

УДК 669.017

## ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕЖФАЗНОЙ ОБЛАСТИ В ЭПОКСИДНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ

О. А. Дышин, И. А. Габибов, Дж. Н. Асланов, А. Д. Сулейманова

Азербайджанский государственный университет нефти и промышленности,  
Az1010 Баку, Азербайджан

E-mails: oleg.dyshin@mail.ru, h.ibo@mail.ru, tribo72@mail.ru, ar.suleymanova@mail.ru

На основе микромеханической модели прочности на растяжение полимерного композита показано, что в отличие от случая адгезии между двумя полимерами, когда наблюдается линейная зависимость толщины межфазной области от степени межфазной адгезии, прочность материала межфазной области в нанокompозитах типа полимер — высокомолекулярный наполнитель уменьшается по мере увеличения ее толщины. С использованием фрактальной модели межфазных взаимодействий получены оценки пороговых значений объемных долей нанокластеров эпоксидной полимерной матрицы и металлических наночастиц наполнителя, при переходе через которые происходит ослабление процесса передачи механического напряжения от полимерной матрицы к наполнителю. Показано, что превышение порогового значения объемной доли наполнителя приводит к нарушению агрегативной устойчивости наполнителя и уменьшению значений безразмерного параметра микромеханической модели, характеризующего степень межфазной адгезии. При дальнейшем увеличении объемной доли наполнителя значения этого параметра становятся отрицательными, при этом прочность композита практически не увеличивается.

Ключевые слова: металлополимер, межфазная область, наполнитель, нанокластер, рыхлоупакованная матрица, фрактальная размерность, микромеханическая модель.

DOI: 10.15372/PMTF20200420

**Введение.** Как известно, существенное влияние на процесс формирования структуры и свойств дисперсно-наполненных полимерных композитов оказывают межфазные области. Наряду с нанонаполнителем межфазные слои служат армирующим элементом полимерных нанокompозитов [1]. Установлено, что основные компоненты композитов являются физическими фракталами и необходимо учитывать влияние поверхности абсорбента на термодинамическое состояние адсорбционного слоя (в полимерных композитах — межфазного слоя). Поэтому при описании межфазных слоев композитов вводится дополнительный параметр — фрактальная размерность поверхности частиц (агрегатов частиц) наполнителя [2].

В процессе изготовления дисперсно-наполненных полимерных композитов происходит объединение частиц наполнителя (нанонаполнителя) в достаточно крупные агрегаты. Агрегация играет важную роль в формировании свойств композитов на микроуровне. В полимерных матрицах процесс агрегации оказывает влияние также на свойства композитов на

макроуровне, наиболее важными из которых являются упругость и прочность, характеризующиеся модулем упругости и напряжением разрушения. Передача приложенного механического напряжения от полимерной матрицы к нанонаполнителю оказывает существенное влияние на свойства полимерных композитов [2]. С помощью микромеханической модели Пукански [3] в работе [4] показано, что при достижении порога агрегации частиц нанонаполнителя передача напряжения от полимерной матрицы к нанонаполнителю в дисперсно-наполненных нанокompозитах значительно ослабляется вследствие уменьшения удельной площади поверхности агрегатов наночастиц по мере увеличения диаметра агрегатов.

В работе [5] обнаружено, что зависимость прочности на растяжение межфазных слоев  $\sigma_i$  от расстояния между наночастицами наполнителя и полимерной матрицы является степенной. При этом предполагается, что  $\sigma_i > \sigma_m$  ( $\sigma_i, \sigma_m$  — прочность на растяжение межфазной области и полимерной матрицы соответственно).

В системе полимер — высокомодульный наполнитель наблюдается уменьшение прочности материала межфазной области по мере увеличения ее толщины  $l_{\text{мф}}$ , в то время как в случае адгезии между двумя полимерами имеет место линейная зависимость толщины межфазной области от степени межфазной адгезии [2].

При исследовании прочности на растяжение композита  $\sigma_c$  обычно используется модель [3]. Однако, как показывают экспериментальные исследования [6], существуют полимерные нанокompозиты с матрицей, представляющей собой смесь двух полимеров, для которых результаты расчетов прочности по модели [3] не согласуются с экспериментальными данными. Это можно объяснить тем, что вследствие образования агрегатов частиц наполнителя при некоторых критических значениях объемной доли наполнителя  $\varphi_n$  вместо условия  $\sigma_i > \sigma_m$  выполняется условие  $\sigma_i < \sigma_m$ . В этом случае образуется структурный дефект, приводящий к разрушению межфазной области композита [7]. Образование такого структурного дефекта происходит, например, в композите полигидроксиэфир — графит [2. С. 47].

Целью данной работы является исследование зависимости прочности межфазного слоя от его характеристик в общем случае  $\sigma_i \neq \sigma_m$ . Для металлополимерного композиционного материала с полимерной матрицей из бутадиен-стирольного каучука и наномеди в качестве наполнителя получены оценки пороговых значений объемной доли наполнителя  $\varphi_n^{\text{tr}}$  и объемной доли кластеров  $\varphi_{\text{кл}}^{\text{tr}}$ , при превышении которых происходит уменьшение величины напряжения межфазного слоя (ослабление процесса передачи приложенного напряжения от полимерной матрицы к наполнителю) в случаях  $\varphi_n > \varphi_n^{\text{tr}}$  (вследствие увеличения степени агрегации с увеличением  $\varphi_n$ ) и  $\varphi_n > \varphi_{\text{кл}}^{\text{tr}}$  (при уменьшении локального порядка в межфазном слое или в полимерной матрице композита). “При этом используется концепция кластерной модели структуры аморфного состояния полимеров, согласно которой кластеры представляют собой области ближнего (или локального) порядка, состоящие из коллинеарных плотноупакованных сегментов разных макромолекул, погруженных в рыхлоупакованную матрицу и аналогичных кристаллитам с вытянутыми цепями” [8].

**1. Влияние межфазных областей и агрегации частиц наполнителя на свойства полимерных композитов.** Для полимерных нанокompозитов слой полимера с адсорбированными частицами наполнителя можно рассматривать как межфазную область с объемной долей  $\theta'_{\text{мф}}$ , определяемой формулой [2]

$$\theta'_{\text{мф}} = \rho_n^{-1} m_0^{1-3/D}, \quad (1.1)$$

где  $\rho_n$  — плотность исходного (неагрегированного) наполнителя;  $m_0$  — масса частицы наполнителя;  $D$  — фрактальная размерность агрегата частиц наполнителя. Сумма объемных долей наполнителя  $\varphi_n$  и материала межфазной области  $\theta'_{\text{мф}}$  рассматривается в качестве эффективной объемной доли наполнителя  $\varphi_n^{\text{eff}}$  [2]. Однако основное влияние на про-

песс формирования адсорбционного слоя оказывает не фрактальная размерность адсорбционного вещества, а фрактальная размерность его поверхности  $d_n$ . Поэтому согласно [2] в данной работе принято  $D = d_n$ . Кроме того, величина  $\theta_{\text{мф}}$  представляет собой объемную долю только адсорбционной фазы. Поэтому далее используется величина  $\theta_{\text{мф}}$ :

$$\theta_{\text{мф}} = \theta'_{\text{мф}}(1 - \varphi_{\text{н}}). \quad (1.2)$$

Величину  $D = d_n$  в (1.1) можно определить с использованием соотношения [9]

$$\log S_u \sim (d_n - 3) \log_2 D_r + C_2,$$

где  $D_r$  — диаметр частиц исходного (агрегированного и неагрегированного) наполнителя;  $C_2$  — константа. Левая часть этого соотношения пропорциональна правой с коэффициентом пропорциональности  $C_1$ , имеющим размерность величины  $S_u$ :

$$\log S_u = C_1[(d_n - 3) \log d + C_2]; \quad (1.3)$$

$$S_u = 6/(\rho_{\text{н}} D_r). \quad (1.4)$$

Константу  $C = C_1 C_2$  можно определить из уравнений (1.3), (1.4), полагая  $D_r = D_p$ ,  $d_n = d_{\text{н}}$  ( $D_p$  — диаметр частиц исходного (неагрегированного) наполнителя;  $d_{\text{н}}$  — фрактальная размерность его поверхности (в обозначениях [2]  $d_{\text{н}} = d_0$ )). В работе [10] в случае неорганического наполнителя для величины  $d_{\text{н}}$  получена функциональная зависимость  $d_{\text{н}}$  от  $D_p$ ,  $a$ ,  $d$ ,  $\rho_{\text{dens}}$ ,  $D_k$  ( $d$  — евклидова размерность пространства, в котором рассматривается композит (в данном случае  $d = 3$ );  $\rho_{\text{dens}}$  — плотность наполнителя;  $a$  — минимальный линейный масштаб, на котором возможно образование фракталов частиц наполнителя;  $D_k$  — фрактальная размерность дисперсно-наполненного полимерного композита). В частности, для рассматриваемого композита  $\rho_{\text{dens}} = 8930 \text{ кг/м}^3$ ,  $a = 14 \text{ нм}$ ,  $D_k = 2,443 \pm 0,030$  [10, 11]. При  $D_r = D_p$ ,  $d_n = d_{\text{н}}$  из (1.3), (1.4) получаем

$$\log(6/(\rho_{\text{н}} D_p)) = C_1(d_{\text{н}} - 3) \log D_p + C,$$

откуда следует

$$C = \log(6/(\rho_{\text{н}} D_p)) - C_1(d_{\text{н}} - 3) \log D_p. \quad (1.5)$$

Полагая в (1.3), (1.4)  $D_r = D_{\text{аг}}$  и подставляя в (1.3) выражение

$$S_u = 6/(\rho_{\text{н}} D_{\text{аг}}) \quad (1.6)$$

и выражение для  $C$  из (1.5), получаем формулу для определения фрактальной размерности  $d_{\text{н}}$  поверхности агрегированного наполнителя:

$$d_n = 3 - (3 - d_{\text{н}}) \log D_p / \log D_{\text{аг}}. \quad (1.7)$$

Из (1.7) с учетом неравенства  $0 < \log D_p / \log D_{\text{аг}} < 1$  следует  $2 < d_n < 3$ .

Для диаметра агрегата частиц наполнителя  $D_{\text{аг}}$  в работе [10] получена функциональная зависимость  $D_{\text{аг}}$  от  $D_p$ ,  $W_{\text{н}}$ ,  $\varphi_{\text{н}}$ ,  $D_k$  ( $W_{\text{н}}$  — массовая доля наполнителя в композите). Из уравнения (1.6) следует, что при агрегации частиц наполнителя увеличивается диаметр агрегата  $D_{\text{аг}}$  и уменьшается его удельная площадь поверхности, при этом в соответствии с уравнением (1.7) увеличивается фрактальная размерность  $d_{\text{н}}$  поверхности агрегированного наполнителя и в силу уравнений (1.1), (1.2) уменьшается объемная доля материала межфазного слоя  $\theta_{\text{мф}}$ .

С учетом кластерной структуры полимерной матрицы [8] предполагается, что полимеры в аморфном состоянии состоят из областей локального порядка (кластеров), погруженных в рыхлоупакованную матрицу. Каждый кластер состоит из нескольких коллинеарных

плотнупакованных сегментов различных макромолекул, длина которых равна длине статистического сегмента  $l_{ст}$ . Между плотностью кластера  $\nu_{кл}$  и коэффициентом Пуассона дисперсно-наполненной полимерной матрицы  $\nu$  существует зависимость

$$\nu = 0,5 - 2,75 \cdot 10^{-15}(\nu_{кл})^{1/2}.$$

Объемная доля кластеров  $\varphi_{кл}$  в полимерном материале в аморфном состоянии связана с фрактальной размерностью матрицы  $d_f$  соотношением

$$d_f = 3 - 5,98 \cdot 10^{-10}(\varphi_{кл}/(C_\infty S))^{1/2},$$

где  $C_\infty$  — характеристическое отношение, которое является показателем статистической гибкости полимерной цепи;  $S$  — площадь поперечного сечения макромолекулы полимера, м<sup>2</sup>. Теоретическое значение предела прочности на растяжение межфазной области  $\sigma_{мф}^T$  можно определить с использованием выражения, полученного в рамках кластерной модели структуры полимеров в аморфном состоянии [12]:

$$\sigma_{мф}^T = 1,4 \cdot 10^5(\varphi_{кл}/(2N_A S l_0 C_\infty))^{5/6}. \quad (1.8)$$

Здесь  $l_0$  — длина сегментов связи основной цепи;  $N_A$  — число Авогадро; величина  $C_\infty$  определяется из формулы для температуры стеклования полимерной матрицы  $T_c$ :

$$T_c = 120(S/C_\infty)^{1/2}. \quad (1.9)$$

**2. Определение пороговых значений объемной доли наполнителя и кластеров.** Характер зависимости  $\sigma_{мф}(\varphi_{кл})$  можно объяснить, используя сеточные модели структуры полимеров, полученных “сшиванием” эпоксидных полимеров [12, 13]. Для таких моделей прочность межфазного слоя определяется эффективной плотностью цепей  $N_{eff}$ , пересекающих единичную площадь межфазного слоя по нормали к поверхности частиц наполнителя:

$$N_{eff} = \sqrt{2/3} \pi \rho l_{ст} N_A / (M_{ст} n_{ст}^{1/2}). \quad (2.1)$$

Здесь  $\rho$  — плотность полимера;  $M_{ст}$  — молекулярная масса статистического сегмента;  $n_{ст}$  — число статистических сегментов между узлами зацеплений. Величина  $l_{ст}$  оценивается по уравнению

$$l_{ст} = l_0 C_\infty, \quad (2.2)$$

$l_0$  определена в формуле (1.8),  $C_\infty$  определяется из соотношения (1.9). Величина  $M_{ст}$  вычисляется по формуле

$$M_{ст} = l_{ст} S \rho N_A, \quad (2.3)$$

параметр  $n_{ст}$  (число эквивалентных статистических звеньев между узлами зацеплений в расплаве полимера) — по формуле

$$n_{ст} = 2/\varphi_{кл}. \quad (2.4)$$

На рис. 1 приведена зависимость прочности межфазного слоя  $\sigma_{мф}$  от эффективной плотности  $N_{eff}$ . Видно, что при увеличении  $N_{eff}$  значения  $\sigma_{мф}$  увеличиваются.

Прочность межфазного слоя для рассматриваемого композита экстраполируется к значению, равному нулю, при значении  $N_{eff} \approx 0,15 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2}$ , которое согласно (2.1)–(2.4) соответствует значению  $\varphi_{кл} \approx 0,038$ . Это означает, что при  $\varphi_{кл}$ , не превышающем порогового значения  $\varphi_{кл}^{tr} = 0,038$ , межфазный слой не передает сдвиговое напряжение от полимерной матрицы к наноапполнителю.

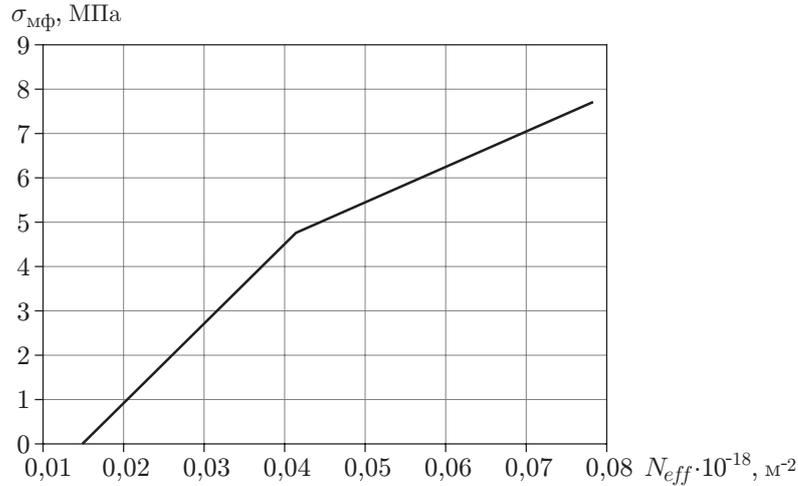


Рис. 1. Зависимость прочности межфазного слоя  $\sigma_{мф}$  от эффективной плотности  $N_{eff}$

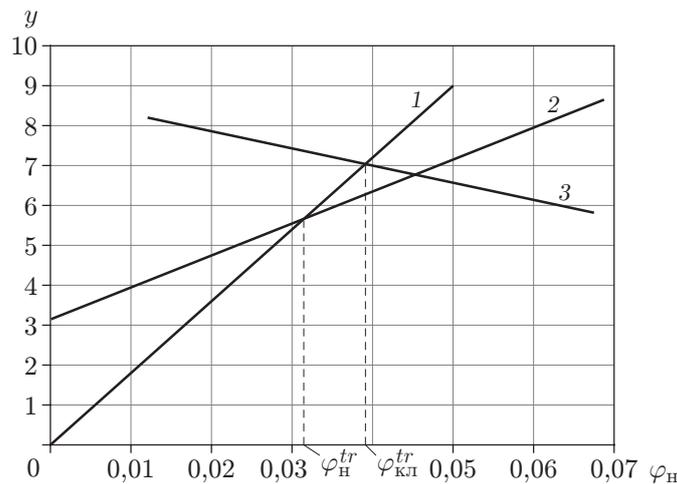


Рис. 2. Зависимость величины  $y = c_1 + c_2\varphi_n$  от объемной доли нанонаполнителя  $\varphi_n$ :  
 1 —  $c_1 = 0, c_2 = 1,176$ ; 2 —  $c_1 = 3,2, c_2 = 0,805$ ; 3 —  $c_2 < 0$

Для исследования процесса передачи механического напряжения от полимерной матрицы к нанонаполнителю в работе [4] предлагается использовать микромеханическую модель [3], описывающую зависимость величины  $\sigma_R$ , определяемой отношением прочностей на растяжение композита  $\sigma_c$  и матрицы  $\sigma_m$ , от характеристик полимерных композитов:

$$\sigma_R = (1 - \varphi_n) / (1 + 2,5\varphi_n) e^{B\varphi_n}. \quad (2.5)$$

Здесь

$$B = (1 + A_n \rho_n t) \ln(\sigma_i / \sigma_m), \quad (2.6)$$

$\sigma_i, t$  — прочность и толщина межфазной области;  $A_n = S_u$  — удельная площадь поверхности наполнителя, отнесенная к единице его массы.

Уравнение (2.5) можно использовать для оценки параметра  $B$ , если зависимость величины  $y = \ln[\sigma_R(1 + 2,5\varphi_n)/(1 - \varphi_n)]$  от  $\varphi_n$  достаточно точно описывается уравнением прямой линии с углом наклона, тангенс которого равен  $B$ . Для рассматриваемого нанокompозита прямые, описывающие эту зависимость, представляются в виде двух линейных участков, точке излома соответствует пороговое значение  $\varphi_n^{tr} = 0,032$  (рис. 2). Эти участки соответствуют значениям  $B = 1,176$  при  $\varphi_n < \varphi_n^{tr}$  и  $B = 0,805$  при  $\varphi_n > \varphi_n^{tr}$ . На втором

участке механическое напряжение практически не передается от полимерной матрицы к наполнителю (меди) [14], что обусловлено изменением структуры дисперсного нанонаполнителя, а именно достижением порога агрегативной устойчивости. При достижении этого порога линейный участок прямой регрессии

$$y = c_1 + c_2x, \quad y = \ln [\sigma_R (1 + 2,5\varphi_H)/(1 - \varphi_H)], \quad x = \varphi_H, \quad c_2 = B = \operatorname{tg} \alpha$$

( $\alpha$  — угол наклона прямой регрессии к оси  $x$ ), соответствующий значениям  $\varphi_H < \varphi_H^{tr}$  и  $c_1 = 0$ , сменяется линейным участком с  $\varphi_H > \varphi_H^{tr}$  и  $c_1 \neq 0$ , на котором значения  $c_2$  резко уменьшаются и могут стать отрицательными (линия 3 на рис. 2), что соответствует замене условия  $\sigma_i > \sigma_M$  на условие  $\sigma_i < \sigma_M$ . В этом случае межфазная область практически не передает напряжение от полимерной матрицы к наполнителю и прочность композита практически не увеличивается.

**3. Зависимость прочности на растяжение полимерных нанокомпозитов от свойств материала и степени межфазного взаимодействия.** Для расчета зависимости прочности межфазной области от расстояния между наполнителем и полимерной матрицей в работе [15] введен параметр  $Z$ , зависящий от свойств материала и межфазных слоев.

В работе [15] предполагается, что межфазная область состоит из  $n$  слоев, имеющих разные свойства. Пусть каждый межфазный слой имеет одну и ту же толщину  $t_k = t/n$  ( $k = 1, \dots, n$ ) и переменная  $x$  изменяется в направлении от поверхности наночастицы ( $x = 0$ ) к поверхности полимерной матрицы ( $x = t$ ). Тогда в центральной точке  $k$ -го слоя переменная  $x$  принимает значение  $x_k = kt_k - t_k/2$ . Для прочности на растяжение межфазных слоев имеет место степенная зависимость от  $x_k$  [5]

$$\sigma_{M\Phi} = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_M)(x_k/t)^Z, \tag{3.1}$$

где  $\sigma_M, \sigma_p$  — прочность на растяжение матрицы и наночастиц соответственно;  $Z$  — параметр, характеризующий межфазное взаимодействие. Уравнение (3.1) выполняется для всех полимерных нанокомпозитов, содержащих хорошо диспергированные наночастицы. Средняя прочность на растяжение материала межфазной области  $\sigma_i$  может рассматриваться как прочность на растяжение центрального межфазного слоя, т. е. слоя  $\sigma_{M\Phi}$  с  $x_k = t/2$ . Соответственно величина  $\sigma_i$  определяется формулой

$$\sigma_i = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_M)/2^Z. \tag{3.2}$$

Из (3.1), (3.2) для параметра  $Z$  можно получить выражение

$$Z = -1,44 \ln ((\sigma_p - \sigma_i)/(\sigma_p - \sigma_M)). \tag{3.3}$$

С учетом уравнения (2.6) величину  $\sigma_i$  можно выразить следующим образом:

$$\sigma_i = \sigma_M e^{B/(1+A_H\rho_H t)}. \tag{3.4}$$

Подставляя (3.4) в уравнение (3.3), получаем выражение

$$Z = -1,44 \ln \left( \frac{\sigma_p - \sigma_M e^{B/(1+A_H\rho_H t)}}{\sigma_p - \sigma_M} \right). \tag{3.5}$$

Параметр  $Z$  зависит от характеристик материала и межфазных слоев. Для сферических наночастиц удельная площадь поверхности наполнителя  $A_H$  определяется по формуле

$$A_H = \frac{A}{m} = \frac{A}{\rho_H V} = \frac{4\pi r^2}{\rho_H (4/3)\pi r^3} = \frac{3}{\rho_H r}, \tag{3.6}$$

где  $A, m, V, r$  — площадь поверхности, масса, объем и радиус наночастиц соответственно. Подставляя (3.6) в уравнение (3.5), получаем следующее выражение для  $Z$ :

$$Z = -1,44 \ln \left( \frac{\sigma_p - \sigma_m e^{B/(1+3t/r)}}{\sigma_p - \sigma_m} \right). \quad (3.7)$$

При агрегации частиц наполнителя зависимость фрактальной размерности поверхности частиц наполнителя  $d_H$  от параметра агрегации  $k(r)$  представляется в виде [10]

$$d_H = d + \frac{1}{\lg(D_p/2)} \left( \lg k(r) + \lg \frac{10^3}{7,5 \cdot 410} \right). \quad (3.8)$$

Для рассматриваемого композита при фиксированных значениях  $D_k = 2,43$  нм и  $D_r = 60$  нм с учетом выражения [10]

$$k(r) = \frac{7,5 \cdot 6 \cdot 10^3}{\rho_{dens} D_p} \left( \frac{D_p}{a} \right)^{d-D_k}$$

(для меди  $\rho_{dens} = 8930$  кг/м<sup>3</sup>,  $a = 14$  нм) из (3.8) получаем  $d_H \leq 2,18$  при  $k(r) \leq 0,18 \cdot 10^{-3}$ . На основе формулы для толщины межфазной области  $l_{мф}$  [2]

$$l_{мф} \approx a(R_r/a)^{2(d-d_H)},$$

где  $a$  — минимальный линейный масштаб, на котором возможно образование фракталов (для полимеров принимается равным длине статистического сегмента макромолекулы полимерной матрицы);  $R_r$  — радиус частиц, находим

$$t/r \approx a^{1-2(d-d_H)} r^{2(d-d_H)-1} \approx 14^{1-2(d-d_H)} r^{0,6},$$

откуда следует, что величина  $t/r$  уменьшается с уменьшением  $r$ . Тогда из формулы (3.7) следует, что с уменьшением  $r$  параметр  $Z$  увеличивается. Таким образом, в силу (3.2) прочность материала межфазной области  $\sigma_i$  увеличивается.

**Заключение.** На основе фрактального анализа структуры и характеристик межфазной области между полимерной матрицей и наполнителем показано, что в отличие от систем полимер — полимер, в которых прочность межфазной области увеличивается с увеличением ее толщины, в рассматриваемом композите наблюдается уменьшение прочности межфазной области.

На границе раздела двух сред (полимерной матрицы и металлических частиц наполнителя) в результате адсорбции частиц наполнителя образуется межфазная область. Вследствие формирования адсорбционного слоя сетчатая полимерная матрица, полученная химическим “сшиванием” двух полимеров (эпоксидной смолы и бутадиен-стирольного каучука), переходит в аморфное стеклообразное состояние.

По мере увеличения диаметра кластеров с увеличением числа статистических сегментов в каждом кластере происходит уменьшение фрактальной размерности поверхности кластеров, приводящее к увеличению плотности упаковки нанокластеров, вследствие чего нанокластеры, частично входящие в межфазную область, оказывают незначительное влияние на ее толщину.

Прочность материала межфазной области в основном зависит от двух параметров: объемных долей кластеров и наполнителя, для которых получены оценки пороговых значений.

Показано, что безразмерный параметр, входящий в микромеханическую модель прочности композита и определяющий степень межфазного взаимодействия, при превышении порогового значения объемной доли наполнителя уменьшается и становится отрицательным. При этом межфазная область не передает напряжение от полимерной матрицы к наполнителю. Кроме того, образуется структурный дефект, что приводит к разрушению межфазной области композита. При этом наличие наполнителя не приводит к увеличению прочности композита.

Полученные в работе результаты могут быть использованы при конструировании высокопрочных полимерных композитов, применяемых в уплотнительных узлах нефтепромыслового оборудования.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Mikitaev A. K., Kozlov G. V. The role of interface surfaces in the formation of the properties of polymer nanocomposites // J. Surface Investigat. X-ray, Synchrotron Neutron Tech. 2016. V. 10, N 1. P. 250–253.
2. Козлов Г. В. Структура и свойства дисперсно-наполненных полимерных композитов: фрактальный анализ / Г. В. Козлов, Ю. Г. Яновский, Ю. Р. Карнет. М.: Альянстрансатом, 2008.
3. Pukanszky B. Influence of interface interaction on the ultimate tensile properties of polymer composites // Composites. 1990. V. 21, N 3. P. 255–262.
4. Балаева С. М., Козлов Г. В., Заиков Г. Е. и др. Перенос приложенного напряжения от полимерной матрицы к нанонаполнителю в дисперсно-наполненных нанокompозитах // Вестн. Казан. технол. ун-та. 2015. Т. 18, № 2. С. 154–156.
5. Zare Yu., Rhee K. Y. Modeling approach for tensile strength of interphase layers in polymer nanocomposites // J. Colloid Interface Sci. 2016. V. 471. P. 89–93.
6. Zare Y. Study on interfacial properties in polymer blend ternary nanocomposites: Role of nanofiller content // Comput. Materials Sci. 2016. V. 111. P. 334–338.
7. Wu S. Polymer interface and adhesion. N. Y.: Marcel Dekker, 1982.
8. Козлов Г. В., Новиков В. У. Кластерная модель аморфного состояния полимеров // Успехи физ. наук. 2001. Т. 171, № 7. С. 717–764.
9. Avnir D., Farin D., Pfeifer P. Chemistry in noninteger dimensions between two and three. 2. Fractal surfaces of adsorbents // J. Chem. Phys. 1983. V. 79, N 7. P. 3566–3571.
10. Дышин О. А., Габибов И. А., Рустамова К. Б. Свойства структуры дисперсно-наполненных металлополимерных композитов // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2018. № 2. С. 24–31.
11. Дышин О. А., Габибов И. А., Шамилов В. М., Рустамова К. Б. Структура межфазных областей в полимерных нанокompозитах // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2019. № 3. С. 140–148.
12. Магомедов Г. М. Синтез, структура и свойства сетчатых полимеров и нанокompозитов на их основе / Г. М. Магомедов, Г. В. Козлов. М.: Акад. естествознания, 2010.
13. Бошаров М. Т. Наноструктуры и свойства аморфных стеклообразных полимеров / М. Т. Бошаров, Г. В. Козлов, А. К. Микитаев. М.: Рос. хим.-технол. ун-т им. Д. И. Менделеева, 2009.
14. Дышин О. А., Габибов И. А., Сулейманова А. Д. Фрактальное описание межфазных взаимодействий в дисперсно-наполненных металлополимерных композитах // Науч.-техн. журн. Азерб. гос. ун-та нефти и пром-сти. Сер. Оборудование. Технологии. Материалы. 2019. № 1. С. 52–61.
15. Zare Yu., Rhee K. Y. Dependence of  $Z$  parameter for tensile strength of multi-layered interphase in polymer nanocomposites to material and interphase properties // Nanoscale Res. Lett. 2017. V. 12, N 1. 42.

*Поступила в редакцию 11/ХП 2019 г.,  
после доработки — 27/П 2020 г.  
Принята к публикации 2/П 2020 г.*