

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-31-48

САМООРГАНИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ СЕТЕЙ В ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ (обзор)

С.В. Кондрашов¹, Л.В. Соловьянчик¹, Л.А. Минаева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Существенное снижение порога перколяции углеродсодержащих частиц в термопластичных композитах может быть достигнуто при распределении функционального наполнителя не по всему объему композита, а лишь в его части. Регулирование сил взаимодействия функциональных частиц друг с другом и полимерными фазами, полимерных фаз между собой путем выбора наполнителя, его ковалентной и нековалентной модификации, а также состава полимерной смеси является эффективным инструментом для получения термопластичных композитов с заданным уровнем функциональных свойств.

Ключевые слова: термопласты, электропроводящие свойства, сажа, углеродные нанотрубки, сегрегация фаз, морфология, структура

Для цитирования: Кондрашов С.В., Соловьянчик Л.В., Минаева Л.А. Самоорганизация электропроводящих сетей в термопластичных материалах (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-31-48.

Scientific article

SELF-ORGANIZATION OF CONDUCTIVE NETWORKS IN THERMOPLASTIC MATERIALS (review)

S.V. Kondrashov¹, L.V. Solovyanchik¹, L.A. Minaeva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. A significant reduction in the percolation threshold of carbon-containing particles in thermoplastic composites can be achieved by distributing the functional filler not over the entire volume of the composite, but only in its part. Regulation of the forces of interaction of functional particles with each other and polymer phases, as well as polymer phases among themselves, by choosing a filler, its covalent and non-covalent modification, as well as the composition of the polymer mixture is an effective tool for obtaining thermoplastic composites with a given level of functional properties.

Keywords: thermoplastics, electrically conductive properties, carbon black, carbon nanotubes, phase segregation, morphology, structure

For citation: Kondrashov S.V., Solovyanchik L.V., Minaeva L.A. Self-organization of conductive networks in thermoplastic materials (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-31-48.

Введение

Композиты на основе термопластичных полимеров находят широкое применение в различных отраслях промышленности, в том числе авиационной отрасли [1–3]. В зависимости от типа полимерной матрицы, функционального наполнителя и технологического режима изготовления такие материалы могут обладать повышенной стойкостью к химическим и физическим воздействиям, проявлять значительное улучшение механических, теплофизических, электрофизических и других свойств [4–7].

В современном мире придание функциональных свойств полимерным материалам и композитам на их основе является одной из наиболее актуальных задач современного материаловедения. Так, наличие у пластика электропроводящих свойств позволяет не только решить хорошо известные задачи антистатической защиты конструкции и экранирования электромагнитных волн в широком диапазоне частот, но и разрабатывать устройства нового поколения – полимерные актуаторы [8] и сенсоры [9].

До 1990-х гг. наиболее распространенным способом придания электропроводящих свойств полимерным матрицам являлось их наполнение электропроводящей сажей (СВ). Разработка способов получения углеродных нанотрубок, а позже графена и его соединений придало новый импульс исследованиям электропроводящих свойств нанокompозитов.

Структура сажи в полимерном композите определяется способностью ее базовых частиц образовывать разветвленные волокноподобные агрегаты (рис. 1). Степень структурирования сажи марки Ketjendlack EC600 jD характеризуют количеством дибутилфталата (ДБФ), поглощенного в равновесном состоянии (дибутилфталатное число). Поглощение ДБФ может изменяться в широких пределах – от 494 до 175, при этом концентрация функционального наполнителя (ФН) в композите для достижения сопоставимого уровня удельного сопротивления (22–14 Ом·см) составляет 6 и 20 % (по массе) соответственно.

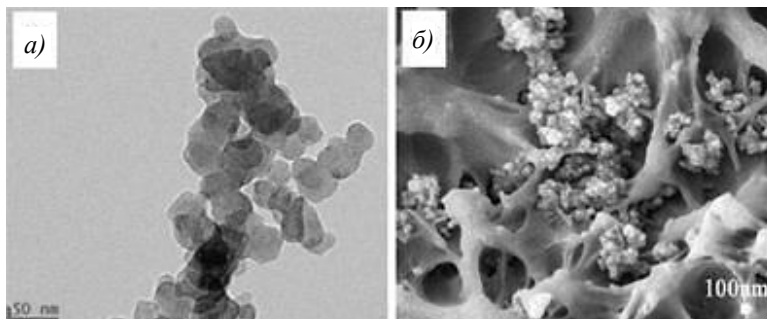


Рис. 1. Микроизображение агрегата сажи [10] в чистом виде (а) и в полимерном композите на основе полиамида 6 (б) [11]

В процессе смешения с полимерным расплавом происходит дробление сажи на первичные агрегаты и их равномерное распределение по объему полимерной матрицы. При увеличении концентрации ФН расстояния между агрегатами уменьшаются, появляется возможность передачи электрона с агрегата на агрегат, формируются электропроводящие пути (электроповодящая сеть) и достигается порог перколяции. Согласно классической теории перколяции после достижения порогового значения концентрации (C_{perc}) зависимость проводимости от концентрации ФН (C) описывается степенным законом [12, 13]:

$$\sigma(C) = \sigma_0(C - C_{\text{perc}})^t \text{ — для } C > C_{\text{perc}}, \quad (1)$$

где σ_0 – нормировочный коэффициент; t – показатель степени (по терминологии, предложенной в работе [14], – критический индекс), величина которого составляет 1,3 для 2D-перколяции и 2,0 для 3D-перколяции.

Соотношение (1) выведено для случая равномерного распределения ФН по объему матрицы. Приведенная зависимость является общей и справедлива для любого типа ФН. Типичный вид такой зависимости для углеродных нанотрубок (УНТ) приведен на рис. 2.

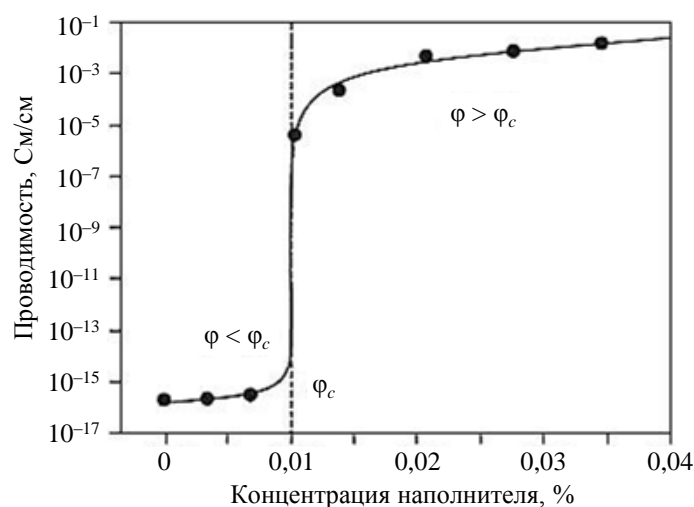


Рис. 2. Зависимость проводимости нанокompозита поликарбонат/УНТ от концентрации углеродных нанотрубок (УНТ) при различных порогах перколяции (ϕ) [15]

В случае реальных нанокompозитов величина t может существенно отличаться от приведенного значения. Согласно данным, приведенным в работе [16] для полимерных нанокompозитов с УНТ, показатель степени в зависимости (1) находится в пределах 1,3–4. Это свидетельствует о том, что распределение ФН по полимерной матрице существенно отличается от равномерного.

Характерной особенностью электропроводящих свойств композитов с углеродсодержащим ФН (в частности, электропроводящей сажей, УНТ, графеном) является зависимость проводимости, измеренной при переменном токе, от частоты действующего напряжения [17–19]. Такое поведение углеродсодержащих композитов связано с тем, что при концентрациях, близких к пороговой, электрический контакт между агрегатами ФН может быть смоделирован RC-цепочкой, в которой конденсатор и сопротивление соединены параллельно [20, 21]. Нанокompозит работает как RC-фильтр низких частот. При превышении порога перколяции происходит формирование электропроводящей сети, межагрегатное расстояние уменьшается, у электрона появляется возможность туннелирования через потенциальный барьер. Дальнейшее увеличение концентрации ФН приводит к возникновению электрического тока при приложении постоянного напряжения (рис. 3) [22].

Однако наполнение полимерной матрицы ФН приводит к существенному изменению как технологических, так и физико-механических свойств материала. Авторы работы [23] установили, что при увеличении концентрации сажи с 1 до 20 % (по массе) в композите СВ/полипропилен величина показателя текучести расплава (ПТР) уменьшается практически в 10 раз – с 25 до 2,7 г/10 мин, разрушение при ударе становится хрупким, за счет увеличения модуля упругости прочность при растяжении увеличивается с 30,5 до 37 МПа, а относительное удлинение уменьшается с 550 до 8 %. Аналогичный эффект наблюдается и для нанокompозитов с УНТ [24].



Рис. 3. Формирование электропроводящей сетки при различных концентрациях углеродных нанотрубок (УНТ)

Таким образом, задача уменьшения концентрации ФН для совмещения в одном материале высокого уровня электропроводящих и физико-механических свойств является крайне актуальной. Цель данной работы – обзор способов уменьшения концентрации ФН при сохранении электропроводящих свойств на необходимом уровне.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [25].

Способы самоорганизации электропроводящих сетей в термопластичных композитах

Наиболее эффективным способом уменьшения порога перколяции в электропроводящем композите является использование метода двойной перколяции (double percolation method) [26, 27]. В этом случае состав и технологические приемы получения материала позволяют распределить наполнитель не по всему объему, а лишь в его части – в проводящих каналах. Локальная концентрация ФН в проводящих каналах возрастает, расстояние между агрегатами уменьшается, туннелирование заряда облегчается. Величина контактного сопротивления экспоненциально снижается с уменьшением расстояния, что компенсирует уменьшение сечения проводящих каналов, содержащих ФН [22].

Один из возможных способов локализации ФН в объеме композита заключается в его распределении по поверхности гранул полимера (например, путем совместной обработки с помощью шаровой мельницы) с последующим прессованием [28, 29] (рис. 4).

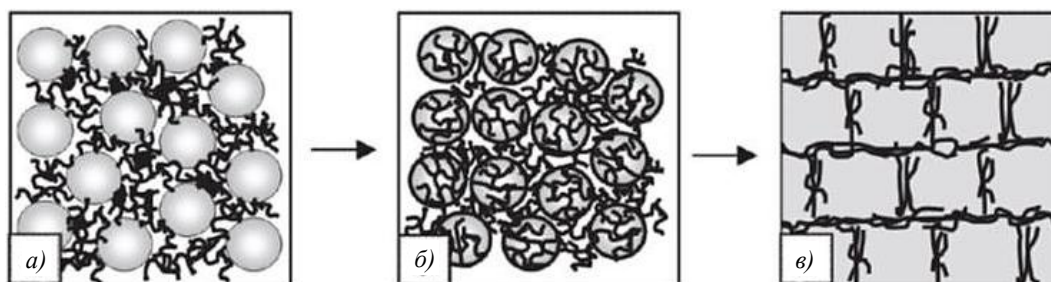


Рис. 4. Формирование электропроводящей сети в композите поливинилхлорид/УНТ

Наиболее близким по физической сущности к данному методу является способ совмещения ФН в эмульсии, содержащей полимерные частицы (латекс) с последующей сублимационной сушкой и горячим прессованием [30–32].

Авторы работы [32] исследовали влияние способа приготовления композита ПВА (поливинилацетат)/СВ на его электропроводящие свойства. В первом варианте композит изготовлен путем введения электропроводящей сажи непосредственно в водную эмульсию с последующим перемешиванием композиции скоростной мешалкой. Во втором случае сажа введена в раствор ПВА в диметилформамиде с последующим испарением растворителя и термообработкой пленки при температуре 120 °С. Полученные результаты приведены на рис. 5.

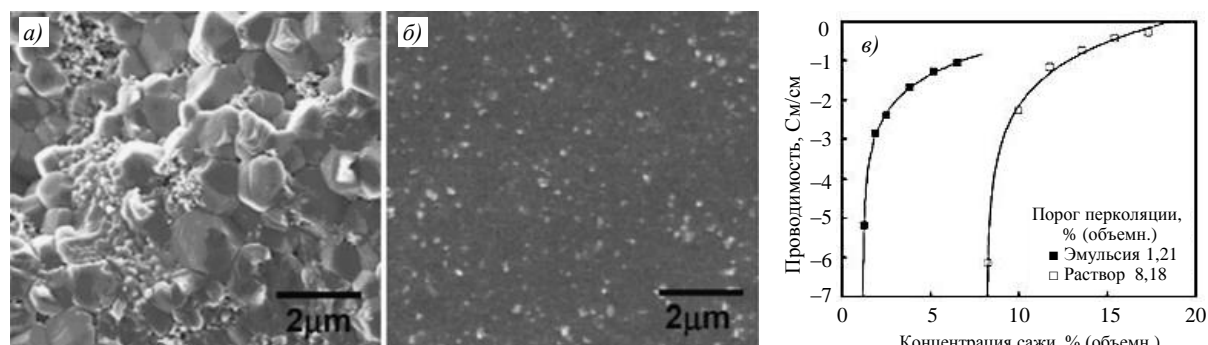


Рис. 5. Микрофотографии композита, приготовленного из эмульсии (а) и раствора (б) (концентрация сажи составляет 5,2 % (объемн.)), а также логарифмическая зависимость проводимости от концентрации сажи (в) [30]

Видно, что в первом случае сажа распределена между частицами ПВА размером 0,5–2,0 мкм (рис. 5, а). В то же время при приготовлении композита из раствора частицы сажи равномерно распределены по объему полимерной матрицы (рис. 5, б). Локализация проводящих агрегатов между микрочастицами ПВА позволяет существенно снизить порог перколяции – с 8,18 до 1,21 % (объемн.). Проводимость такого композита достигала величины 0,08 См/см при концентрации наполнителя 6,53 % (объемн.).

Композиты, изготовленные в соответствии с описанным способом (функциональный наполнитель – УНТ), обладают крайне низким порогом перколяции – до 0,04 % (объемн.) [32] и высокой проводимостью – до 10^5 См/см [31]. Однако особенности используемого технологического процесса существенно ограничивают диапазон применения данного метода.

С точки зрения практического применения, более перспективным способом сегрегации ФН в полимерной матрице является локализация наполнителя при фазовом распаде полимерной смеси, компоненты которой по-разному взаимодействуют с наполнителем [33, 34]. Для изготовления композита используют в качестве матрицы смеси из двух и более несмешивающихся полимеров. Проводимость определяется морфологической структурой ФН в полимерной матрице, которая самопроизвольно возникает в процессе фазового распада полимерной смеси в результате взаимодействия между компонентами (включая ФН) композита между собой, т. е. происходит процесс самоорганизации структуры ФН в объеме композита.

Исходя из термодинамических соображений место локализации ФН в системе, состоящей из двух несмешивающихся полимеров, может быть спрогнозировано по значению величины коэффициента смачивания [35]. Обозначим Π_1 и Π_2 полимерные фазы, входящие в композицию, и определим коэффициент смачивания:

$$\omega = \frac{\gamma_{\text{ФН,П}_1} - \gamma_{\text{ФН,П}_2}}{\gamma_{\text{П}_1\text{П}_2}}, \quad (2)$$

где $\gamma_{\text{ФН,П}_1}, \gamma_{\text{ФН,П}_2}$ – поверхностное натяжение между ФН и полимерными фазами, а $\gamma_{\text{П}_1\text{П}_2}$ – коэффициент поверхностного натяжения между фазами полимеров, входящих в состав композиции. Если $\omega < 1$, функциональный наполнитель локализован во второй фазе, при $\omega < (-1)$ – в первой фазе, а в случае $-1 < \omega < 1$ наполнитель находится на границе фаз (рис. 6).

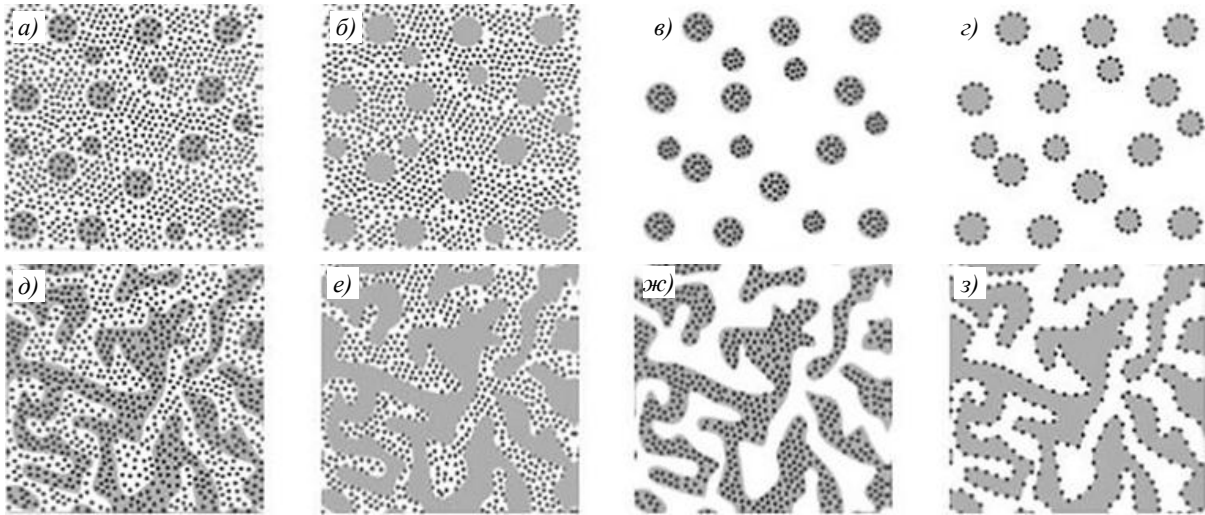


Рис. 6. Возможные варианты локализации функционального наполнителя в гетерофазной системе «полимер (1)/полимер (2)/УНТ» в случае бинадального (а–з) и спинопального (д–з) распада полимерной смеси [36]

Поскольку поверхностное натяжение обусловлено полярным и дисперсионным взаимодействиями, то для величины поверхностного натяжения можно записать [36, 37]

$$\gamma_{12} = \gamma_1 + \gamma_2 - 4 \left(\frac{\gamma_1^d \gamma_2^d}{\gamma_1^d + \gamma_2^d} + \frac{\gamma_1^p \gamma_2^p}{\gamma_1^p + \gamma_2^p} \right), \quad (3)$$

где γ_i – поверхностное натяжение i -фазы; γ_i^d и γ_i^p – дисперсионная и полярная составляющие поверхностного натяжения для этой фазы.

Для двух фаз с близкими значениями поляризуемости выражение (3) может быть записано в форме

$$\gamma_{12} = \gamma_1 + \gamma_2 - 2 \left(\sqrt{\gamma_1^d \gamma_2^d} + \sqrt{\gamma_1^p \gamma_2^p} \right). \quad (4)$$

В работе [38] подробно исследовано влияние фазового разделения на электропроводящие свойства композита состава: полиметилметакрилат (ПММА)/полистирол (ПС)/СВ. Предварительно высушенные компоненты совмещали в расплаве при температуре 200 °С, гранулировали и прессовали в пластины.

В табл. 1 приведены значения параметров γ_i, γ_i^d и γ_i^p [39] для ПС, ПММА и сажи (СВ) для различных температур.

В табл. 2 приведены расчетные значения поверхностного натяжения и коэффициента смачивания для ПС, ПММА и СВ при температуре 200 °С.

Таблица 1

Компонент	Поверхностное натяжение, мН/м, при температуре, °С					
	20			200		
	γ_i	γ_i^d	γ_i^p	γ_i	γ_i^d	γ_i^p
Полистирол (ПС)	40,7	33,3	6,8	29,9	24,9	5,0
Полиметилметакрилат (ПММА)	41,1	33,2	7,9	30,3	23,7	6,6
Сажа (СВ)	98,1	94,5	3,6	87,3	84,1	3,2

Таблица 2

Формула для расчета	Поверхностное натяжение, мН/м, для компонентов			Коэффициент смачивания ω
	$\gamma_{СВ-ПС}$	$\gamma_{СВ-ПММА}$	$\gamma_{ПС-ПММА}$	
3	32,6	34,94	0,23	10,2
4	17,72	19,08	0,12	11,3

* Обозначения – см. табл. 1.

Как видно из представленных результатов величина $\omega > 1$, а следовательно, ФН будет локализован в полистироле.

Сделанный вывод подтверждается результатами микроскопических исследований, представленных в работе [38] (рис. 7).

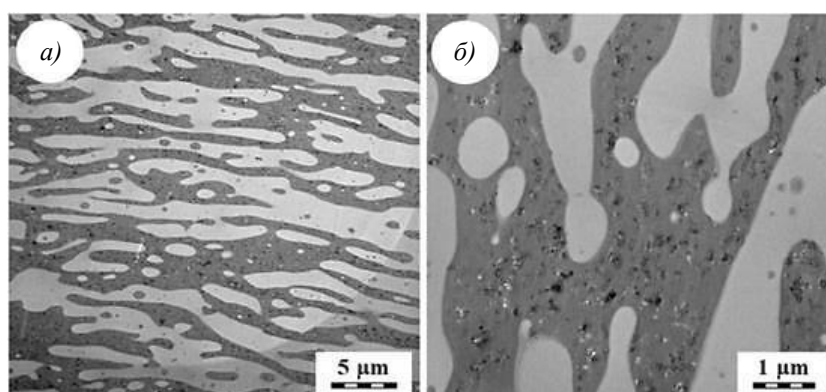


Рис. 7. Исследование пластины композита ПС/ПММА/СВ (50/50/2) толщиной 0,6 мкм методом просвечивающей электронной микроскопии при различных увеличениях

Видно, что описанный способ позволяет локализовать ФН в одной из фаз.

На рис. 8 приведены зависимости проводимости композита от концентрации ПММА, а также от концентрации ФН (сажи) для композитов с различным соотношением компонентов – ПММА и ПС.

Как видно из представленных результатов, увеличение концентрации ПММА в составе композита с 0 до 70 % (объемн.) приводит к увеличению проводимости с 10^{-12} до 10^{-5} См/см. При этом концентрация сажи для всех исследованных композитов составляет 2 % (объемн.). Микроскопические исследования показывают, что данный эффект связан с изменением морфологии проводящих сетей.

В настоящее время аналогичные результаты по направленному регулированию порога перколяции в полимерных смесях получены для композитов составов: поликарбонат/АБС-пластик/УНТ [39], полипропилен/полистирол/СВ [40], полиэтилен/полистирол [41], полипропилен/натуральный каучук/УНТ [42], полиамид 6/АБС-пластик/УНТ [43],

полиамид/сополимер полиэтилена и октена с привитым малеиновым ангидридом (РОЕ-g-МА)/СВ [44]. Более полную информацию о таких системах можно найти в обзорах [43, 45].

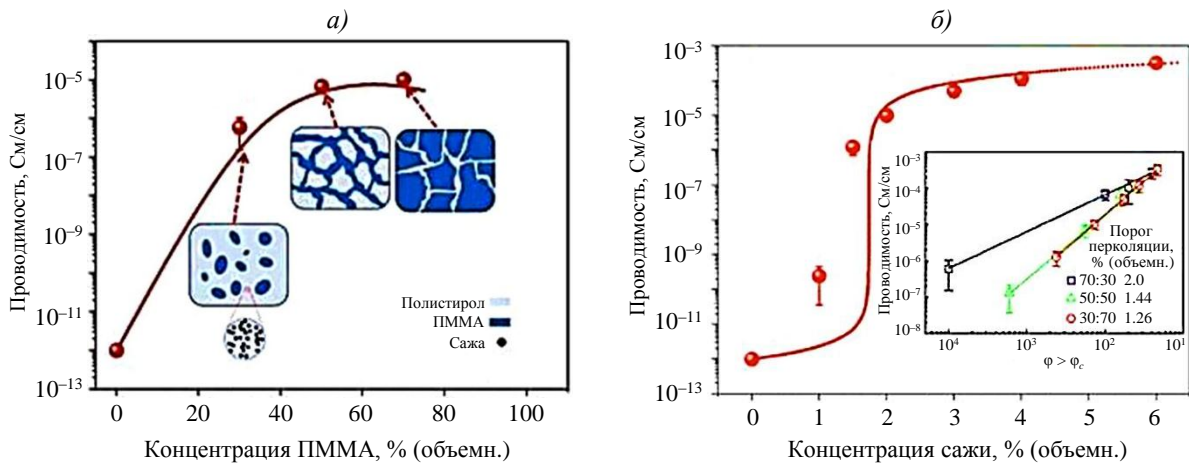


Рис. 8. Зависимости проводимости от концентрации полиметилметакрилата (ПММА) при концентрации сажи 2 % (объемн.) (а), а также от концентрации наполнителя функционального назначения (сажи) (б)

Одним из факторов, который определяет образование связанной непрерывной электропроводящей сети, является соотношение между силами взаимодействия частиц ФН между собой и диспергирующей матрицей. Так, сильное взаимодействие между диспергирующей матрицей и ФН приводит к равномерному диспергированию наполнителя, т. е. к разрушению непрерывной структуры. Однако для образования проводящих структур (элементов сети) необходимо взаимодействие между частицами наполнителя. Таким образом, введение в композит аддитива, который усиливает взаимодействие между функциональными частицами, может быть использовано для регулирования его электропроводящих свойств.

В качестве такого аддитива авторы работы [11] предложили использовать малые добавки полимера (1–3 % (по массе)), который обладает более сильным взаимодействием с ФН по сравнению с диспергирующей матрицей. В этом случае аддитив, в который входит ФН, препятствует диспергированию и образует готовые элементы проводящей сети.

В табл. 3 приведен коэффициент поверхностного натяжения между сажей (СВ) и рядом полимеров, использованных в исследованиях (ПА6 – полиамид 6, ПП – полипропилен, ТПУ – термопластичный полиуретан, ПОМ – полиоксиметилен, ПК – поликарбонат).

Таблица 3

Коэффициент поверхностного натяжения между сажей и полимером

Взаимодействующая пара	ПА6–СВ	ПП–СВ	ТПУ–СВ	ПОМ–СВ	ПК–СВ
γ_{ij} , мН/м	19,0	33,6	25,8	32,7	21,1

На рис. 9 приведены зависимости логарифма удельного сопротивления от концентрации ФН, а также результаты морфологического исследования скола исследованных композитов с использованием просвечивающей электронной микроскопии.

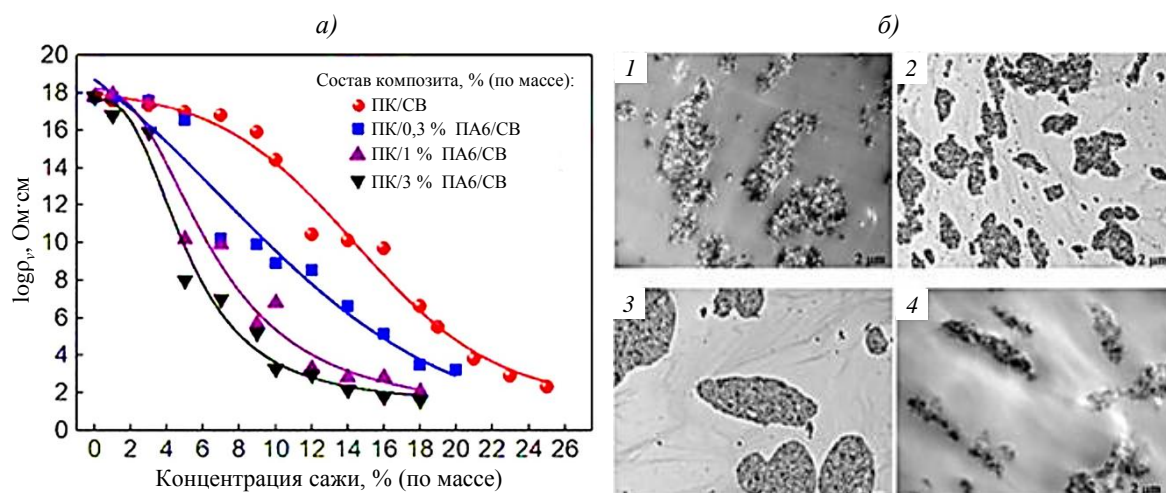


Рис. 9. Зависимости логарифма удельного сопротивления от концентрации функционального наполнителя (а) и микрофотографии (б) структуры скола композитов ПК/СВ/ПА6 (1), ПОМ/СВ/ТПУ (2), ПОМ/СВ/ПА6 (3), ПП/СВ/ТПУ (4) для различных концентраций полиамида

Как видно из представленных результатов, введение в композит 3 % (по массе) полиамида приводит практически к трехкратному снижению порога перколяции.

Авторам работы [46] удалось создать композит, в котором проводящая фаза имеет фибриллярный характер. Для этого они применили двухстадийный способ получения композиции ПП/СВ/РОЕ-g-МА/ПА. На первой стадии происходило смешение полипропилена с сажей в присутствии компатибилизатора РОЕ-g-МА (сополимер полиэтилена и октена с привитым малеиновым ангидридом (РОЕ-g-МА)) с использованием двухшнекового экструдера. В полученную композицию введен полиамид на одношнековом экструдере, который снабжен специальной насадкой, позволяющей получить ПА в виде фибрилл (рис. 10).

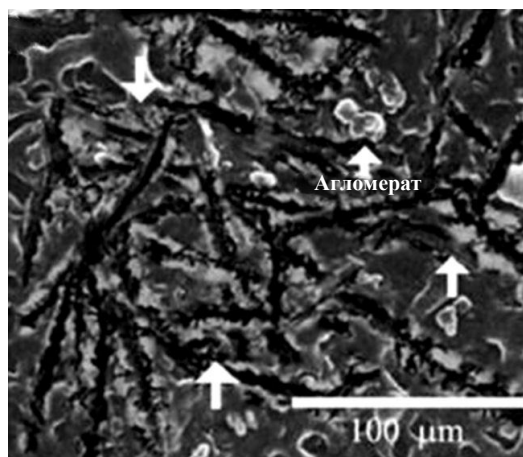


Рис. 10. Фибриллярная структура полиамида в композиции ПП/СВ/РОЕ-g-МА

Покрытые электропроводящей сажей фибриллы полиамида позволило более чем на порядок увеличить проводимость исследуемой композиции при концентрации ФН, равной 10 % (по массе).

Еще один способ придать анизотропию проводящей фазе описан в работе [47]. Для решения данной задачи в композиции ПП/ПА/СВ использовали стекловолокно (рис. 11, б). Этот прием позволил получить значение поверхностного сопротивления на

уровне 10^6 Ом/□ при концентрации ФН, равной 3 % (по массе). Аналогичный уровень проводимости в той же композиции без стекловолокна достигается при концентрации ФН, равной 8 % (по массе).

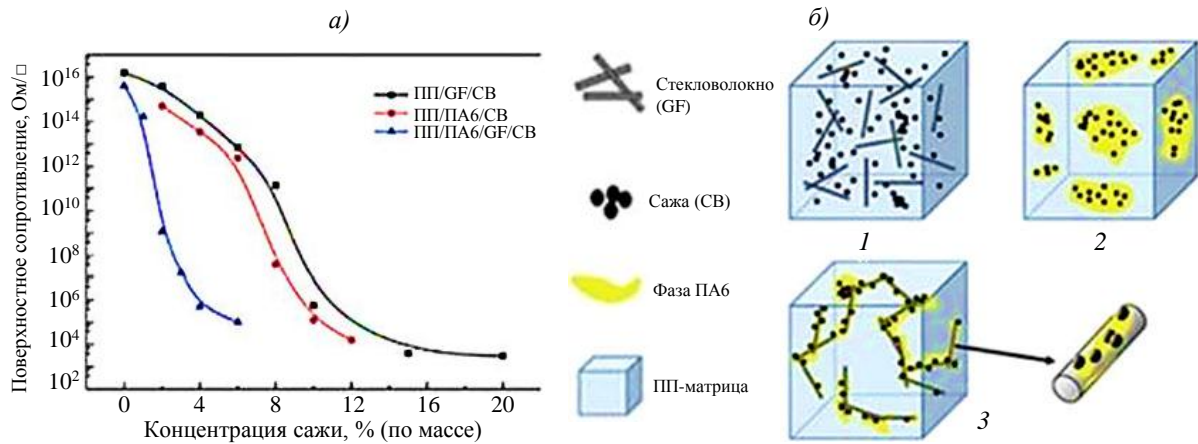


Рис. 11. Зависимость поверхностного сопротивления от концентрации сажи в композиции ПП/ПА6/СВ/стекловолокно (а), придание проводящей фазе пространственной анизотропии (1–3) с использованием стекловолокна (б)

Очевидно, что наибольшее снижение порога перколяции в полимерной смеси будет достигнуто в том случае, если ФН будет локализован не в какой-либо одной фазе, а на границе раздела фаз. В работе [48] данную задачу решили путем частичного окисления СВ в азотной кислоте, что позволило локализовать СВ на границе раздела фаз в смеси полистирола и полиэтилена. Порог перколяции был достигнут при концентрации ФН, равной 0,002–0,003 % (объемн.).

Другой подход к решению данной задачи продемонстрирован в работе [49], при котором на первой стадии совмещали ФН с поликапролактамом, а затем добавляли в композицию полилактид (ПЛА). Обладая большим сродством к полилактиду, в ходе второй стадии смешения наполнитель диффундировал в фазу ПЛА. При этом, контролируя продолжительность перемешивания (от 4 до 20 мин), авторам работы удалось изменить удельную проводимость с $3 \cdot 10^{-5}$ до $2 \cdot 10^{-7}$ См/см.

Для получения сети, в которой ФН локализован по границе фаз, авторы работы [50] использовали смесь полиамида марки ПА6 и полибутилтерефталата (ПБТ). В качестве электропроводящего наполнителя выбрана электропроводящая сажа (СВ). Смесь, содержащую компоненты (включая сажу), компаундировали на одношнековом лабораторном экструдере при температуре 250 °С со скоростью 60 об/мин в течение 5 мин, а затем прессовали при давлении 5 МПа и той же температуре. Полученные результаты приведены на рис. 12.

Как видно из результатов микроскопических исследований (рис. 12, з), в исследуемой системе наполнитель располагается на границе раздела фаз, что может свидетельствовать о близких значениях коэффициентов смачивания сажи расплавами ПА6 и ПБТ. Изменяя соотношение между полиамидом и полибутилтерефталатом возможно регулировать морфологию электропроводящей фазы. Минимальное значение порога перколяции наблюдалось при соотношении ПА/ПБТ (50/50), когда образовавшиеся фазы практически непрерывны. Коалесценция, которая происходит при увеличении или уменьшении концентрации одного из компонентов, приводит к увеличению порога перколяции (рис. 12, а, б). Следует также отметить, что величина порога перколяции коррелирует с зависимостью модуля накопления от концентрации ФН (рис. 12, в).

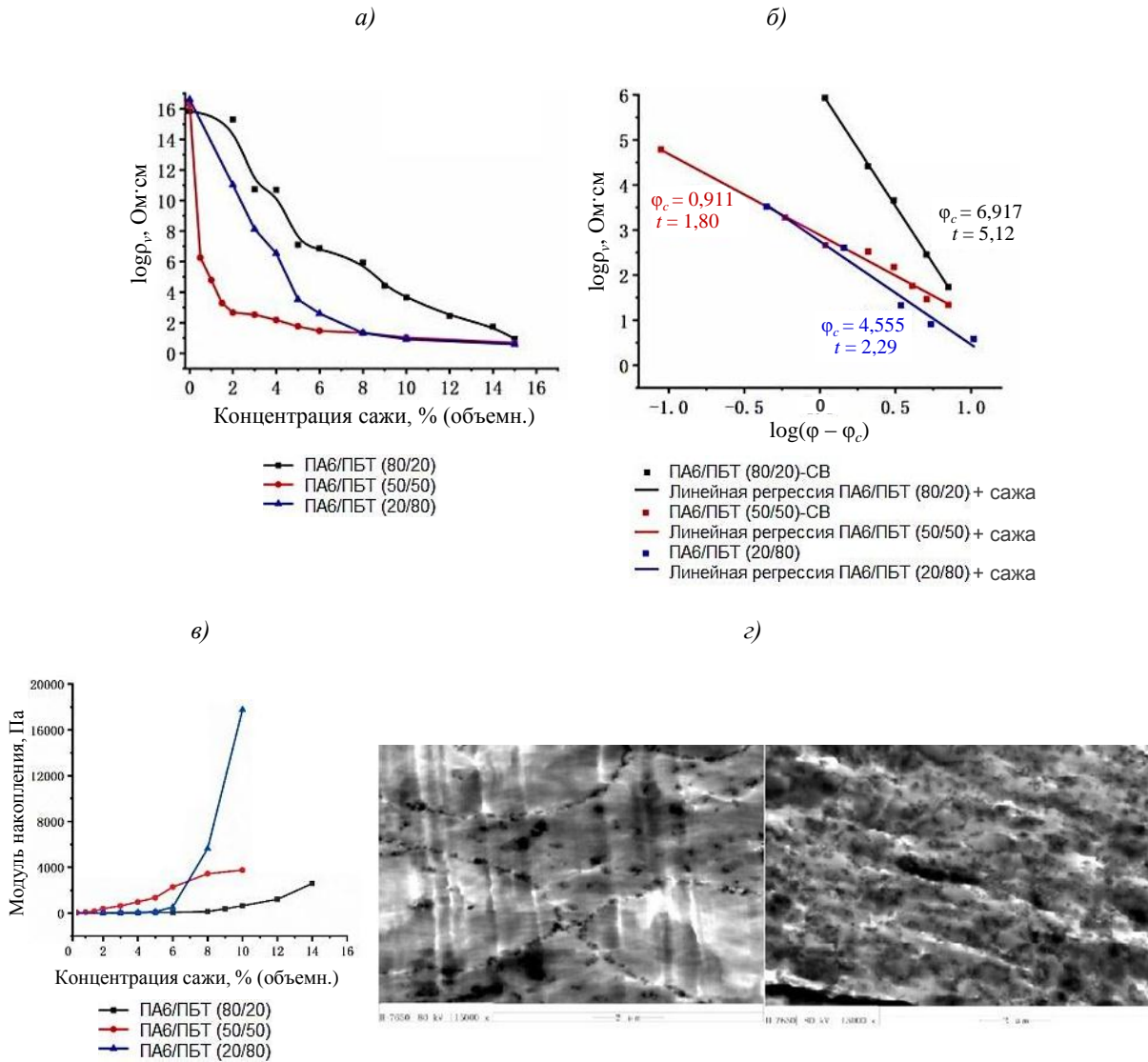


Рис. 12. Влияние состава смеси на зависимость удельного сопротивления от концентрации сажи (а), порог перколяции ϕ_c и показатель степени t (б), реологические характеристики (в), а также микрофотографии (г) скола композита ПА/ПБТ/СВ (концентрация сажи 3 % (объемн.), соотношение ПА/ПБТ: 50/50 (слева), 20/80 (справа))

Можно ожидать, что диффузия ФН в фазу полимерной матрицы будет определяться не только силой взаимодействия между матрицей и наполнителем, но и его морфологическими характеристиками – в частности, для углеродных нанотрубок аспектным соотношением, т. е. отношением длины к диаметру. Авторы работы [51] на основании расчетов, которые в дальнейшем были подтверждены экспериментами, пришли к выводу о том, что положение эллипсоидальных частиц (например, СВ) с малым аспектным соотношением на поверхности раздела фаз является более устойчивым по сравнению с жесткими стержнями с высоким аспектным соотношением. В основе используемой модели лежало предположение о зависимости силы (F_c), которая втягивает частицу ФН в полимерную фазу, от возмущения формы ее поверхности. В случае эллипсоидальных частиц сила быстро уменьшается. Если частица моделируется жестким стержнем, то по мере втягивания сила остается практически постоянной до полного ее (частицы) погружения (рис. 13).

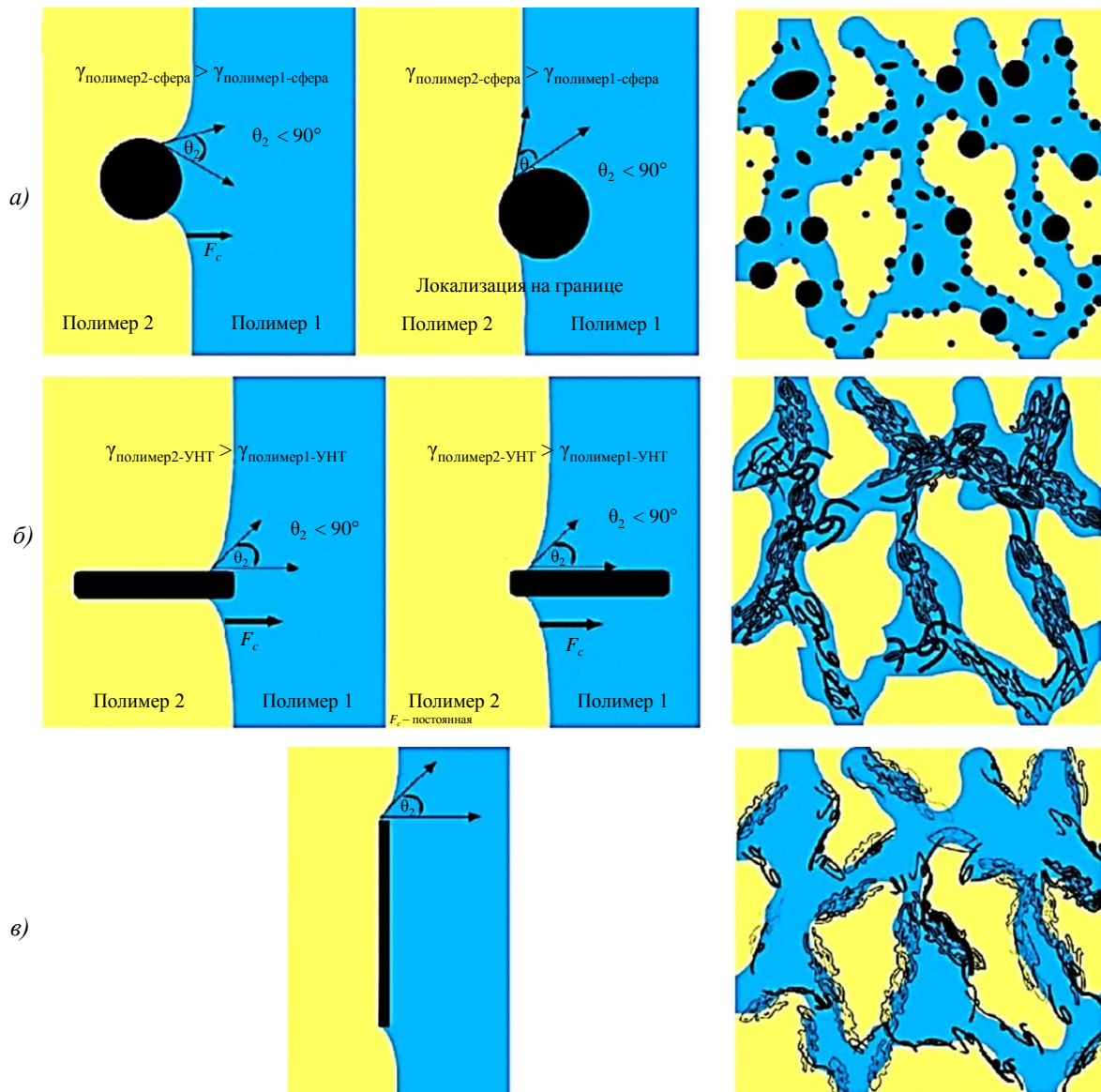


Рис. 13. Поведение раздела частиц различной формы на границе

В соответствии с этим реализуются варианты локализации частиц наполнителя, показанные на рис. 13. Однако так происходит только в том случае, когда стержень погружается в фазу по нормали к поверхности. Если же стержень «лежит» на поверхности фазы, то втягивающая сила оказывается значительно меньше, что приводит к локализации ФН на поверхности фазы (рис. 13, в).

Заключения

На основании проведенного в работе анализа различных способов получения электропроводящих термопластичных полимерных композитов показана перспективность использования углеродсодержащих частиц – электропроводящей сажи, углеродных нанотрубок, графенов и их соединений.

Однако для достижения необходимого уровня электропроводности требуется значительное наполнение полимерной матрицы ФН, которое в свою очередь приводит к существенному изменению как технологических, так и физико-механических свойств материала.

Снижение порога перколяции может быть достигнуто при распределении наполнителя не по всему объему композита, а лишь в его части (проводящие пути). Представленные в работе данные свидетельствуют о том, что проводимость таких композиций определяется морфологической структурой проводящих путей, которая возникает самопроизвольно при фазовом распаде и определяется силой взаимодействия частиц ФН друг с другом и полимерными фазами, а также взаимодействием полимерных фаз между собой. Регулирование этих сил путем выбора состава полимерной смеси, наполнителя и его ковалентной и нековалентной модификаций, а также полимерных фаз является эффективным инструментом для получения термопластичных композитов с заданным уровнем функциональных свойств.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3–4.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
4. Гуреньков В.М., Горшков В.О., Чеботарев В.П., Прудскова Т.Н., Андреева Т.И. Сравнительный анализ свойств полиэфирэфиркетона отечественного и зарубежного производства // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 41–47. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-41-47.
5. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волокно–матрица» в углепластиках на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
6. Каблов Е.Н., Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Лонский С.Л., Куршев Е.В. Исследование микроструктуры однонаправленного органопластика на основе арамидных волокон Русар-НТ и эпоксидно-полисульфонового связующего // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4. С. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
7. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.05.2022). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-41-50.
8. Joshi S., Rawat K., Karunakaran C. et al. 4D printing of materials for the future: opportunities and challenges // Applied Materials Today. 2020. Vol. 18. P. 100490.
9. Khosravani M.R., Reinicke T. Applications of additive manufacturing in fabrication of sensors – A review // Sensors and Actuators A: Physical. 2020. Vol. 305. No. 4. P. 111916.
10. Adohi B.P., Mdarhri A., Prunier C. et al. A comparison between physical properties of carbon black-polymer and carbon nanotubes-polymer composites // Journal of Applied Physics. 2010. Vol. 108. No. 7. P. 074108.
11. Zhang Q., Wang J., Zhang B.Y. et al. Improved electrical conductivity of polymer/carbon black composites by simultaneous dispersion and interaction-induced network assembly // Composites Science and Technology. 2019. Vol. 179. P. 106–114.
12. Havlin S., Bunde A. Percolation II // Fractals and disordered systems. Berlin; Heidelberg: Springer, 1991. P. 97–150.
13. Stauffer D., Aharony A. Introduction to percolation theory. Revised second edition. London: CRC press, 2014. 192 p.
14. Шевченко В.Г. Основы физики полимерных композиционных материалов. М.: МГУ, 2010. Т. 99. 98 с.

15. Alig I., Lellinger D., Skipa T. Influence of thermo-rheological history on electrical and rheological properties of polymer-carbon nanotube composites // *Polymer-Carbon Nanotube Composites*. 2011. Part 2. Book chapter 10. P. 295–328.
16. Bauhofer W., Kovacs J.Z. A review and analysis of electrical percolation in carbon nanotube polymer composites // *Composites science and technology*. 2009. Vol. 69. No. 10. P. 1486–1498.
17. McLachlan D.S., Heaney M.B. Complex ac conductivity of a carbon black composite as a function of frequency, composition, and temperature // *Physical Review B*. 1999. Vol. 60. No. 18. P. 12746.
18. Barrau S., Demont P., Peigney A. et al. DC and AC conductivity of carbon nanotubes – polyepoxy composites // *Macromolecules*. 2003. Vol. 36. No. 14. P. 5187–5194.
19. Fu Y., Liu L., Zhang J. Manipulating dispersion and distribution of graphene in PLA through novel interface engineering for improved conductive properties // *ACS applied materials & interfaces*. 2014. Vol. 6. No. 16. P. 14069–14075.
20. Kirkpatrick S. Percolation and conduction // *Reviews of modern physics*. 1973. Vol. 45. No. 4. P. 574.
21. Dyre J.C., Schröder T.B. Universality of ac conduction in disordered solids // *Reviews of Modern Physics*. 2000. Vol. 72. No. 3. P. 873–892.
22. Fritzsche J., Lorenz H., Kluppel M. et al. Elastomer-carbon nanotube composites in Polymer-carbon nanotube composites. Preparation, properties and applications / ed. by T. McNally, P. Pötschke. Woodhead Publishing Limited, 2011. 820 p.
23. Kanbur Y., Küçükyavuz Z. Electrical and mechanical properties of polypropylene/carbon black composites // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2009. Vol. 28. No. 18. P. 2251–2260.
24. Meincke O., Kaempfer D., Weickmann H. et al. Mechanical properties and electrical conductivity of carbon-nanotube filled polyamide-6 and its blends with acrylonitrile/butadiene/styrene // *Polymer*. 2004. Vol. 45. No. 3. P. 739–748.
25. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
26. Sumita M., Sakata K., Asai S. et al. Dispersion of fillers and the electrical conductivity of polymer blends filled with carbon black // *Polymer bulletin*. 1991. Vol. 25. No. 2. P. 265–271.
27. Sumita A., Sakata K., Hayakawa Y. et al. Double percolation effect on the electrical conductivity of conductive particles filled polymer blends // *Colloid and Polymer Science*. 1992. Vol. 270. No. 2. P. 134–139.
28. Gupta S., Ou R., Gerhardt R.A. Effect of the fabrication method on the electrical properties of poly (acrylonitrile-co-butadiene-co-styrene)/carbon black composites // *Journal of Electronic Materials*. 2006. Vol. 35. No. 2. P. 224–229.
29. Mamunya Y.P., Lebovka N.I., Lisunova M.O. et al. Conductive polymer composites with ultralow percolation threshold containing carbon nanotubes // *Journal of Nanostructured Polymers and Nanocomposites*. 2008. Vol. 4. No. 1. P. 21–27.
30. Grunlan J., Mehrabi A., Bannon M. et al. Water-based single-walled-nanotube-filled polymer composite with an exceptionally low percolation threshold // *Advanced Materials*. 2004. Vol. 16. No. 2. P. 150–153.
31. Grossiord N., Loos J., van Laake L. et al. High-Conductivity Polymer Nanocomposites Obtained by Tailoring the Characteristics of Carbon Nanotube Fillers // *Advanced Functional Materials*. 2008. Vol. 18. No. 20. P. 3226–3234.
32. Miriyala S.M., Kim Y.S., Liu L. et al. Segregated networks of carbon black in poly(vinyl acetate) latex: influence of clay on the electrical and mechanical behavior // *Macromolecular Chemistry and Physics*. 2008. Vol. 209. No. 23. P. 2399–2409.
33. Deng H., Lin L., Ji M. et al. Progress on the morphological control of conductive network in conductive polymer composites and the use as electroactive multifunctional materials // *Progress in Polymer Science*. 2014. Vol. 39. No. 4. P. 627–655.

34. Goldel A., Pötschke P. Carbon nanotubes in multiphase polymer blends // *Polymer–Carbon Nanotube Composites*. 2011. Part 2. Book chapter 20. P. 587–620.
35. Pötschke P., Pegel S., Claes M. et al. A novel strategy to incorporate carbon nanotubes into thermoplastic matrices // *Macromolecular Rapid Communications*. 2008. Vol. 29. No. 3. P. 244–251.
36. Волков В.А. Коллоидная химия. Поверхностные явления и дисперсные системы. СПб.: Лань, 2015. 672 с.
37. Wu S. *Polymer interface and adhesion*. Routledge, 2017. 630 p.
38. Pan Y. *Electrical, Morphological and Rheological Properties of Carbon Black Filled Polymer Blends: Dis.* Erlangen: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017. 123 p.
39. Chen J., Shi Y.Y., Yang J.H. et al. A simple strategy to achieve very low percolation threshold via the selective distribution of carbon nanotubes at the interface of polymer blends // *Journal of Materials Chemistry*. 2012. Vol. 22. No. 42. P. 22398–22404.
40. Al-Saleh M.H., Sundararaj U. An innovative method to reduce percolation threshold of carbon black filled immiscible polymer blends // *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2008. Vol. 39. No. 2. P. 284–293.
41. Gubbels F., Jerome R., Teyssie P. et al. Selective localization of carbon black in immiscible polymer blends: a useful tool to design electrical conductive composites // *Macromolecules*. 1994. Vol. 27. No. 7. P. 1972–1974.
42. Nair S.T., Vijayan P.P., Xavier P. et al. Selective localisation of multi walled carbon nanotubes in polypropylene/natural rubber blends to reduce the percolation threshold // *Composites Science and Technology*. 2015. Vol. 116. P. 9–17.
43. Bose S., Bhattacharyya A.R., Bondre A.P. et al. Rheology, electrical conductivity, and the phase behavior of cocontinuous PA6/ABS blends with MWNT: Correlating the aspect ratio of MWNT with the percolation threshold // *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics*. 2008. Vol. 46. No. 15. P. 1619–1631.
44. Hu J., Zhang H.B., Hong S. et al. Simultaneous improvement in both electrical conductivity and toughness of polyamide 6 nanocomposites filled with elastomer and carbon black particles // *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2014. Vol. 53. No. 6. P. 2270–2276.
45. Pang H., Xu L., Yan D.X. et al. Conductive polymer composites with segregated structures // *Progress in Polymer Science*. 2014. Vol. 39. No. 11. P. 1908–1933.
46. Garmabi H., Naficy S. Developing electrically conductive polypropylene/polyamide6/carbon black composites with microfibrillar morphology // *Journal of applied polymer science*. 2007. Vol. 106. No. 5. P. 3461–3467.
47. Fenouillot F., Cassagnau P., Majesté J.C. Uneven distribution of nanoparticles in immiscible fluids: Morphology development in polymer blends // *Polymer*. 2009. Vol. 50. No. 6. P. 1333–1350.
48. Gubbels F., Jerome R., Vanlathem E. Kinetic and thermodynamic control of the selective localization of carbon black at the interface of immiscible polymer blends // *Chemistry of materials*. 1998. Vol. 10. No. 5. P. 1227–1235.
49. Huang J., Mao C., Zhu Y. et al. Control of carbon nanotubes at the interface of a co-continuous immiscible polymer blend to fabricate conductive composites with ultralow percolation thresholds // *Carbon*. 2014. Vol. 73. P. 267–274.
50. Li H., Tuo X., Yan G. et al. Comparison of Three Interfacial Conductive Networks Formed in Carbon Black-Filled PA6/PBT Blends // *Polymers*. 2021. Vol. 13. No. 17. P. 2926.
51. Gödel A., Marmur A., Kasaliwal G.R. et al. Shape-dependent localization of carbon nanotubes and carbon black in an immiscible polymer blend during melt mixing // *Macromolecules*. 2011. Vol. 44. No. 15. P. 6094–6102.

References

1. Kablov E.N. Chemistry in aviation materials science. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 3–4.
2. Kablov E.N. Materials of a new generation – the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.

3. Kablov E.N. Aerospace materials science. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2008, no. 3, pp. 2–14.
4. Gurenkov V.M., Gorshkov V.O., Chebotarev V.P., Prudskova T.N., Andreeva T.I. Comparative analysis of properties of polyetheretherketone of domestic and foreign production. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 41–47. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-41-47.
5. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber–matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
6. Kablov E.N., Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Lonskii S.L., Kurshev E.V. Microstructure research of the unidirectional organoplastic based on Rusar-NT aramid fibers and epoxy-polysulfone binder. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
7. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 12, 2022). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-41-50.
8. Joshi S., Rawat K., Karunakaran C. et al. 4D printing of materials for the future: opportunities and challenges. *Applied Materials Today*, 2020, vol. 18, p. 100490.
9. Khosravani M.R., Reinicke T. Applications of additive manufacturing in fabrication of sensors – A review. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2020, vol. 305, no. 4, pp. 111916.
10. Adohi B.P., Mdarhri A., Prunier C. et al. A comparison between physical properties of carbon black-polymer and carbon nanotubes-polymer composites. *Journal of Applied Physics*, 2010, vol. 108, no. 7, p. 074108.
11. Zhang Q., Wang J., Zhang B.Y. et al. Improved electrical conductivity of polymer/carbon black composites by simultaneous dispersion and interaction-induced network assembly. *Composites Science and Technology*, 2019, vol. 179, pp. 106–114.
12. Havlin S., Bunde A. Percolation II. *Fractals and disordered systems*. Berlin; Heidelberg: Springer, 1991, pp. 97–150.
13. Stauffer D., Aharony A. *Introduction to percolation theory*. Rev. second ed. London: CRC press, 2014, 192 p.
14. Shevchenko V.G. *Fundamentals of physics of polymer composite materials: textbook*. Moscow: MGU, 2010, 98 p.
15. Influence of thermo-rheological history on electrical and rheological properties of polymer–carbon nanotube composites. *Polymer–Carbon Nanotube Composites: Preperation, properties and applications*. Ed. T. McNally, P. Pötschke. Woodhead Publising, 2011, pp. 295–328.
16. Bauhofer W., Kovacs J.Z. A review and analysis of electrical percolation in carbon nanotube polymer composites. *Composites science and technology*, 2009, vol. 69, no. 10, pp. 1486–1498.
17. McLachlan D.S., Heaney M.B. Complex ac conductivity of a carbon black composite as a function of frequency, composition, and temperature. *Physical Review B*, 1999, vol. 60, no. 18, pp. 12746.
18. Barrau S., Demont P., Peigney A. et al. DC and AC conductivity of carbon nanotubes – polyepoxy composites. *Macromolecules*, 2003, vol. 36, no. 14, pp. 5187–5194.
19. Fu Y., Liu L., Zhang J. Manipulating dispersion and distribution of graphene in PLA through novel interface engineering for improved conductive properties. *ACS applied materials & interfaces*, 2014, vol. 6, no. 16, pp. 14069–14075.
20. Kirkpatrick S. Percolation and conduction. *Reviews of modern physics*, 1973, vol. 45, no. 4, pp. 574.
21. Dyre J.C., Schröder T.B. Universality of ac conduction in disordered solids. *Reviews of Modern Physics*, 2000, vol. 72, no. 3, pp. 873–892.
22. Elastomer–carbon nanotube composites. *Polymer–Carbon Nanotube Composites: Preperation, properties and applications*. Ed. T. McNally, P. Pötschke. Woodhead Publising, 2011, pp. 193–229.
23. Kanbur Y., Küçükyavuz Z. Electrical and mechanical properties of polypropylene/carbon black composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2009, vol. 28, no. 18, pp. 2251–2260.

24. Meincke O., Kaempfer D., Weickmann H. et al. Mechanical properties and electrical conductivity of carbon-nanotube filled polyamide-6 and its blends with acrylonitrile/butadiene/styrene. *Polymer*, 2004, vol. 45, no. 3, pp. 739–748.
25. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
26. Sumita M., Sakata K., Asai S. et al. Dispersion of fillers and the electrical conductivity of polymer blends filled with carbon black. *Polymer bulletin*, 1991, vol. 25, no. 2, pp. 265–271.
27. Sumita A., Sakata K., Hayakawa Y. et al. Double percolation effect on the electrical conductivity of conductive particles filled polymer blends. *Colloid and Polymer Science*, 1992, vol. 270, no. 2, pp. 134–139.
28. Gupta S., Ou R., Gerhardt R.A. Effect of the fabrication method on the electrical properties of poly (acrylonitrile-co-butadiene-co-styrene)/carbon black composites. *Journal of Electronic Materials*, 2006, vol. 35, no. 2, pp. 224–229.
29. Mamunya Y.P., Lebovka N.I., Lisunova M.O. et al. Conductive polymer composites with ultralow percolation threshold containing carbon nanotubes. *Journal of Nanostructured Polymers and Nanocomposites*, 2008, vol. 4, no. 1, pp. 21–27.
30. Grunlan J., Mehrabi A., Bannon M. et al. Water-based single-walled-nanotube-filled polymer composite with an exceptionally low percolation threshold. *Advanced Materials*, 2004, vol. 16, no. 2, pp. 150–153.
31. Grossiord N., Loos J., van Laake L. et al. High-Conductivity Polymer Nanocomposites Obtained by Tailoring the Characteristics of Carbon Nanotube Fillers. *Advanced Functional Materials*, 2008, vol. 18, no. 20, pp. 3226–3234.
32. Miriyala S.M., Kim Y.S., Liu L. et al. Segregated networks of carbon black in poly(vinyl acetate) latex: influence of clay on the electrical and mechanical behavior. *Macromolecular Chemistry and Physics*, 2008, vol. 209, no. 23, pp. 2399–2409.
33. Deng H., Lin L., Ji M. et al. Progress on the morphological control of conductive network in conductive polymer composites and the use as electroactive multifunctional materials. *Progress in Polymer Science*, 2014, vol. 39, no. 4, pp. 627–655.
34. Carbon nanotubes in multiphase polymer blends. *Polymer–Carbon Nanotube Composites: Preparation, properties and applications*. Ed. T. McNally, P. Pötschke. Woodhead Publishing, 2011, pp. 587–620.
35. Pötschke P., Pegel S., Claes M. et al. A novel strategy to incorporate carbon nanotubes into thermoplastic matrices. *Macromolecular Rapid Communications*, 2008, vol. 29, no. 3, pp. 244–251.
36. Volkov V.A. *Colloidal chemistry. Surface phenomena and dispersed systems*. St. Petersburg: Lan, 2015, 672 p.
37. Wu S. *Polymer interface and adhesion*. Routledge, 2017, 630 p.
38. Pan Y. *Electrical, Morphological and Rheological Properties of Carbon Black Filled Polymer Blends*: Dis. Erlangen: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017, 123 p.
39. Chen J., Shi Y.Y., Yang J.H. et al. A simple strategy to achieve very low percolation threshold via the selective distribution of carbon nanotubes at the interface of polymer blends. *Journal of Materials Chemistry*, 2012, vol. 22, no. 42, pp. 22398–22404.
40. Al-Saleh M.H., Sundararaj U. An innovative method to reduce percolation threshold of carbon black filled immiscible polymer blends. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2008, vol. 39, no. 2, pp. 284–293.
41. Gubbels F., Jerome R., Teyssie P. et al. Selective localization of carbon black in immiscible polymer blends: a useful tool to design electrical conductive composites. *Macromolecules*, 1994, vol. 27, no. 7, pp. 1972–1974.
42. Nair S.T., Vijayan P.P., Xavier P. et al. Selective localisation of multi walled carbon nanotubes in polypropylene/natural rubber blends to reduce the percolation threshold. *Composites Science and Technology*, 2015, vol. 116, pp. 9–17.

43. Bose S., Bhattacharyya A.R., Bondre A.P. et al. Rheology, electrical conductivity, and the phase behavior of cocontinuous PA6/ABS blends with MWNT: Correlating the aspect ratio of MWNT with the percolation threshold. *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics*, 2008, vol. 46, no. 15, pp. 1619–1631.
44. Hu J., Zhang H.B., Hong S. et al. Simultaneous improvement in both electrical conductivity and toughness of polyamide 6 nanocomposites filled with elastomer and carbon black particles. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2014, vol. 53, no. 6, pp. 2270–2276.
45. Pang H., Xu L., Yan D.X. et al. Conductive polymer composites with segregated structures. *Progress in Polymer Science*, 2014, vol. 39, no. 11, pp. 1908–1933.
46. Garmabi H., Naficy S. Developing electrically conductive polypropylene/polyamide6/carbon black composites with microfibrillar morphology. *Journal of applied polymer science*, 2007, vol. 106, no. 5, pp. 3461–3467.
47. Fenouillot F., Cassagnau P., Majesté J.C. Uneven distribution of nanoparticles in immiscible fluids: Morphology development in polymer blends. *Polymer*, 2009, vol. 50, no. 6, pp. 1333–1350.
48. Gubbels F., Jerome R., Vanlathem E. Kinetic and thermodynamic control of the selective localization of carbon black at the interface of immiscible polymer blends. *Chemistry of materials*, 1998, vol. 10, no. 5, pp. 1227–1235.
49. Huang J., Mao C., Zhu Y. et al. Control of carbon nanotubes at the interface of a co-continuous immiscible polymer blend to fabricate conductive composites with ultralow percolation thresholds. *Carbon*, 2014, vol. 73, pp. 267–274.
50. Li H., Tuo X., Yan G. et al. Comparison of Three Interfacial Conductive Networks Formed in Carbon Black-Filled PA6/PBT Blends. *Polymers*, 2021, vol. 13, no. 17, p. 2926.
51. Gödel A., Marmur A., Kasaliwal G.R. et al. Shape-dependent localization of carbon nanotubes and carbon black in an immiscible polymer blend during melt mixing. *Macromolecules*, 2011, vol. 44, no. 15, pp. 6094–6102.

Информация об авторах

Кондрашов Станислав Владимирович, заместитель начальника лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Соловьянчик Людмила Владимировна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Минаева Любовь Александровна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Stanislav V. Kondrashov, Deputy Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Lyudmila V. Solovyanchik, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Lyubov A. Minaeva, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 25.05.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.06.2022

The article was submitted 25.05.2022; approved and accepted for publication after reviewing 31.06.2022.