1715.
LI Shanlin, DUAN Huajun, WANG Xin, et al. Design and preparation of niplated carbon fiber-carbon fiber-glass fiber/vinyl ester resin conductive composites and their electromagnetic propertyes[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2018，35(7)：1709-1715(in Chinese).

[8] PATLOLLA A K, PATRA P K, FLOUNTAN M, et al. Cytogenetic evaluation of functionalized single-walled carbon nanotube in mice bonemarrow cells[J]. Environmental Toxicology，2016，31(9)：1091-1102.

[9] EDGINGTON A J, PETERSEN E J, HERZING A A, et al. Microscopic investigation of single-wall carbon nanotube uptake by daphnia magna[J]. Nanotoxicology，2014，8(sup1)：2-10.

[10] MOUTEVA G O, CZIMCZIK C I, FAHRNI S M, et al. Black carbon aerosol dynamics and isotopic composition in alaska linked with boreal fire emissions and depth of burn in organic soils[J]. Global Biogeochemical Cycles，2015，29(11)：1977-2000.

[11] ZHAO Y S, YI M, LARRY W H, et al. On the seasonality of arctic black carbon[J]. Journal of Climate，2017，30(12)：4429-4441.

[12] 于金平, 陈潇健, 曹振东, 等. 导电炭黑改性PE-RT抗静电复合材料的形貌与性能[J]. 复合材料学报, 2015, 32(5)：1321-1329.
YU Jinping, CHEN Xiaojian, CAO Zhendong, et al. Morphology and properties of PE-RT antistatic composites modified by conductive carbon black[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2015，32(5)：1321-1329(in Chinese).

[13] RODRIGUES I, GUEDES M, FERRO A C L. Microstructural changes in copper-graphite-alumina nanocomposites produced by mechanical alloying[J]. Microscopy and Microanalysis，2015，21(1)：120-131.

[14] LOISEL L, FLOREA I, COJOCARU C S, et al. Oxidation based continuous laser writing in vertical nano crystalline graphite thin films[J]. Scientific Reports，2016，6：26224.

[15] LEE S W, CHOI B I, KIM J C, et al. Adsorption/desorption hysteresis of thin-film humidity sensors based on graphene oxide and its derivative[J]. Sensors and Actuators B: Chemical，2016，237：575-580.

[16] MA T, ARIGA H, TAKAKUSAGI S, et al. Smooth epitaxial copper film on sapphire surface suitable for high quality graphene growth[J]. Thin Solid Films，2018，646：12-16.

[17] QUILES C L, MONTANES N, PINEIRO F, et al. Ductility and

toughness improvement of injection molded compostable pieces of polylactide by melt blending with poly (ε -caprolactone) and thermoplastic starch[J]. Materials, 2018, 11(11): 2138.

[18] ANAKABE J, ZALDUA HUICI A M, ECEIZA A, et al. Melt blending of polylactide and poly (methyl methacrylate): Thermal and mechanical properties and phase morphology characterization[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2015, 132(42): 42677.

[19] ZHOU Huanyu, LIU Gengling, LIU Jinliang, et al. Effective network formation of PEDOT by in-situ polymerization using novel organic template and nanocomposite supercapacitor[J]. Electrochimica Acta, 2017, 247: 871-879.

[20] 李海洋, 郭飞, 石颖, 等. 溶液共混法制备PVDF/PMMA/MMT复合材料及其结构表征[J]. 南京工程学院学报(自然科学版), 2016, 14(2): 45-48.
LI Haiyang, GUO Fei, SHI Ying, et al. Preparing composites PVDF/PMMA/MMT using solution blending and its structural characterization[J]. Journal of Nanjing Institute of Technology(Natural Science Edition), 2016, 14(2): 45-48(in Chinese).

[21] GAO X, HUANG Y, LIU Y, et al. Improved electrical conductivity of PDMS/SCF composite sheets with bolting cloth prepared by a spatial confining forced network assembly method[J]. RSC Adv, 2017, 7(24): 14761-14768.

[22] CHANG C M, LIU Y L. Electrical conductivity enhancement of polymer/multiwalled carbon nanotube (MWCNT) composites by thermally induced defunctionalization of MWCNTs[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2011, 3(7): 2204-2208.

[23] WU D, GAU X, SUN J, et al. Spatial confining forced network assembly for preparation of high performance conductive polymeric composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2017, 102: 88-95.

[24] 中国国家标准化管理委员会. 塑料 拉伸性能的测定 第1部分: 总则: GB/T 1040.1—2018[S]. 北京: 中国标准出版社, 2018.
Standardization Administration of China. Plastics-Determination of tensile properties Part 1: General: GB/T 1040.1 —2018[S]. Beijing: Standards Press of China, 2018(in Chinese).