

СТРУКТУРА НАНОПОЛНИТЕЛЯ И МЕЖФАЗНЫЕ КОНТАКТЫ В НАНОКОМПОЗИТАХ ПОЛИМЕР/УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ

Атлуханова Л.Б.¹, Карнет Ю.Н.², Козлов Г.В.³

¹Дагестанский государственный медицинский университет, г. Махачкала, Россия

²ФГБУН Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия

³Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова,
г. Нальчик, Россия

АННОТАЦИЯ

Исследованы структурные аспекты межфазной адгезии в нанокompозитах полимер/углеродные нанотрубки на основе полиамида-6. Как известно, углеродные нанотрубки в полимерной матрице нанокompозитов образуют кольцеобразные формирования, которые являются структурным аналогом макромолекулярных клубков разветвленных полимеров. Экспериментально показано, что указанные кольцеобразные формирования являются фрактальными объектами. Поскольку макромолекулярные клубки полимерной матрицы также имеют фрактальную структуру, то формирование межфазных контактов в рассматриваемых нанокompозитах можно моделировать как результат взаимодействия двух упомянутых выше фрактальных объектов. С этой целью использована фрактальная модель, основанная на базовых постулатах теории Флори. Предполагается, что уровень межфазной адгезии в полимерных нанокompозитах определяется числом контактов полимерная матрица-нанонаполнитель. Это предположение подтверждается линейной корреляцией числа указанных контактов и безразмерного параметра b_α , характеризующего уровень межфазной адгезии. Полученное соотношение позволило установить примерно линейное соотношение между числом контактов полимерная матрица-нанонаполнитель и радиусом кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок. Указанные обстоятельства дают возможность получить перколяционное соотношение, в котором при фиксированном содержании нанонаполнителя степень усиления определяется только числом контактов полимерная матрица-нанонаполнитель. Кроме того, эти уравнения демонстрируют, что степень усиления полимерных нанокompозитов контролируется структурой нанонаполнителя в полимерной матрице.

Предложенная модель предполагает, что для повышения степени усиления нанокompозитов требуется одновременное увеличение радиуса кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок, их размерности и размерности макромолекулярного клубка полимерной матрицы. Поскольку одновременное увеличение всех указанных параметров невозможно, то необходим поиск их оптимального сочетания. И, наконец, отметим сильную зависимость числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель от уровня и типа взаимодействий между углеродными нанотрубками. При переходе от взаимодействий отталкивания к взаимодействиям притяжения число указанных контактов резко снижается.

Ключевые слова: нанокompозит; углеродные нанотрубки; контакт; взаимодействие; фрактальная размерность; степень усиления

THE STRUCTURE OF NANOFILLER AND INTERFACIAL CONTACTS IN NANOCOMPOSITES POLYMER/CARBON NANOTUBE

Atlukhanova L.B.¹, Karnet Yu.N.², Kozlov G.V.³

¹*Dagestan State Medical University, Makhachkala, Russia*

²*Institute of Applied Mechanics of Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*

³*Kh.M. Berbekov Kabardino-Balkarian State University, Nalchik, Russia*

ABSTRACT

The structural aspects of interfacial adhesion in nanocomposites polymer/carbon nanotube on the base of polyamide-6 were studied. As it is known, carbon nanotubes in polymer matrix of nanocomposites create annular formations, which are a structural analogue of macromolecular coils of branched polymers. It has been shown experimentally that the indicated annular formations are fractal objects. Since macromolecular coils of polymer matrix have fractal structure also, then formation of interfacial contacts in the considered nanocomposites can be simulated as result of interaction of two mentioned above fractal objects. With this purpose the fractal model, based on the main postulates of Flory theory, was used. It is proposed that the level of interfacial adhesion in polymer nanocomposites is defined by number of contacts polymer matrix-nanofiller. This assumption is confirmed by linear correlation of the indicated contacts number and dimensionless parameter b_a , characterizing the level of interfacial adhesion. The obtained relationship allows to establish approximately linear correlation between number of contacts polymer matrix-nanofiller and radius of annular formations of carbon nanotubes. The indicated circumstances give possibility to obtain percolation relationship, in which at fixed content of nanofiller reinforcement degree is defined by number of contacts polymer matrix-nanofiller only. Besides, these equations demonstrate that reinforcement degree of polymer nanocomposites is controlled by structure of nanofiller in polymer matrix.

The proposed model assumes that for enhancement of reinforcement degree of nanocomposites simultaneous increasing of radius of annular formations of carbon nanotubes, their dimension and dimension of macromolecular coil of polymer matrix is required. Since simultaneous increase of all indicated parameters is impossible, then search of their optimal combination is necessary. And at last, let us note the strong dependence of number of contacts polymer matrix-nanofiller on level and type of interactions between carbon nanotubes them self. At transition from repulsive interactions to attractive ones the indicated contacts number reduces sharply.

Keywords: nanocomposite; carbon nanotubes; contact; interaction; fractal dimension; degree of reinforcement

ВВЕДЕНИЕ

Как известно [1-3], способность формировать межфазные контакты на границе раздела полимерная матрица-поверхность нанонаполнителя определяет уровень межфазной адгезии в полимерных нанокompозитах. В свою очередь, уровень межфазной адгезии является определяющим фактором в формировании свойств, в частности, степени усиления, этих наноматериалов. Так, авторы [4-6] показали, что высокая степень усиления может быть реализована только при наличии хорошей межфазной адгезии полимерная матрица-нанонаполнитель, нулевая межфазная адгезия не усиливает (не повышает модуль упругости) композит, а отрицательные значения уровня межфазной адгезии приводят к снижению модуля упругости композита относительно соответствующего показателя для матричного полимера.

В основе структурного анализа межфазных контактов лежит представление о том, что указанные контакты формируют два фрактальных объекта – полимерная матрица и частицы (агрегаты частиц) нанонаполнителя. Кроме того,

важно отметить, что углеродные нанотрубки образуют в полимерной матрице нанокомпозита кольцеобразные формирования, структурно аналогичные макромолекулярным клубкам разветвленных полимерных цепей [7,8]. Это обстоятельство позволяет описать структуры указанных формирований углеродных нанотрубок в рамках фрактальной физической химии [9]. Поэтому целью настоящей работы является структурная трактовка образования межфазных контактов полимерная матрица-углеродные нанотрубки и влияние этого эффекта на степень усиления нанокомпозитов на примере нанокомпозитов полиамид-6/углеродные нанотрубки [10].

1. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве нанонаполнителя использованы однослойные углеродные нанотрубки (УНТ), функционализированные карбоксильной кислотой (УНТ-СООН), поставленные фирмой Carbon Solutions, Inc. (США). Нанотрубки этой марки обладают специфическими окончаниями для химической функционализации – они содержат 3-4% карбоксильных кислотных групп и имеют относительную чистоту по углероду 80-90%. Все остальные необходимые химические реагенты получены от фирмы Aldrich (США).

Для получения нанокомпозитов на основе полиамида-6 (ПА-6) полимеризацией *in situ* применялась следующая процедура [10]. УНТ и капролактамы загружали в колбу и смесь подвергалась обработке ультразвуком при температуре 353 К в течение 2 час для получения гомогенной дисперсии УНТ. Затем колбу помещали в нагретую до 373 К масляную ванну и к суспензии добавляли 6-аминокапроидную кислоту. Суспензия нагревалась в течение 6 час при 523 К и механическом перемешивании в атмосфере азота. Далее полученная смесь выливалась в воду, где высаждался очень жесткий полимерный наноматериал. Осадок разрезали на небольшие куски и промывали горячей водой при 353 К в течение часа для удаления непрореагировавшего мономера и низкомолекулярных олигомеров.

Волокна нанокомпозитов ПА-6/УНТ получены экструзией нагретого до 523 К в атмосфере азота материала через отверстие диаметром 0,40 мм и последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры. Механические испытания на одноосное растяжение полученных указанным способом волокон с использованием образцов диаметром ~ 1 мм и длиной ~ 40 мм выполнены на приборе Instron Universal Testing Machine (UTM, модель 4455, США) при температуре 293 К и скорости деформации $\sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ [10].

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исходя из приведенных выше соображений, образование межфазных контактов между полимерной матрицей и кольцеобразными формированиями углеродных нанотрубок можно рассматривать как процесс образования контактов между двумя фрактальными объектами, а именно, кольцеобразными формированиями углеродных нанотрубок, трактуемыми как структурный аналог макромолекулярного клубка разветвленных полимерных цепей с размерностью $D_f^{\text{УНТ}}$, и макромолекулярным клубком матричного полимера с размерностью $D_f^{\text{М}}$. Тогда число контактов N_k между указанными фрактальными объектами

определяется согласно следующему соотношению [11]

$$N_k \sim R_{\text{УНТ}}^{D_f^{\text{УНТ}} + D_f^m - d}, \quad (1)$$

где $R_{\text{УНТ}}$ – радиус кольцеобразного формирования углеродных нанотрубок, d – размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае $d = 3$).

Величину $D_f^{\text{УНТ}}$ можно определить с помощью уравнения [12]

$$R_{\text{УНТ}} = 3,40\varphi_n^{-1/(d-D_f^{\text{УНТ}})}, \quad (2)$$

где φ_n – объемное содержание нанонаполнителя, которое рассчитано согласно формуле

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

где W_n – массовое содержание нанонаполнителя, ρ_n – его плотность, оцениваемая для наночастиц согласно уравнению [1]

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

где $D_{\text{УНТ}}$ – наружный диаметр углеродной нанотрубки, который дается в нанометрах.

В свою очередь, величину $R_{\text{УНТ}}$ можно определить с помощью следующего соотношения [13]

$$b_\alpha = 5,80(R_{\text{УНТ}}^2 - 0,022), \quad (5)$$

где b_α – безразмерный параметр, характеризующий уровень межфазной адгезии в полимерных композитах и определяемый с помощью следующего перколяционного соотношения [1]

$$\frac{E_n}{E_m} = 1 + 11(2,85b_\alpha\varphi_n)^{1,7}, \quad (6)$$

где E_n и E_m – модули упругости нанокомпозита и матричного полимера, соответственно (отношение E_n/E_m принято называть степенью усиления нанокомпозита).

Размерность макромолекулярного клубка матричного полимера D_f^m в случае линейных полимеров можно определить следующим образом [14]

$$D_f^m = \frac{d_f^m}{1,5}, \quad (7)$$

где d_f^m – размерность структуры матричного полимера, рассчитанная согласно уравнению [14]

$$d_f^m = (d-1)(1+v^m), \quad (8)$$

где v^m – коэффициент Пуассона матричного полимера, оцениваемый по результатам механических испытаний.

На рис.1 приведено соотношение уровня межфазной адгезии b_α и числа межфазных контактов полимерная матрица-нанонаполнитель N_k для нанокомпозитов ПА-6/УНТ. Как и следовало ожидать, наблюдается увеличение

b_α по мере роста N_κ , что можно описать следующим эмпирическим уравнением

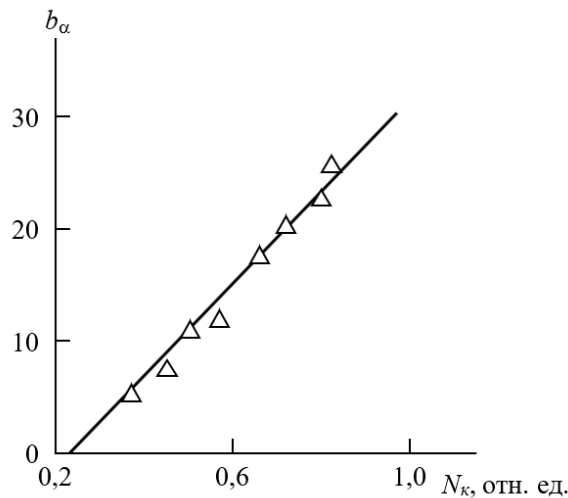
$$b_\alpha = 40,5(N_\kappa - 0,23). \quad (10)$$


Рис.1. Зависимость параметра b_α , характеризующего уровень межфазной адгезии, от числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель N_κ для нанокомпозитов ПА-6/УНТ.

Отметим, что алгебраическая сумма показателя $(D_f^{\text{УНТ}} + D_f^m - d)$ в соотношении (1) близка к единице, а это предполагает упрощение указанного соотношения до следующего вида

$$N_\kappa \sim R_{\text{УНТ}}. \quad (11)$$

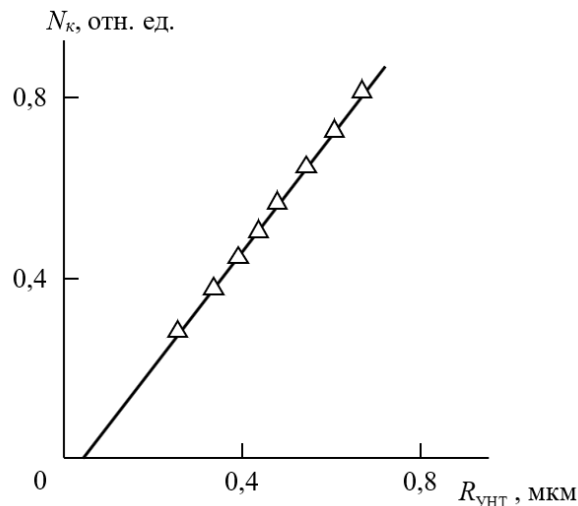


Рис.2. Зависимость числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель N_κ от радиуса кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок $R_{\text{УНТ}}$ для нанокомпозитов ПА-6/УНТ.

На рис.2 приведена зависимость $N_\kappa(R_{\text{УНТ}})$, которая имеет линейный характер, что говорит о правомерности упрощения (11). Анализ соотношений (6),

(10) и (11) демонстрирует, что степень усиления E_n/E_m при фиксированном значении φ_n по существу определяется только структурой углеродных нанотрубок в полимерной матрице, характеризуемой радиусом их кольцеобразных структур $R_{\text{УНТ}}$ (уравнение (2)), что подтверждает аналогичное предположение авторов [16].

Сочетание уравнений (6) и (10) позволяет получить прямую зависимость степени усиления E_n/E_m от числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель

$$\frac{E_n}{E_m} = 1 + 11 [112(N_k - 0,23)\varphi_n]^{1,7}. \quad (12)$$

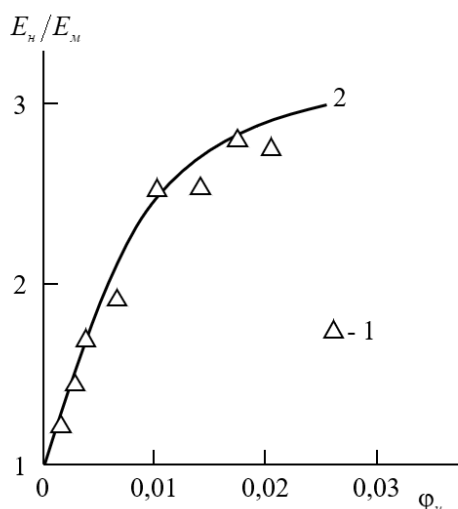


Рис.3. Сравнение полученной экспериментально (1) и рассчитанной согласно уравнению (12) (2) зависимостей степени усиления E_n/E_m от объемного содержания нанонаполнителя φ_n для нанокompозитов ПА-6/УНТ.

На рис.3 приведено сравнение полученной экспериментально и рассчитанной согласно уравнению (12) зависимостей $E_n/E_m(\varphi_n)$ для нанокompозитов ПА-6/УНТ, которое показало хорошее соответствие теории и эксперимента (их среднее расхождение не превышает 7%). Согласно соотношению (1) это означает, что для повышения степени усиления нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки требуется одновременное увеличение параметров $R_{\text{УНТ}}$, $D_f^{\text{УНТ}}$ и D_f^m . В этой связи следует отметить, что одновременное увеличение параметров $R_{\text{УНТ}}$ и $D_f^{\text{УНТ}}$ при фиксированной величине φ_n невозможно согласно уравнению (2). Поэтому необходим поиск оптимального сочетания указанных выше параметров.

И в заключение рассмотрим характерную особенность уравнения (5) и графика рис.2 – минимальные (нулевые) значения b_α и N_k достигаются при некоторой конечной величине $R_{\text{УНТ}}$. Очевидно, что величина $R_{\text{УНТ}}$ не может быть нулевой и ее минимальное теоретическое значение $R_{\text{УНТ}}^{\text{min}}$ равно $D_{\text{УНТ}}$. Однако, указанные нулевые значения b_α и N_k реализуются при величине $R_{\text{УНТ}}$,

на порядок превышающей $R_{\text{УНТ}}^{\text{min}}$. При моделировании углеродных нанотрубок как макромолекулярных клубков разветвленных полимеров согласно уравнению (2) было обнаружено, что величина $D_f^{\text{УНТ}}$ для них варьируется в интервале $D_f^{\text{УНТ}} = 1,775 - 2,170$ при изменении ϕ_n от 0,0015 до 0,0214. Как известно [9], такая вариация структуры кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок обусловлена объемными взаимодействиями между фрагментами указанных формирований, а также между звеньями полимерной цепи матрицы нанокомпозита и этими фрагментами. Уровень объемных взаимодействий ε можно определить согласно уравнению [9]

$$\varepsilon = \frac{2}{D_f^{\text{УНТ}}} - 1. \quad (13)$$

Величина ε в силу аналогии с макромолекулярными клубками определяется с помощью следующего соотношения [9]

$$\langle h^2 \rangle^{1/2} \sim MM^{1+\varepsilon}, \quad (14)$$

где $\langle h^2 \rangle^{1/2}$ – среднеквадратичное расстояние между концами макромолекулы (углеродной нанотрубки), MM – молекулярная масса макромолекулы (углеродной нанотрубки).

Из соотношения (14) следует, что уровень объемных взаимодействий $\varepsilon = 0$ соответствует балансу взаимодействий притяжения и отталкивания и конформация объекта (макромолекулярного клубка или кольцеобразного формирования) является гауссовой. Из соотношения (14) также следует, что условие $\varepsilon < 0$ означает уменьшение размера клубка или его аналога, а $\varepsilon > 0$ дает противоположный эффект. Это означает, что первое из указанных условий соответствует взаимодействиям притяжения, а второе – отталкивания.

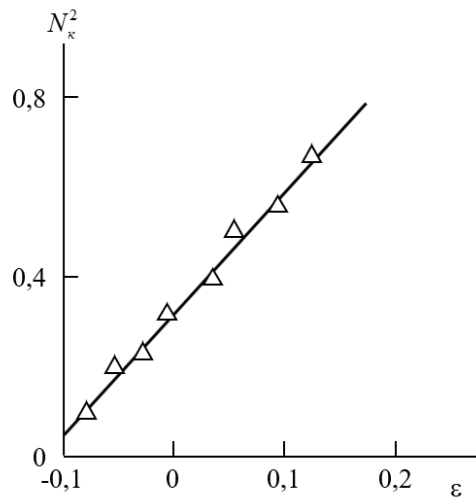


Рис.4. Зависимость числа контактов полимерная матрица-нанонаполнитель N_k от параметра взаимодействия ε для нанокомпозитов ПА-6/УНТ.

При $D_f^{\text{УНТ}} \leq 2,0$ величина ε положительна, что соответствует взаимодействиям отталкивания, а при $D_f^{\text{УНТ}} > 2,0$ – отрицательна, что характеризует взаимодействия притяжения. На рис.4 приведена зависимость

$N_k^2(\varepsilon)$ (квадратичная форма указанной зависимости выбрана с целью ее линеаризации), которая показала снижение N_k по мере уменьшения ε и при $\varepsilon = -0,12$ $N_k = 0$. Согласно уравнению (13) величина $\varepsilon = -0,12$ достигается при $D_f^{\text{YHT}} = 2,273$, что соответствует так называемому компенсированному состоянию макромолекулярного клубка разветвленного полимера, в котором сбалансированы взаимодействия отталкивания и притяжения и размерность которого D_f^{KOM} определяется следующим образом [17]

$$D_f^{\text{KOM}} = \frac{4(d+1)}{7}, \quad (15)$$

что для $d = 3$ составляет $D_f^{\text{KOM}} = 2,286$.

Таким образом, из приведенных выше соображений следует, что по мере роста D_f^{YHT} или компактизации кольцеобразного формирования (величина R_{YHT} снижается от 685 до 347 нм по мере повышения D_f^{YHT} в диапазоне 1,775-2,170) и соответствующего снижения ε растет доля контактов притяжения собственно в кольцеобразном формировании углеродных нанотрубок. Поскольку потенциальное число таких контактов для углеродных нанотрубок конечно в силу их конечных размеров, то повышение числа контактов притяжения между элементами углеродной нанотрубки в силу компактизации ее структуры приводит к соответствующему снижению контактов между полимерной матрицей и нанотрубкой, а это, в свою очередь, определяет снижение уровня межфазной адгезии согласно уравнению (10).

Известно [3,8], что углеродные нанотрубки обладают высокой склонностью к агломерации. Поскольку единственным фактором, варьирующимся для рассматриваемых нанокомполитов, является содержание нанонаполнителя, то следует предположить, что усиление взаимодействий притяжения по мере роста концентрации углеродных нанотрубок, определяющее переход от взаимодействий отталкивания к взаимодействиям притяжения (смена знака параметра ε с положительного на отрицательный) обусловлено именно этим фактором и сопутствующим снижением расстояния между углеродными нанотрубками. Кроме того, определенное влияние на формирование структуры углеродных нанотрубок в полимерной матрице имеет структура последней, поскольку структура кольцеобразных формирований является результатом взаимодействия структур исходного нанонаполнителя и полимерной матрицы.

ВЫВОДЫ

Таким образом, результаты настоящей работы продемонстрировали, что число контактов полимерная матрица-углеродные нанотрубки определяется структурой нанотрубок, трактуемой как их кольцеобразные формирования, которые являются фрактальными объектами. Повышение размерности этих формирований или их компактизация приводит к уменьшению числа контактов и соответствующему снижению уровня межфазной адгезии для нанокомполита. Компактизация кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок определяет перераспределение контактов элементов углеродной нанотрубки между собой и ее контактов с полимерной матрицей. Описанные межфазные

эффекты в значительной степени определяют свойства нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Микитаев А.К., Козлов Г.В., Заиков Г.Е. *Полимерные нанокompозиты: многообразие структурных форм и приложений*. – М.: Наука, 2009. – 279 с.
2. Яновский Ю.Г., Никитина Е.А., Власов А.Н., Карнет Ю.Н. *Анализ теоретической прочности межфазных слоёв адсорбционных комплексов полимерных композитных сред* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2007. – Т.13. – №1. – С.33-41.
3. Яновский Ю.Г., Григорьев Ф.В., Никитина Е.А., Власов А.Н., Карнет Ю.Н. *Наномеханические свойства нанокластеров полимерных композитов* // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т.11. – №3. – С.61-74.
4. Кнунянц Н.Н., Ляпунова М.А., Маневич Л.И., Ошмян В.Г., Шаулов А.Ю. *Моделирование влияния неидеальной адгезионной связи на упругие свойства дисперсно-наполненного композита* // Механика композиционных материалов. – 1986. – Т.22. – №2. – С.231-234.
5. Власов А.Н. *Усреднение характеристик деформационных свойств структурно неоднородных сред с неидеальными условиями на контактах* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2006. – Т.12. – №2. – С.200-218.
6. Победря Б.Е. *Механика композиционных материалов*. – М.: Изд-во Московского Университета, 1984. – 336 с.
7. Schaefer D.W., Zhao J., Brown J.M., Anderson D.P., Tomlin D.W. *Morphology of dispersed carbon single-walled nanotubes* // Chem. Phys. Lett. – 2003. – Vol.375. – No.3-4. – Pp.369-375.
8. Schaefer D.W., Justice R.S. *How nano are nanocomposites?* // Macromolecules. – 2007. – Vol.40. – No.24. – Pp.8501-8517.
9. Козлов Г.В., Долбин И.В. *Фрактальная физическая химия полимерных растворов и расплавов*. – М.: Изд-во «Спутник+», 2016. – 352 с.
10. Gao J., Itkis M.E., Yu A., Bekyarova E., Zhao B., Haddon R.C. *Continuous spinning of a single-walled carbon nanotube-nylon composite fiber* // J. Amer. Chem. Soc. – 2005. – Vol.127. – No.11. – Pp.3847-3854.
11. Vilgis T.A. *A Flory theory of polymeric fractals – intersection, saturation and condensation* // Physica A. – 1988. – Vol.153. – No.2. – Pp.341-354.
12. Микитаев А.К., Козлов Г.В. *Зависимость степени усиления нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки от размерности нанонаполнителя* // Доклады АН. – 2015. – Т.462. – №1. – С.41-44.
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. Techn.: An Intern. J. – 2012. – Vol.3. – No.2. – Pp.99-127.
14. Козлов Г.В. *Фрактальная механика полимеров*. – М.: Изд-во «Спутник+», 2016. – 356 с.
15. Козлов Г.В., Сандитов Д.С. *Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров*. – Новосибирск: Наука, 1994. – 261 с.
16. Schaefer D.W., Zhao J., Dowty H., Alexander M., Orlor E.B. *Carbon nanotube reinforcement of soft materials* // Soft Mater. – 2008. – Vol.4. – No.10. – Pp.2071-2079.

17. Family F. *Fractal dimension and grand universality of critical phenomena* // J. Stat. Phys. – 1984. – Vol.36. – No.5/6. – Pp.881-896.

REFERENCES

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. Yanovskii Yu.G., Nikitina E.A., Vlasov A.N., Karnet Yu.N. *Analiz teoreticheskoy prochnosti mezhfaznykh sloyov adsorbtsionnykh kompleksov polimernykh kompozitnykh sred [Analysis of theoretical strength of interfacial layers of adsorption complexes of polymer composite media]*. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, 2007, Vol.13, No.1, Pp.33-41.
3. Yanovskii Yu.G., Grigor'ev F.V., Nikitina E.A., Vlasov A.N., Karnet Yu.N. *Nanomekhanicheskie svoystva nanoklastero polimernykh kompozitov [Nanomechanical properties of polymer composites nanoclusters]*. Fizicheskaya mezomekhanika, 2008, Vol.11, No.3, Pp.61-74.
4. Knunyants N.N., Lyapunova M.A., Manevich L.I., Oshmyan V.G., Shaulov A.Yu. *Modelirovanie vliyaniya neideal'noj adgezionnoj svyazi na uprugie svoystva dispersno-napolnennogo kompozita [The simulation of influence of nonideal adhesive bond on elastic properties of particulate-filled composite]*. Mekhanika kompozitnykh materialov, 1986, Vol.22, No.2, Pp.231-234.
5. Vlasov A.N. *Usrednenie kharakteristik deformatsionnykh svoystv strukturno neodnorodnykh sred s neideal'nymi usloviyami na kontaktakh [Averaging characteristics of deformation properties of structurally inhomogeneous media with imperfect contact conditions]*. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, 2006, Vol.12, No.2, Pp.200-218.
6. Pobedrya B.E. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov [Mechanics of composite materials]*. Moskva, Izdatel'stvo Moskovskogo Universiteta, 1984, 336 p.
7. Schaefer D.W., Zhao J., Brown J.M., Anderson D.P., Tomlin D.W. *Morphology of dispersed carbon single-walled nanotubes*. Chem. Phys. Lett., 2003, Vol.375, No.3-4, Pp.369-375.
8. Schaefer D.W., Justice R.S. *How nano are nanocomposites?* Macromolecules, 2007, Vol.40, No.24, Pp.8501-8517.
9. 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.
10. Gao J., Itkis M.E., Yu A., Bekyarova E., Zhao B., Haddon R.C. *Continuous spinning of a single-walled carbon nanotube-nylon composite fiber*. J. Amer. Chem. Soc., 2005, Vol.127, No.11, Pp.3847-3854.
11. Vilgis T.A. *A Flory theory of polymeric fractals – intersection, saturation and condensation*. Physica A, 1988, Vol.153, No.2, Pp.341-354.
12. Mikitaev A.K., Kozlov G.V. *Dependence of the degree of reinforcement of polymer/carbon nanotubes nanocomposites on the nanofiller dimension*. Doklady Physics, 2015, Vol.60, No.5, Pp.203-206.
13. Yanovsky Yu.G., Kozlov G.V., Zhirikova Z.M., Alov V.Z., Karnet Yu.N. *Special features of the structure of carbon nanotubes in polymer composite media*. Nanomechanics Sci. Techn.: An Intern. J., 2012, Vol.3, No.2, Pp.99-127.

14. Kozlov G.V., Yanovskii Yu.G. Fractal Mechanics of Polymers. *Chemistry and Physics of Complex Polymeric Materials*. Toronto, New Jersey, Apple Academic Press, 2015, 370 p.
15. Kozlov G.V., Sanditov D.S. *Angarmonicheskie ehffekty i fiziko-mekhanicheskie svoystva polimerov [Anharmonic effects and physical-mechanical properties of polymers]*. Novosibirsk, Nauka, 1994, 261 p.
16. Schaefer D.W., Zhao J., Dowty H., Alexander M., Orlor E.B. *Carbon nanotube reinforcement of soft materials*. *Soft Mater.*, 2008, Vol.4, No.10, Pp.2071-2079.
17. Family F. *Fractal dimension and grand universality of critical phenomena*. *J. Stat. Phys.*, 1984, Vol.36, No.5/6, Pp.881-896.

Поступила в редакцию 01 мая 2019 года.

Сведения об авторах:

Атлуханова Луиза Бремовна – к.п.н., доц., Кафедра биофизики, информатики и медаппаратуры, Дагестанский государственный медицинский университет, г. Махачкала, Россия; e-mail: bremovna77@mail.ru

Карнет Юлия Николаевна – к.ф.-м.н., в.н.с., ФГБУН Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия; e-mail: iam@iam.ras.ru

Козлов Георгий Владимирович – с.н.с., Управление научно-исследовательской и инновационной деятельности, Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова, г. Нальчик, Россия; e-mail: i_dolbin@mail.ru