

Конденсированные среды и межфазные границы

Оригинальные статьи

DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/2822>

Поступила в редакцию 30.01.2020

Принята к публикации 15.04.2020

Опубликована онлайн 25.06.2020

ISSN 1606-867X

eISSN 2687-0711

УДК 541.64: 546.26

Физические основы межфазной адгезии полимерная матрица – углеродные нанотрубки (нановолокна) нанокомпозитов

©2019 Л. Б. Атлуханова^а, И. В. Долбин^{а,б}, Г. В. Козлов^б

^аДагестанский государственный медицинский университет,
пл. Ленина, 1, Махачкала 367000, Российская Федерация

^бКабардино-Балкарский государственный университет им. Х. М. Бербекова,
ул. Чернышевского, 173, Нальчик 360004, Российская Федерация

Аннотация

Целью настоящей работы является исследование физического базиса межфазной адгезии в системе полимер – углеродные нанотрубки. Эта цель реализуется на примере нанокомпозитов полипропилен/углеродные нанотрубки (нановолокна) в рамках фрактального анализа.

В силу своей высокой степени анизотропии и низкой поперечной жесткости углеродные нанотрубки (нановолокна) формируют в полимерной матрице нанокомпозита кольцеобразные формирования, структурно аналогичные макромолекулярным клубкам разветвленных полимеров. Это обстоятельство позволяет моделировать структуру нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки (нановолокна) как полимерный раствор, используя для этой цели методы фрактальной физической химии. При таком подходе предполагается, что роль макромолекулярных клубков играют кольцеобразные формирования углеродных нанотрубок, а роль растворителя – полимерная матрица. Предложенная модель позволяет выполнить структурный анализ уровня межфазных взаимодействий полимерная матрица-нанонаполнитель или уровня межфазной адгезии. Обнаружено, что большая часть контактов между углеродными нанотрубками и полимерной матрицей, которые определяют указанный уровень, формируются внутри кольцеобразных формирований. В рамках фрактального анализа показано, что снижение радиуса кольцеобразных формирований или их компактизация приводит к росту фрактальной размерности, что затрудняет доступ матричного полимера в их внутренние части. Следствием этого эффекта является уменьшение числа контактов полимер-нанонаполнитель и значительное снижение уровня межфазной адгезии. Альтернативно этот эффект может быть описан как следствие компактизации кольцеобразных формирований, выраженной ростом их плотности. Показана прямая взаимосвязь показателя межфазной адгезии (безразмерного параметра $b_{\text{д}}$) как с числом контактов полимер-углеродные нанотрубки, так и с объемом кольцеобразных формирований, доступным для проникновения полимера в их внутренние области. Количественный анализ продемонстрировал, что доля контактов, формирующихся на поверхности кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок (нановолокон) составляет только ~ 7–10 %. Предложенная модель позволяет получить взаимосвязь между структурой нанонаполнителя в полимерной матрице и уровнем межфазной адгезии для нанокомпозитов этого класса.

С практической точки зрения результаты позволяют определить структуру углеродных нанотрубок (нановолокон), необходимую для достижения наибольшего уровня межфазной адгезии.

Ключевые слова: нанокомпозит, углеродные нанотрубки (нановолокна), межфазная адгезия, кольцеобразные формирования, фрактальный анализ.

Для цитирования: Атлуханова Л. Б., Долбин И. В., Козлов Г. В. Физические основы межфазной адгезии полимерная матрица – углеродные нанотрубки (нановолокна) нанокомпозитов. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2020;22(2): 190–196. DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/2822>

✉ Долбин Игорь Викторович, e-mail: i_dolbin@mail.ru



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

1. Введение

Уровень межфазной адгезии между полимерной матрицей и наполнителем (нанонаполнителем) играет определяющую роль в формировании свойств полимерных композитов (нанокompозитов). Как показано в работах [1–4], высокий уровень межфазной адгезии дает усиление полимерных нанокompозитов, а ее отсутствие приводит к тому, что модуль упругости нанокompозита может стать меньше соответствующего параметра для матричного полимера. В настоящее время углеродные нанотрубки (нановолокна) считаются одним из наиболее перспективных нанонаполнителей для полимеров [5–10]. Как известно [11–13], указанные нанонаполнители формируют в полимерной матрице кольцеобразные структуры, внешне напоминающие макромолекулярные клубки, в силу своей высокой степени анизотропии и низкой поперечной жесткости. Авторы [13] показали, что характеристики указанных кольцеобразных структур оказывают сильное влияние как на уровень межфазной адгезии, так и на свойства полимерных нанокompозитов, наполненных углеродными нанотрубками (нановолокнами). Поэтому целью настоящей работы является исследование физических основ межфазной адгезии в нанокompозитах полипропилен/углеродные нанотрубки (нановолокна).

2. Экспериментальная часть

В качестве матричного полимера использован полипропилен (ПП) промышленного производства «Каплен» марки 01030. Эта марка ПП имеет показатель текучести расплава 2.3–3.6 г/10 мин (количество материала (в граммах), выдавливаемого через стандартный капилляр экструзионного пластометра (вискозиметра) при определенных условиях и пересчитанного на время течения 10 мин), средневесовую молекулярную массу $\sim (2-3) \times 10^5$ и индекс полидисперсности 4.5.

В качестве нанонаполнителя использованы углеродные нанотрубки (УНТ) марки «Таунит», имеющие наружный диаметр 20–70 нм, внутренний диаметр 5–10 нм и длину 2 мкм и более. В исследуемых нанокompозитах ПП/УНТ содержание таунита варьировалось в пределах 0.25–3.0 масс.%. Кроме того, использованы многослойные углеродные нановолокна (УНВ) с числом слоев 20–30 и диаметром 20–30 нм с длиной порядка 2 мкм. Содержание УНВ в нанокompозитах ПП/УНВ варьировалось в пределах 0.15–3.0 масс.%.

Нанокompозиты ПП/УНТ и ПП/УНВ получены смешиванием компонентов в расплаве на двухшнековом экструдере Thermo Haake модели Reomex RTW 25/42, производство ФРГ. Смешивание выполнено при температуре 463–503 К и скорости вращения шнека 50 об/мин в течение 5 мин. Образцы для испытаний получены методом литья под давлением на литьевой машине Test Sample Molding Apparate RR/TS MP фирмы Ray-Ran (Тайвань) при температуре 503 К и давлении 43 МПа.

Механические испытания на одноосное растяжение выполнены на образцах в форме двухсторонней лопатки с размерами согласно ГОСТ 112 62-80. Испытания проводились на универсальной испытательной машине Gotech Testing Machine CT-TCS 2000, производство ФРГ, при температуре 293 К и скорости деформации $\sim 2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

3. Результаты и обсуждение

Как отмечалось выше, углеродные нанотрубки (нановолокна) формируют в полимерной матрице нанокompозита кольцеобразные структуры, внешне похожие на макромолекулярные клубки [11–15]. Это обстоятельство позволяет использовать для их теоретического описания хорошо разработанные методы как классической [6], так и фрактальной [16] физической химии полимерных растворов. В этом случае углеродные нанотрубки (нановолокна) моделируются как макромолекулярные клубки, а полимерная матрица – как растворитель. В рамках фрактального анализа было показано [16], что количество контактов УНТ (УНВ) и полимерной матрицы n по аналогии с полимерными растворами можно определить следующим образом:

$$n \sim R_{\text{CNT}}^{D_f^{\text{PP}}}, \quad (1)$$

где R_{CNT} – радиус кольцевых структур УНТ (УНВ), D_f^{PP} – фрактальная размерность макромолекулярных клубков матричного полимера (в рассматриваемом случае – ПП), которые в данном случае играют роль молекул растворителя. Величину R_{CNT} можно определить в рамках перколяционной модели с помощью следующего уравнения [17]:

$$\varphi_n = \frac{\pi L_{\text{CNT}} r_{\text{CNT}}^2}{(2R_{\text{CNT}})^3}, \quad (2)$$

где φ_n – объемное содержание нанонаполнителя, L_{CNT} и r_{CNT} – длина и радиус углеродной нанотрубки (нановолокна), соответственно.

Величину φ_n можно определить согласно хорошо известной формуле [1]:

$$\varphi_n = \frac{W_n}{\rho_n}, \quad (3)$$

где W_n – массовое содержание нанонаполнителя, ρ_n – его плотность, оцениваемая для наночастиц следующим образом [1]:

$$\rho_n = 188(D_{\text{CNT}})^{1/3}, \text{ кг/м}^3, \quad (4)$$

где D_{CNT} – диаметр углеродной нанотрубки (нановолокна), который дается в нм.

Размерность D_f^{PP} определяется для линейных полимеров следующим образом [19]:

$$D_f^{\text{PP}} = \frac{2d_f}{3}, \quad (5)$$

где d_f – фрактальная размерность структуры нанокompозита (по существу, его полимерной матрицы), определяемая согласно уравнению [18]:

$$d_f = (d-1)(1+\nu), \quad (6)$$

где d – размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае $d = 3$), ν – коэффициент Пуассона, оцениваемый по результатам механических испытаний с помощью следующего соотношения [18–20]:

$$\frac{\sigma_Y}{E_n} = \frac{1-2\nu}{6(1+\nu)}, \quad (7)$$

где σ_Y и E_n – предел текучести и модуль упругости нанокompозита соответственно.

Как известно [16], в случае полимерных растворов растворитель проникает внутрь макромолекулярного клубка, и этот процесс контролируется объемом клубка, доступным для проникновения молекул растворителя. Поскольку и макромолекулярный клубок [16], и кольцеобразные структуры УНТ (УНВ) [13, 21, 22] являются фрактальными объектами, то объем последних V_{CNT} можно определить следующим образом [23]:

$$V_{\text{CNT}} = R_{\text{CNT}}^{D_f^{\text{CNT}}} \eta^{d-D_f^{\text{CNT}}}, \quad (8)$$

где D_f^{CNT} – фрактальная размерность кольцеобразных структур УНТ (УНВ), η – линейный масштаб измерения, который в дальнейшем принят равным среднему диаметру УНТ, т. е. 45 нм.

Для оценки размерности D_f^{CNT} использована следующая методика [14, 15]. Расчет величины R_{CNT} согласно уравнению (2) показал ее снижение по мере роста φ_n . При наибольших из ис-

пользованных значениях φ_n , соответствующих $W_n = 3.0$ масс.%, указанные зависимости имеют тенденцию выхода на асимптотическую ветвь, что предполагает достижение кольцеобразными структурами УНТ или УНВ своих минимальных значений R_{CNT} . По аналогии с макромолекулярными клубками это означает достижение максимально плотной кольцеобразной структуры с максимальным предельным значением ее фрактальной размерности D_f^{CNT} (D_f^{lim}), которая определяется согласно уравнению [24, 25]:

$$D_f^{\text{lim}} = \frac{4(d+1)}{7}. \quad (9)$$

Для $d = 3$ величина $D_f^{\text{lim}} = 2.286$.

Далее для оценки величины D_f^{CNT} можно использовать модель необратимой агрегации, которая описывает процессы полимеризации (формирование макромолекулярного клубка) и дает следующее соотношение для определения радиуса агрегата частиц R_{ag} [26–29]:

$$R_{\text{ag}} \sim c_0^{-1/(d-D_f)}, \quad (10)$$

где c_0 – исходная концентрация агрегирующихся частиц, D_f – фрактальная размерность агрегата.

Коэффициент в соотношении (10) можно определить при следующих условиях: $R_{\text{ag}} = R_{\text{CNT}}$, $c_0 = \varphi_n$ и $D_f = D_f^{\text{lim}}$. Значения R_{CNT} и φ_n приняты для $W_n = 3.0$ масс.%. Как показали оценки согласно указанному соотношению, величина D_f^{CNT} растет по мере увеличения φ_n (и снижения R_{CNT}) от 1.91 до 2.29 для нанокompозитов ПП/УНТ и от 1.76 до 2.21 для нанокompозитов ПП/УНВ.

Однако в силу хорошо известного эффекта исключенного объема полимер не может занимать весь объем V_{CNT} , а проникает только в его доступную часть, которая определяется доступным объемом кольцеобразных структур $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$, который рассчитывается следующим образом [23]:

$$V_{\text{CNT}}^{\text{ac}} = V_{\text{CNT}} (3 - D_f^{\text{CNT}}). \quad (11)$$

На рис. 1 приведено соотношение числа контактов УНТ (УНВ) и полимерной матрицы n и доступного для проникновения матричного полимера объема кольцеобразных структур УНТ (УНВ) $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$ для рассматриваемых нанокompозитов. Как можно видеть, между указанными параметрами наблюдается линейная корреляция, проходящая через начало координат и описываемая следующим эмпирическим уравнением:

$$n = 12,1V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}, \quad (12)$$

если линейные размеры в соотношениях (1) и (8) даются в мкм.

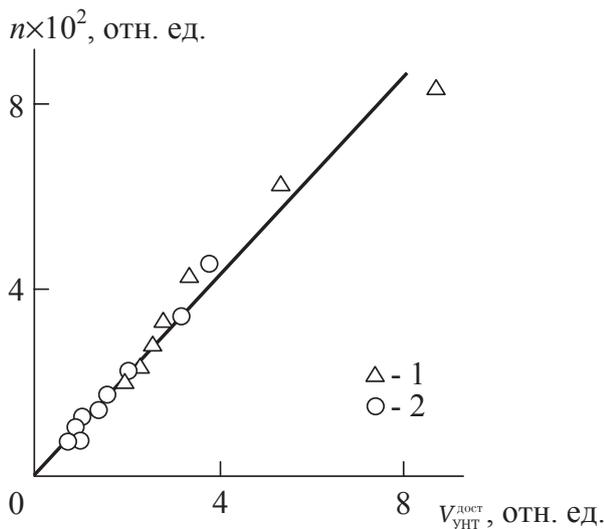


Рис. 1. Соотношение числа контактов нанонаполнитель-полимерная матрица n и доступного объема кольцеобразных структур УНТ (УНВ) $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$ для нанокомпозитов ПП/УНТ (1) и ПП/УНВ (2)

Таким образом, как и следовало ожидать, число контактов нанонаполнитель-полимерная матрица n контролируется объемом кольцеобразных структур $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$, доступным для проникновения полимера, который в рассматриваемом случае трактуется как растворитель.

Как известно [1], плотность фрактального объекта (в рассматриваемом случае – кольцеобразных структур УНТ (УНВ)) ρ_{CNT} дается следующим уравнением:

$$\rho_{\text{CNT}} = \rho_{\text{dens}} \left(\frac{R_{\text{CNT}}}{0} \right)^{D_f^{\text{CNT}} - d}, \quad (13)$$

где ρ_{dens} – плотность материала, из которого состоит фрактальный объект, в компактном состоянии (т. е., при $D_f^{\text{CNT}} = d$), которая в рассматриваемом случае равна 2700 кг/м^3 [1], a – нижний линейный масштаб фрактального поведения, принятый равным D_{CNT} .

На рис. 2 приведены зависимости $n(\rho_{\text{CNT}})$ для рассматриваемых нанокомпозитов, из которых следует, что при одинаковых $\rho_{\text{УНТ}}$ величина n ниже для УНВ по сравнению с УНТ. Такое различие следует отнести на счет меньшего диаметра УНВ по сравнению с УНТ, что создает меньшие промежутки между УНВ, а это затрудняет доступ макромолекулярных клубков ПП внутрь кольцеобразных структур, поскольку диаметры указанного клубка и УНВ сравнимы.

Уровень межфазной адгезии в полимерных нанокомпозитах можно оценить с помощью безразмерного параметра b_α , который определяет-

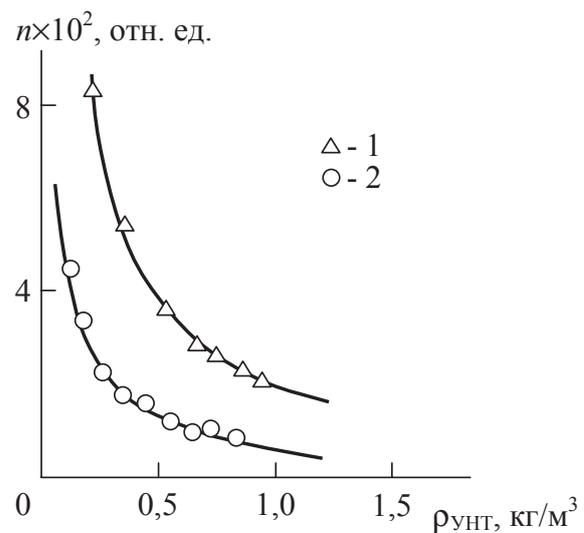


Рис. 2. Зависимости числа контактов нанонаполнитель-полимерная матрица n от плотности кольцеобразных структур УНТ (УНВ) $\rho_{\text{УНТ}}$ для нанокомпозитов ПП/УНТ (1) и ПП/УНВ (2)

ся согласно следующему перколяционному соотношению [1]:

$$\frac{E_n}{\#_m} = 1 + 11(c\phi_n b_\alpha)^{1,7}, \quad (14)$$

где E_n и E_m – модули упругости нанокомпозита и матричного полимера соответственно (отношение E_n/E_m принято называть степенью усиления нанокомпозита), c – постоянный коэффициент, равный для УНТ примерно 2.86 [1].

Параметр b_α позволяет не только количественную, но и качественную градацию уровня межфазной адгезии. Так, величина $b_\alpha = 0$ означает отсутствие межфазной адгезии, $b_\alpha = 1.0$ определяет совершенную (по Кернеру) адгезию, а условие $b_\alpha > 1.0$ дает критерий реализации эффекта наноадгезии [1].

На рис. 3 приведена зависимость параметра b_α от величины n для нанокомпозитов ПП/УНТ и ПП/УНВ. Как и следовало ожидать, наблюдается повышение уровня межфазной адгезии, характеризуемого параметром b_α , по мере роста числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель. Отметим две особенности графиков, приведенных на рис. 3. Во-первых, наклон линейного графика $b_\alpha(n)$ больше для УНВ по сравнению с УНТ. Как известно [1, 30], величина b_α является функцией как структурного фактора, т. е. n , так и уровня физических и/или химических взаимодействий полимерная матрица-нанонаполнитель. Более высокий наклон графика $b_\alpha(n)$ для УНВ, предполагающий более высокие значения

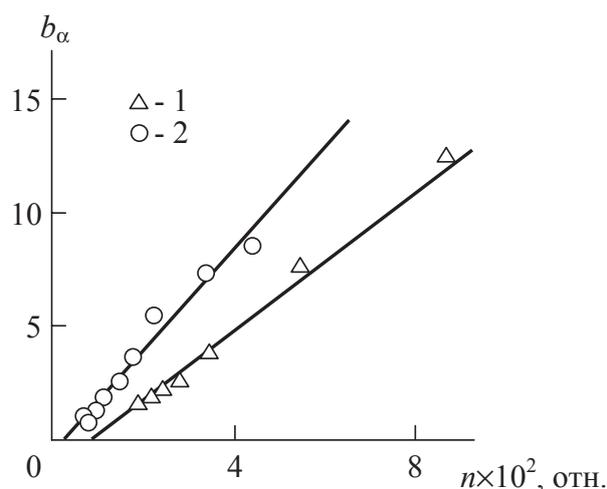


Рис. 3. Зависимости параметра b_α от числа контактов наноапплимент-полимерная матрица n для нанокомпозитов ПП/УНТ (1) и ПП/УНВ (2)

b_α для УНВ по сравнению с УНТ, означает более сильные физические и/или химические взаимодействия ПП-УНВ по сравнению с ПП-УНТ. Вторых, графики $b_\alpha(n)$ экстраполируются к $b_\alpha = 0$ при ненулевых значениях n . Это означает, что для реализации условия $b_\alpha > 0$, т. е. реализации межфазной адгезии, требуется получение конечного и отличного от нуля числа контактов полимерная матрица-наноапплимент.

И, наконец, на рис. 4 приведена зависимость $b_\alpha^{1/2}(V_{\text{CNT}}^{\text{ac}})$ для рассматриваемых нанокомпозитов (такая форма указанной зависимости выбрана с целью ее линеаризации). Как можно видеть, наблюдается рост b_α по мере увеличения $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$, что и ожидалось (см. рис. 1 и 3). Вновь величина b_α при сравнимых $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$ выше для УНВ по сравнению с УНТ по указанным выше причинам. Наиболее интересной особенностью зависимостей $b_\alpha^{1/2}(V_{\text{CNT}}^{\text{ac}})$ является их экстраполяция к ненулевой величине $b_\alpha^{1/2} \approx 0.7$ ($b_\alpha \approx 0.5$) при $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}} = 0$. Следовательно, контакты полимерная матрица-углеродные нанотрубки (нановолокна) на поверхности кольцеобразных структур последних составляют только относительно небольшую часть от их максимального числа (~ 7–10 %), а в основном уровень межфазной адгезии определяется контактами полимера, проникающего внутрь кольцеобразных структур УНТ (УНВ). Поэтому уменьшение радиуса указанных структур R_{CNT} и их соответствующая компактизация приводит к снижению параметра b_α . Отметим, что эффект наноадгезии ($b_\alpha > 1.0$) может быть реализован только в случае проникновения полимера внутрь кольцеобразных структур УНТ (УНВ).

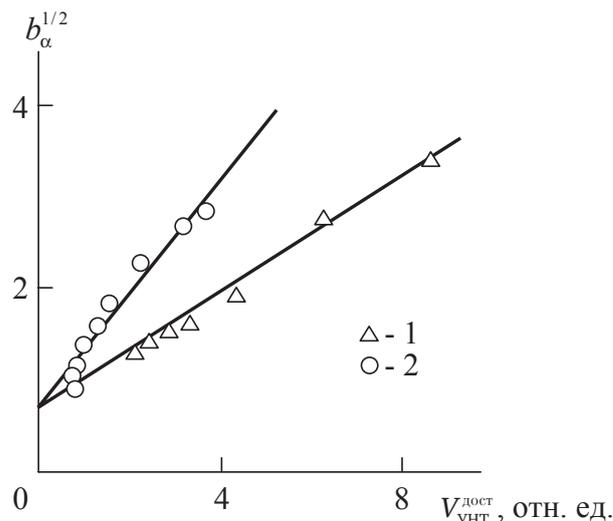


Рис. 4. Зависимости параметра b_α от доступного объема кольцеобразных структур УНТ (УНВ) $V_{\text{CNT}}^{\text{ac}}$ для нанокомпозитов ПП/УНТ (1) и ПП/УНВ (2)

Важно отметить, что исследованию кривизны углеродных нанотрубок и ее влиянию на свойства нанокомпозитов всегда уделялось большое внимание [31–39].

4. Выводы

Таким образом, в настоящей работе предложена структурная модель формирования межфазной адгезии в нанокомпозитах полимер/углеродные нанотрубки (нановолокна), которая рассматривает наноапплимент как аналог макромолекулярного клубка, а полимерную матрицу – как аналог растворителя. Такой подход позволил продемонстрировать, что большая часть контактов полимерная матрица-наноапплимент, контролирующая уровень межфазной адгезии, формируется внутри кольцеобразных структур углеродных нанотрубок (нановолокон) при проникновении туда полимера. Уменьшение радиуса указанных структур повышает их компактность, ослабляет доступ полимера и, как следствие, снижает уровень межфазной адгезии.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

Список литературы

1. Mikitaev A. K., Kozlov G. V., Zaikov G. E. *Polymer Nanocomposites: Variety of structural forms and applications*. New York: Nova Science Publishers, Inc., 2008. 319 p.

2. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Transfer of mechanical stress from polymer matrix to nanofiller in dispersion-filled nanocomposites. *Inorganic Mater.: Appl. Res.* 2019;10(1): 226–230. DOI: <https://doi.org/10.1134/S2075113319010167>
3. Dolbin I. V., Karnet Yu. N., Kozlov G. V., Vlasov A. N. Mechanism of growth of interfacial regions in polymer/carbon nanotube nanocomposites. *Composites: Mechanics, Computations, Applications: An Intern. J.* 2018;10(3): 213–220. DOI: <https://doi.org/10.1615/CompMechCompIntJ.2018029234>
4. Kozlov G. V., Dolbin I. V. The effect of uniaxial extrusion of the degree of reinforcement of nanocomposites polyvinyl chloride/boron nitride. *Inorganic Mater.: Appl. Res.* 2019;10(3): 642–646. DOI: <https://doi.org/10.1134/S2075113319030183>
5. Moniruzzaman M., Winey K. I. Polymer nanocomposites containing carbon nanotubes. *Macromolecules.* 2006;39(16): 5194–5206. DOI: <https://doi.org/10.1021/ma060733>
6. Thostenson E. T., Li C., Chou T.-W. Nanocomposites in context. *Composites Sci. Techn.* 2005;65(2): 491–516. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compsci-tech.2004.11.003>
7. Kozlov G. V., Dolbin I. V. The description of elastic modulus of nanocomposites polyurethane/graphene within the framework of modified blends rule. *Materials Physics and Mechanics.* 2018;40(2): 152–157. DOI: https://doi.org/10.118720/MPM.4022018_3
8. Козлов Г. В., Долбин И. В. Фрактальная модель переноса механического напряжения в нанокompозитах полиуретан / углеродные нанотрубки. *Письма о материалах.* 2018;8(1): 77–80. DOI: <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-77-80>
9. Kozlov G. V., Dolbin I. V., Koifman O. I. A fractal model of reinforcement of carbon polymer–nanotube composites with ultralow concentrations of nanofiller. *Doklady Physics.* 2019;64(5): 225–228. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1028335819050021>
10. Козлов Г. В., Долбин И. В. Структурная модель эффективности ковалентной функционализации углеродных нанотрубок. *Известия высших учебных заведений, Серия Химия и химическая технология.* 2019;62(10): 118–123. DOI: <https://doi.org/10.6060/ivkkt.20196210.5962>
11. Schaefer D. W., Justice R. S. How nano are nanocomposites? *Macromolecules.* 2007;40(24): 8501–8517. DOI: <https://doi.org/10.1021/ma070356w>
12. Atlukhanova L. B., Kozlov G. V., Dolbin I. V. Structural model of frictional processes for polymer/carbon nanotube nanocomposites. *Journal of Friction and Wear.* 2019;40(5): 475–479. DOI: <https://doi.org/10.3103/S1068366619050027>
13. Yanovsky Yu. G., Kozlov G. V., Zhirikova Z. M., Aloe V. Z., Karnet Yu. N. Special features of the structure of carbon nanotubes in polymer composite media. *Nanomechanics. Sci. Technol.: An Intern. J.* 2012;3(2): 99–124. DOI: <https://doi.org/10.1615/NanomechanicsSciTechnolIntJ.v.3.i2.10>
14. Козлов Г. В., Долбин И. В. Влияние взаимодействий нанонаполнителя на степень усиления нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки. *Нано- и микросистемная техника.* 2018;20(5): 259–266. DOI: <https://doi.org/10.17587/nmst.20.259-266>
15. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Interrelation between elastic moduli of filler and polymethyl methacrylate-carbon nanotube nanocomposites. *Glass Physics and Chemistry.* 2019;45(4): 277–280. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1087659619040060>
16. Kozlov G. V., Dolbin I. V., Zaikov G. E. *The Fractal Physical Chemistry of Polymer Solutions and Melts.* Toronto, New Jersey: Apple Academic Press, 2014; 316 p.
17. Bridge B. Theoretical modeling of the critical volume fraction for percolation conductivity of fibre-loaded conductive polymer composites. *J. Mater. Sci. Lett.* 1989;8(2): 102–103. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00720265>
18. Kozlov G. V., Zaikov G. E. *Structure of the Polymer Amorphous State.* Utrecht, Boston: Brill Academic Publishers; 2004. 465 p.
19. Puertolas J. A., Castro M., Morris J. A., Rios R., Anson-Casaos A. Tribological and mechanical properties of grapheme nanoplatelet/PEEK composites. *Carbon.* 2019;141(1): 107–122. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2018.09.036>
20. Zhang M., Zhang W., Jiang N., Futaba D. N., Xu M. A general strategy for optimizing composite properties by evaluating the interfacial surface area of dispersed carbon nanotubes by fractal dimension. *Carbon.* 2019;154(2): 457–465. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2019.08.017>
21. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Effect of a nanofiller structure on the degree of reinforcement of polymer–carbon nanotube nanocomposites with the use of a percolation model. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics.* 2018;59(4): 765–769. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0021894418040259>
22. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Structural interpretation of variation in properties of polymer/carbon nanotube nanocomposites near the nanofiller percolation threshold. *Technical Physics.* 2019;64(10): 1501–1505. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063784219100128>
23. Kozlov G. V., Zaikov G. E. *The structural stabilization of polymers: Fractal Models.* Leiden, Boston: Brill Academic Publishers; 2006. 345 p.
24. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Modeling of carbon nanotubes as macromolecular coils. Melt viscosity. *High Temperature.* 2018;56(5): 830–832. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0018151X18050176>

25. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Viscosity of a melt of polymer/carbon nanotube nanocomposites. An analogy with a polymer solution. *High Temperature*. 2019;57(3): 441–443. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0018151X19030088>
26. Kozlov G. V., Dolbin I. V. The simulation of carbon nanotubes as macromolecular coils: Interfacial adhesion. *Materials Physics and Mechanics*. 2017;32(2): 103–107. DOI: <https://doi.org/10.18720/MPM.3222017-1>
27. Kozlov G. V., Dolbin I. V. Fractal model of the nanofiller structure affecting the degree of reinforcement of polyurethane–carbon nanotube nanocomposites. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2018;59(3): 508–510. DOI: <https://doi.org/10.1134/S002189441803015X>
28. Dolbin I. V., Kozlov G. V. Structural version of Ostwald-de Waele equation: Fractal treatment. *Fluid Dynamics*. 2019;54(2): 288–292. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0015462819010051>
29. Atlukhanova L. B., Kozlov G. V., Dolbin I. V. The correlation between the nanofiller structure and the properties of polymer nanocomposites: fractal model. *Inorganic Mater.: Appl. Res.* 2020;11(1): 188–191. DOI: <https://doi.org/10.1134/S2075113320010049>
30. Kozlov G. V., Yanovskii Yu. G., Zaikov G. E. *Structure and properties of particulate-filled polymer composites: the fractal analysis*. New York: Nova Science Publishers, Inc.; 2010. 282 p.
31. Shaffer M. S. P., Windle A. H. Analogies between polymer solutions and carbon nanotube dispersions. *Macromolecules*. 1999;32(2): 6864–6866. DOI: <https://doi.org/10.1021/ma990095t>
32. Yi Y. B., Berhan L., Sastry A. M. Statistical geometry of random fibrous networks revisited: waviness, dimensionality and percolation. *Journal of Applied Physics*. 2004;96(7): 1318–1327. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.1763240>
33. Berhan L., Sastry A. M. Modeling percolation in high-aspect-ratio fiber systems. I. Soft-core versus hard-core models. *Physical Review E - Statistical, Nonlinear, and Soft Matter Physics*. 2007;75(23): 041120. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.75.041120>
34. Shi D.-L., Feng X.-Q., Huang Y.Y., Hwang K.-C., Gao H. The effect of nanotube waviness and agglomeration on the elastic property of carbon nanotube-reinforced composites. *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*. 2004;126(2): 250–257. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.1751182>
35. Lau K.-T., Lu M., Liao K. Improved mechanical properties of coiled carbon nanotubes reinforced epoxy nanocomposites. *Composites. Part A*. 2006;37(6): 1837–1840. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.09.019>
36. Martone A., Faiella G., Antonucci V., Giordano M., Zarrelli M. The effect of the aspect ratio of carbon nanotubes of their effective reinforcement modulus in an epoxy matrix. *Composites Sci. Techn.* 2011;71(8): 1117–1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2011.04.002>
37. Shao L. H., Luo R. Y., Bai S. L., Wang J. Prediction of effective moduli of carbon nanotube – reinforced composites with waviness and debonding. *Composite Struct.* 2009;87(3): 274–281. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2008.02.011>
38. Omid M., Hossein Kokni D. T., Milani A. S., Seethaller R. J., Arasteh R. Prediction of the mechanical characteristics of multi-walled carbon nanotube/epoxy composites using a new form of the rule of mixtures. *Carbon*. 2010;48(11): 3218–3228. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2010.05.007>
39. Shady E., Gowayed Y. Effect of nanotube geometry on the elastic properties of nanocomposites. *Composites Sci. Techn.* 2010;70(10): 1476–1481. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.04.027>

Информация об авторах

Атлуханова Луиза Бремовна, к. п. н., доцент кафедры биофизики, информатики и медаппаратуры, Дагестанский государственный медицинский университет, Махачкала, Российская Федерация; e-mail: bremovna77@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-5341-3349>.

Долбин Игорь Викторович, к. х. н., доцент кафедры органической химии и высокомолекулярных соединений, Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х. М. Бербекова, Нальчик, Российская Федерация; e-mail: i_dolbin@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0001-9148-2831>.

Козлов Георгий Владимирович, с. н. с., Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х. М. Бербекова, Нальчик, Российская Федерация; e-mail: i_dolbin@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-9503-9113>.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.