

МЕХАНИКА МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

УДК 539.422.3

Структурная модель образования микротяжей при деформировании наполненных эластомеров

О. К. Гаришин, А. К. Соколов

Институт механики сплошных сред УрО РАН
Россия, 614018, г. Пермь, ак. Королева, 1
gar@icmm.ru; 8 (342) 2378392

Разработана структурная модель развития внутренней поврежденности в дисперсно наполненных эластомерах в виде высокопрочных микротяжей между частицами наполнителя. В основе модели лежит использование нового деформационного критерия прочности, учитывающего возможность анизотропного упрочнения эластомера при вытяжке (за счет переориентации молекулярных цепей в направлении приложения нагрузки). Предложено четыре формы записи этого критерия и после анализа их применимости выбран оптимальный вариант. С помощью модели теоретически исследованы процессы развития структурной поврежденности в эластомерных композитах. Показано, что данный подход позволяет описать возможность возникновения тяжей в зазорах между близко расположенными частицами наполнителя за счет развития в материале прочностной анизотропии.

Ключевые слова: эластомер; дисперсный наполнитель; структурная поврежденность; критерии разрушения.

DOI: 10.17072/1993-0550-2019-4-5-12

Введение

Одним из наиболее важных и распространенных в промышленности полимерных материалов являются резины. Эти материалы относятся к классу дисперсно-наполненных эластомерных композитов, специфическая особенность которых заключается в том, что их основу составляет непрерывная низкомолекулярная высокоэластичная каучуковая фаза (матрица), в которую внедрены твердые зернистые частицы наполнителя (дисперсная фаза).

Подобные материалы характеризуются сложным механическим поведением, которое обусловлено различными по природе обрати-

мыми и необратимыми структурными изменениями, происходящими при деформировании.

В настоящее время наполненные эластомеры являются объектом интенсивных фундаментальных и прикладных исследований. При этом активно используются новые нетрадиционные виды дисперсных наполнителей.

Во-первых, это углерод в различных аллотропных состояниях, например графены, углеродные нанотрубки, наноалмазы и т. д. [1–5].

Во-вторых, это наполнители на основе различных глинистых минералов: монтмориллонит, палыгорскит, шунгит и т. д. [6–12].

Одновременно с экспериментами ведутся и теоретические исследования по структурному моделированию и описанию физико-механических свойств эластомерных композитов с учетом особенностей внутреннего строения [13–18].

© Гаришин О. К., Соколов А. К., 2019

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00725.

К наиболее интересным особенностям исследуемых материалов можно отнести их способность накапливать при деформировании значительную внутреннюю поврежденность, сохраняя без заметных потерь свою работоспособность. Несмотря на широкую и давнюю известность этого эффекта [19] исследователи до сих пор не пришли к однозначному мнению, почему это происходит.

В данной работе сделана попытка смоделировать один из ключевых процессов развития структурной поврежденности в наполненных эластомерах, а именно, влияние частиц наполнителя на рост микротрещины.

1. Проблема упрочнения наполненных эластомеров (образование микротрещей)

К настоящему времени накоплен большой практический опыт в создании резин различного назначения. Однако прогресс в этой области материаловедения до сих пор сдерживается недостаточной изученностью механизмов формирования весьма сложного макроскопического поведения наполненных эластомеров. Некоторые механические свойства резин представляются странными и до сих пор остаются предметом дискуссий среди материаловедов.

Одним из таких вопросов является эффект упрочнения каучука при вводе в него дисперсных жестких частиц (чаще всего технический углерод или диоксид кремния). Хорошо известно, что введение в каучук этих наполнителей сажей (20–30 % по объему) существенно улучшает их эксплуатационные свойства: повышает жесткость, увеличивает разрывные усилия в 5–15 раз, а предельные деформации в 2–4 раза [20–21].

Единого установившегося мнения о причинах такого упрочнения до сих пор не выработано, хотя существует достаточно много различных гипотез и предположений. [22–25].

Объяснить такие изменения с точки зрения классической механики на сегодняшний день так и не удалось. Эта проблема является одним из важнейших в современной механике эластомеров, так как понимание истинных механизмов упрочнения позволит сократить затраты времени и средств на экспериментальный поиск композитных материа-

лов с заданными свойствами и перейти к расчетным методам их проектирования.

Большинство исследователей сходится на том, что при деформировании наполненного эластомера в нем происходят структурные изменения, для описания которых требуются дополнительные гипотезы и предположения.

Проверке одной из таких гипотез и посвящена данная работа. Суть ее состоит в том, что наночастицы обладают огромной поверхностью межфазных контактов, что превращает значительную долю матрицы в связанное, то есть более прочное состояние. Одновременно нанонаполнитель создает в композите огромное количество равномерно распределенных микроразрывов, способствующих переводу каучуковой матрицы из сложного (трехосного) напряженного состояния в систему многочисленных одноосно нагруженных волокон – тяжей – ориентированных вдоль действия внешней нагрузки, то есть наиболее эффективным образом. Возникающие в результате такой структурной перестройки волокна представляют собой цепочки из сажевых частиц, скрепленными связанным (то есть одноосно ориентированным) каучуком. Поэтому разрывные усилия для волокон должны быть гораздо выше соответствующих величин для того же эластомера, но в обычном неориентированном состоянии.

Наличие таких образований подтверждается экспериментально [26–31].

В работе [32] на основе экспериментальных исследований структуры наполненных техническим углеродом резин (использовалась электронная микротомография) и компьютерного моделирования, показано, что при макродеформациях до 15 % микродеформации матрицы в зонах между агломератами частиц сажи могут достигать 100 и более процентов.

Исследования наноструктуры наполненных каучуков в растянутом (вплоть до предразрывного) состоянии методами атомно-силовой микроскопии (АСМ), проводившиеся в ИМСС УрО РАН [33] также подтвердили наличие таких образований.

На рис. 1 показаны томограммы микроструктуры резины (электронная микроскопия), полученные в работе [34]. На них хорошо видны как тяжи, так и соединяемые ими агрегаты из сажевых частиц.

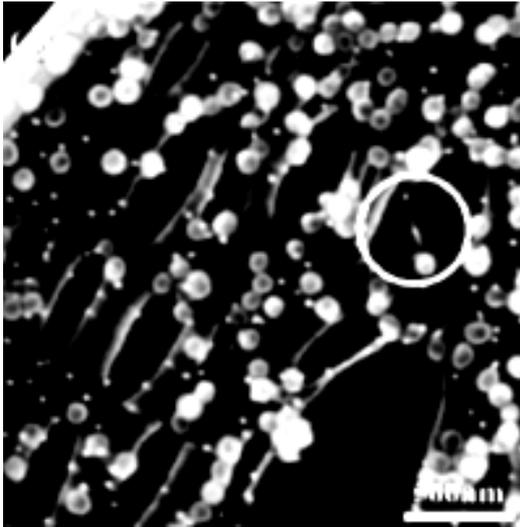


Рис. 1. Нанотяжи из эластомера между агрегатами технического углерода [35]

Таким образом, с большой долей достоверности можно считать, что образование и развитие в эластомерной матрице одноосно ориентированных микроскопических тяжей повышенной прочности является одним из наиболее вероятных объяснений эффекта упрочнения композита. Основной задачей данного исследования является попытка теоретического описания механизмов формирования таких структур с помощью компьютерного моделирования.

2. Структурная модель развития поврежденности в наполненных эластомерах

В основе модели лежит идея о повышенной прочности эластомера при одноосном растяжении по сравнению с другими видами напряженно-деформированного состояния (НДС). Это возможно за счет переориентации молекулярных цепей в направлении приложения нагрузки (т.е. возникновения "прочностной анизотропии").

Классические подходы к разрушению наполненного эластомера в данном случае неприменимы. Дело в том, что в соответствии с известными на сегодня прочностными критериями структурные микрповреждения должны возникать в наиболее нагруженных местах, то есть в зазорах между близко расположенными частицами. То есть с их помощью описать процесс зарождения и роста микротяжа невозможно в принципе. Для математического описания данного явления необходим

новый прочностной критерий, с помощью которого определялся бы критический момент появления микроразрыва в данной точке эластомерного материала с учетом одноосного упрочнения матрицы при вытяжке.

В процессе разработки данной модели были проведены исследования по выбору оптимальной формы записи нового критерия. Предложено и протестировано четыре варианта: один через напряжения (f_1), три деформационных (f_2, f_3, f_4). Они приведены ниже.

$$f_1 = \sigma_{\text{int}} \exp\left(\gamma \frac{\sigma_s - \alpha \sigma_{\text{int}}}{kT}\right) < A,$$

$$f_2 = \left[1 / \left(\sum_{i=1}^3 e^{\alpha \lambda_i^2}\right) - \frac{1}{2}\right] + \beta \sum_{i=1}^3 \lambda_i < A,$$

$$f_3 = \frac{\sqrt{(\lambda_1 - \lambda_2)^2 + (\lambda_2 - \lambda_3)^2 + (\lambda_1 - \lambda_3)^2}}{\beta \sum_{i=1}^3 \exp(-\alpha \lambda_i^2) - 1} < A,$$

$$f_4 = \alpha (\lambda_1^{-2} + \lambda_2^{-2} + \lambda_3^{-2} - 3) + \beta \left| \ln \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \ln \frac{\lambda_2}{\lambda_3} \ln \frac{\lambda_3}{\lambda_1} \right| < 1,$$

где $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – кратности главных удлинений, α, β – безразмерные константы, определяющие прочностные свойства эластомера, σ_s – гидростатическое напряжение, σ_{int} – интенсивность напряжений, kT – произведение константы Больцмана на температуру. A – предельное значение функции, превышение которого вызывает разрушение в данной точке среды. Все критерии удовлетворяли основному условию:

При одноосном растяжении функция f_i минимальна по сравнению с другими напряженно-деформированными состояниями при одних и тех же значениях соответствующих инвариантов тензоров напряжений или деформации:

$$f_1: \sigma_{\text{int}} = \text{const};$$

$$f_2: (\lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3) = \text{const};$$

$$f_3: \sqrt{(\lambda_1 - \lambda_2)^2 + (\lambda_2 - \lambda_3)^2 + (\lambda_1 - \lambda_3)^2} = \text{const};$$

$$f_4: \lambda_1^{-2} + \lambda_2^{-2} + \lambda_3^{-2} = \text{const}.$$

Критерий f_1 записан в пространстве напряжений в виде произведения двух сомножителей: σ_{int} и $\exp(\dots)$. Второй сомножитель при увеличении σ_i есть функция убывающая. Модельные расчеты показали, что вполне возможна ситуация когда f_1 тоже станет убывать, что не физично.

С помощью этого критерия можно смоделировать появление начального разрушения в эластомере, а вот рост поры и образование тяжа он описать оказался не способен.

Недостатки критерия f_2 : 1) при отсутствии в теле деформаций $f_2 \neq 0$; 2) при одноосном сжатии значения f_2 слишком быстро возрастают (что противоречит опыту).

Ввод в критерий f_3 выражения для интенсивности деформаций в числитель дроби убрал первый недостаток критерия f_2 , но от второго избавиться не удалось.

Оптимальным вариантом для моделирования процесса образования и роста микротяжа оказался критерий f_4 . Он всегда равен 0 при отсутствии нагрузки, а при одноосном сжатии практически не возрастает. Поэтому в окончательном виде в модели использовался деформационный критерий f_4 (далее $f_4 \equiv f$) и условие, что локальное разрушение матрицы происходит в момент, когда

$$f > 1. \quad (1)$$

Функция f содержит две безразмерные константы α и β , определяющие прочностные свойства материала. Их значения можно подобрать из экспериментов. Первое слагаемое (неотрицательное) всегда дает ненулевой вклад при любом деформированном состоянии материала. Второе слагаемое при одноосном растяжении материала равно нулю, а при других видах напряженного состояния дает дополнительный положительный вклад в функцию f , т.е. "приближает" ее значение к 1. При этом добавка может быть весьма значительной, если значение параметра β достаточно велико.

При компьютерном моделировании развития структурной поврежденности в эластомерном композите материал представляли в регулярной прямоугольной решетке, растягиваемой вдоль одной из осей симметрии. Если частицы наполнителя находятся достаточно близко друг к другу, то напряженно-деформированное состояние в зазорах будет близко к состоянию при парном взаимодействии жестких включений в "мягкой" упругой матрице (рис. 2), когда соединяющая центры включений ось совпадает с направлением растяжения среды [13, 35]. При этом макроскопические кратности удлинений в композите можно вычислять как относительное изменение расстояния между центрами частиц. Поэтому все

расчеты проводились для элементарной композитной ячейки в виде эластомерного цилиндра в центральной части которого (на оси симметрии) размещалась пара жестких сфер радиуса R .

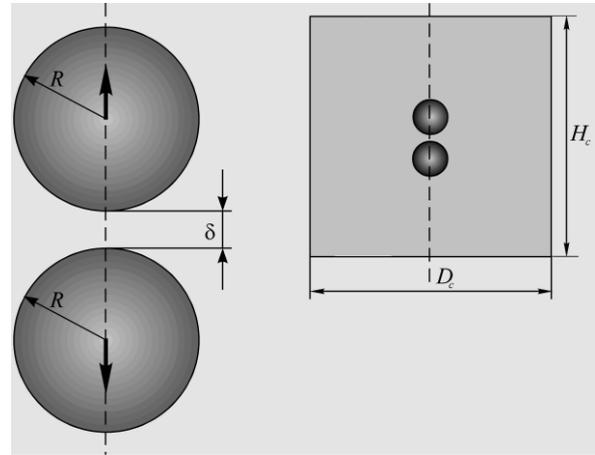


Рис. 2. Расчетная схема задачи о двух жестких сферических включениях в нелинейно-упругой матрице

Включения располагались на расстоянии δ_0 друг от друга. Высота цилиндра H_c и диаметр D_c задавались равными $15R$.

Таким образом, обеспечивалось условие отсутствия влияния удаленных границ на напряженно-деформированное состояние вокруг данной пары. Внешние границы структурной ячейки считались свободными от напряжений. Нагружение системы производили за счет раздвигания сфер вдоль межцентровой оси на заданное расстояние δ . В качестве меры, характеризующей макроскопические деформации, использовалась величина $\lambda = (\delta + 2R) / (\delta_0 + 2R)$.

Известно, что "силы взаимодействия" между жесткими сферами в упругой матрице, очень высокие при малых зазорах, резко падают по мере их увеличения и при расстояниях порядка характерного размера включения частицы практически перестают "чувствовать" друг друга [35]. Поэтому все модельные расчеты проводились для случая, когда начальный зазор между частицами δ_0 равнялся $0.4R$.

Выбор этого значения был сделан из тех соображений, что на данном расстоянии градиенты напряжений в зазоре еще не столь велики, чтобы создавать технические сложности при решении задачи, и в то же время "взаимное влияние" между частицами уже вполне

достаточно для наших целей (моделирование процесса возникновения микротяжей).

Предполагалось, что адгезионная прочность контакта между дисперсной фазой и континуумом намного превышает прочность матрицы (отслоения исключены), то есть на границах матрицы и включения задавалось условие полной адгезии.

Жесткость частиц наполнителя в упрочняемых эластомерных композитах, как правило, намного выше, чем у матрицы. Поэтому упругий модуль сферических включений E_p задавали равным $10^4 E_m$ (E_m – начальный модуль Юнга матрицы). То есть включения при расчетах были практически недеформируемыми и неразрушаемыми. Повреждения могли возникать только в эластомере. Матрицу считали несжимаемой нелинейно-упругой средой, механические свойства которой описываются через потенциал Трелоара (неогук):

$$w \frac{E_m}{6} (\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 - 3).$$

При расчетах в качестве входного параметра использовали E_m и задавали его равным 10 МПа (типичное для большинства промышленных эластомеров значение).

Краевую нелинейно-упругую задачу решали в осесимметричной постановке, методом конечных элементов с помощью вычислительного пакета ANSYS (Лицензия ANSYS Academic Research Mechanical and CFD для ИМСС УрО РАН). При расчетах использовали изопараметрические четырехугольные элементы 1-го (4 узла на элемент) и 2-го порядка (8 узлов на элемент). Предварительно были проведены исследования достоверности численного решения от типа элементов, их количества и вида разбиения конечно-элементной сетки. Результат считался достоверным, когда расхождение по напряжениям в контрольных точках не превышало 3 %.

В качестве контрольных брали точки, лежащие на перпендикуляре к осевой линии ячейки, проходящем через центр зазора между сферами, и отстоящие от этой оси на расстоянии 0, 0.5R и R (см. рис. 3).

Требуемую точность результатов получали, когда сетка из конечных элементов 1-го порядка содержала примерно 24600 элементов и 25000 узлов (включения – 3000 элементов, 2900 узлов, матрица – 21600 элементов, 22100 узлов). Для элементов 2-го порядка аналогич-

ная точность достигалась на сетках из 12600 элементов и 26600 узлов (включения – 1600 элементов, 3600 узлов, матрица – 11000 элементов, 23000 узлов).

3. Компьютерное моделирование процесса возникновения и роста микротяжа

Компьютерное моделирование процесса возникновения и роста микротяжа производилось следующим образом. В процессе пошагового нагружения цилиндрической ячейки каждый конечный элемент проверялся на выполнение условия (1) и в случае $f(\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3) > 1$ его модуль уменьшался до близкого к нулю значения. Тем самым имитировалось его "разрушение".

На рис. 3, 4 и 5 приведены изолинии значений параметра f , соответствующие следующим моментам формирования микротяжа в материале. Разрушенные участки матрицы представлены на рисунках белым цветом.

При $\lambda=2$ материал растянут, но повреждений еще нет (рис. 3).

При $\lambda=2.17$ возникают первичные повреждения в матрице (рис. 4).

При $\lambda=2.34$ идет процесс формирования области разрушения в направлении, параллельном межосевой линии, соединяющей центры включений (рис. 5).

Если продолжить процесс растяжения то в итоге формируется одноосно растянутый "тяж", соединяющий поверхности частиц наполнителя. Вокруг него находится область разрушенного связующего.

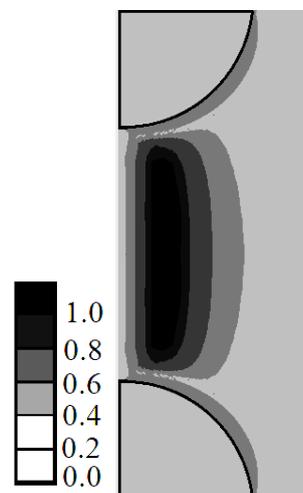


Рис. 3. Поля распределения параметра f в зазоре между частицами: $\lambda=2.00$ (матрица без повреждений)

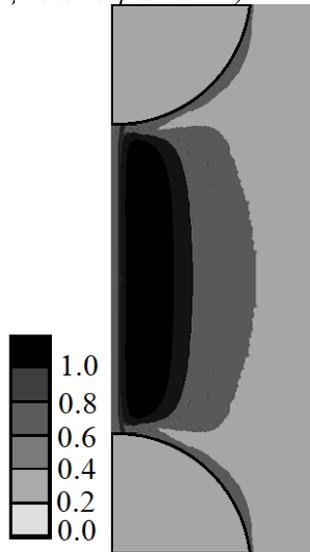


Рис. 4. Поля распределения параметра f при $\lambda=2.17$ (возникновение повреждения)

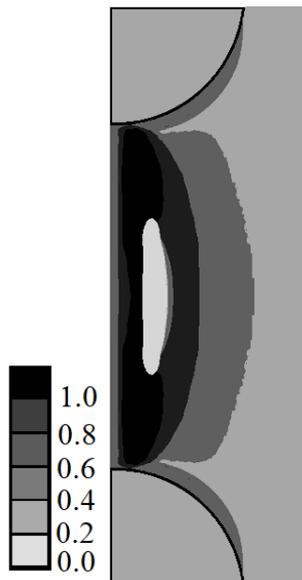


Рис. 5. Поля распределения параметра f при $\lambda=2.34$ (рост микротяжа)

Выводы

Предложен новый подход к описанию механизма зарождения и развития микротяжей в дисперсно-наполненных эластомерах.

В его основе лежит гипотеза о возможности анизотропного упрочнения эластомера в процессе деформирования, согласно которой при одноосном растяжении достигается мак-

симальная прочность по сравнению с другими видами напряженного состояния.

Предложен соответствующий прочностной критерий.

С его помощью качественно исследованы процессы возникновения и развития поврежденности вокруг близко расположенных жестких сферических включений, помещенных в гиперупругую эластомерную матрицу.

Результаты численного моделирования показали, что при использовании такого критерия в зазоре между раздвигаемыми по межцентральной оси включениями действительно происходит образование эластомерного тяжа.

Список литературы

1. *Shakun A., Vuorinen J., Hoikanen N.M., Poikelispa M., Das A.* Hard nanodiamonds in soft rubbers: past, present and future – a review // *Composites Part A: Applied science and manufacturing*. 2014. Vol. 64. P. 49–69.
2. *Le H.H., Pham T., Henning S., Klehm J., Wießner S., S. Stöckelhuber S., Das A., Hoang X.T., Do Q.K., Wu M., Vennemann N., Heinrich G., G. Radusch G.* Formation and stability of carbon nanotube network in natural rubber: Effect of non-rubber components // *Polymer*. 2015. Vol. 73. P. 111–121.
3. *Lua Y., Liua J., Houa G., Mac J., Wanga W., Weid F., Zhanga L.* From nano to giant? Designing carbon nanotubes for rubber reinforcement and their applications for high performance tires // *Composites Science and Technology*. 2016. Vol. 137. P. 94–101.
4. *Mokhireva K.A., Svistkov A.L., Solod'ko V.N., Komar L.A., Stöckelhuber K.W.* Experimental analysis of the effect of carbon nanoparticles with different geometry on the appearance of anisotropy of mechanical properties in elastomeric composites // *Polymer Testing*. 2017. Vol. 59. P. 46–54.
5. *Huili L., Hongwei B., Dongyu B., Zhenwei L., Qin Z., Qiang F.* Design of high-performance poly(L-lactide)/elastomer blends through anchoring carbon nanotubes at the interface with the aid of stereo-complex crystallization // *Polymer*. 2017. Vol. 108. P. 38–49.
6. *Das A., Wang D.-Y., Stöckelhuber K.W., Jurk R., Fritzsche J., Klüppel M., Heinrich G.* Rubber-Clay Nanocomposites: Some Recent Facts // *Advances in Polymer Science*. 2011. Vol. 239. P. 85–166.

7. Das A., Stöckelhuber K.W., Jurk R., Jehnichen D., Heinrich G. A General Approach to Rubber-Clay Nanocomposites: Intercalation of Stearic Acid // *Applied Clay Science*. 2011. Vol. 51. P. 117–125.
8. Nie Y., Qu L., Huang G., Wang X., Weng G., Wu J. Homogenization of natural rubber network induced by nanoclay // *Applied Polymer Science*. 2014. Vol. 131, № 11. P. 40324 (9).
9. Usha Devi K.S., Maria H.J., Thomas S., Ponnamma D., Causin V. Enhanced morphology and mechanical characteristics of clay/styrene butadiene rubber nanocomposites // *Applied Clay Science*. 2015. Vol. 114. P. 568–576.
10. Garishin O.K., Shadrin V.V., Svistkov A.L., Sokolov A.K., Stockelhuber W.K. Viscoelastic-plastic properties of natural rubber filled with carbon black and layered clay nanoparticles. Experiment and simulation // *Polymer Testing*. 2017. Vol. 63. P. 133–140.
11. Garishin O.K., Shadrin V.V., Belyaev A.Yu., Kornev Yu.V. Micro and nanoshungites – perspective mineral fillers for rubber composites used in the tires // *Materials Physics and Mechanics*. 2018. Vol. 40. P. 56–62.
12. Garishin O.K., Shadrin V.V. Testing Mechanical Features of Rubber Composites under Biaxial Loading // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 581. P. 2–9.
13. Garishin O.K., Moshev V.V. Structural rearrangement in dispersion-filled composites: influence on mechanical properties // *Polymer Science*. 2005. Vol. 47, № 4. P. 403–408.
14. Svistkov A. L. A continuum-molecular model of oriented polymer region formation in elastomer nanocomposites // *Mechanics of solids*. 2010. Vol. 45, № 4. P. 562–574.
15. Österlöf R., Wentzel H., Kari L. An efficient method for obtaining the hyperelastic properties of filled elastomers in finite strain applications // *Polymer Testing*. 2015. Vol. 41. P. 44–54.
16. Ivaneiko I., Toshchevnikov V., Saphiannikova M., Stöckelhuber K.W., Petry F., Westermann S., Heinrich G. Modeling of dynamic-mechanical behavior of reinforced elastomers using a multiscale approach // *Polymer*. 2016. Vol. 82. P. 356–365.
17. Raghunath R., Juhre D., Klüppel M. A physically motivated model for filled elastomers including strain rate and amplitude dependency in finite viscoelasticity // *International Journal of Plasticity*. 2016. Vol. 78. P. 223–241.
18. Plagge J. and Klüppel M. A physically based model of stress softening and hysteresis of filled rubber including rate- and temperature dependency // *International Journal of Plasticity*. 2017. Vol. 89. P. 173–196.
19. Mullins L.J. Softening of rubber by deformation // *Rub. Chem. Techn.* 1969. Vol. 42, №1. P. 165–185.
20. Fetterman M.Q. The unique properties of precipitated silica in the design of high performance rubber // *Elastomerics*. 1984. № 9. P. 18–31.
21. Kraus G. Reinforcement of elastomers by carbon black // *Rub. Chem. Tech.* 1978. Vol. 51, № 1. P. 297–321.
22. Mark J.E., Erman, B., Roland M. *The Science and Technology of Rubber* (Fourth Edition). New-York: Academic Press, 2013. 786 p.
23. Jovanovich V., Smaržija-Jovanovich S., Budinski-Simendich J., Markovich G. Marinović-Cincovich M. Composites based on carbon black reinforced NBR/EPDM rubber blends // *Composites Part B: Engineering*. 2013. Vol. 45, № 1. P. 333–340.
24. Salaeh S., Nakason C. Influence of modified natural rubber and structure of carbon black on properties of natural rubber compounds // *Polymer composites*. 2012. Vol. 33, № 4. P. 489–500.
25. Stöckelhuber K.W., Svistkov A.L., Pelevin A.G., Heinrich G. Impact of filler surface modification on large scale mechanics of styrene butadiene/silica rubber composites // *Macromolecules*. 2011. Vol. 44, № 11. P. 4366–4381.
26. Reichert W.F., Dietmar G., Duschl E.J. The double network, a model describing filled elastomers // *Polymer*. 1993. Vol. 34, № 6. P. 1216–1221.
27. Le Cam J.-B., Huneau B., Verron E., Gornet L. Mechanism of Fatigue Crack Growth in Carbon Black Filled Natural Rubber // *Macromolecules*. 2004. Vol. 37. P. 5011–5017.
28. Watabe H., Komura M., Nakajima K., Nishi T. Atomic Force Microscopy of Mechanical Property of Natural Rubber // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2005. Vol. 44. P. 5393–5396.

29. *Beurrot S., Huneau B., Verron E.* In Situ SEM Study of Fatigue Crack Growth Mechanism in Carbon Black-Filled Natural Rubber // *Journal of Applied Polymer Science*. 2010. Vol. 117. P. 1260–1269.
30. *Marco Y., Le Saux V., Calloch S., Charrier P.* X-ray computed μ -tomography: a tool for the characterization fatigue defect population in a polychloroprene // *Procedia Engineering*. 2010. Vol. 2. P. 2131–2140.
31. *Matos C.F., Galembeck F. Zarbin A.J.C.* Multifunctional materials based on iron/iron oxide-filled carbon nanotubes / natural rubber composites // *Carbon*. 2012. Vol. 50. P. 4685–4695.
32. *Akutagava K., Yamaguchi K., Yamamoto A., Heguru H.* Mesoscopical mechanical analysis of filled elastomer with 3D-finite element analysis and transmission electron microtomography // *Rubber Chemistry and Technology*. 2008. Vol. 81. P. 182–189.
33. *Морозов И.А.* Исследование микроструктуры области разрыва наполненного техническим углеродом полиизопрена // Тр. XXII симпозиума "Проблемы шин и резинорезинных композитов". Москв. 2011. Т. 2. С. 48–53.
34. *Dohi H., Kimura H., Kotani M., Kaneko T., Kitaoka T., Nishi T., Jinnai H.* Three-dimensional imaging in polymer science: Its application to block copolymer morphologies and rubber composites // *Polymer Journal*. 2007. Vol. 39, № 8. P. 749–758.
35. *Garishin O.K.* Mechanical properties and destruction of dispersely filled elastomers. Structural modeling. Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing (LAP), 2012. 286 p.

Structural model of micro-strands formation in filled elastomers

O. K. Garishin, A. K. Sokolov

Institute of Continuous Media Mechanics, UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia
gar@icmm.ru; 8 (342) 2378392

There has been developed a structural model for the development of internal damage in dispersely filled elastomers in the form of high-strength micro-strands appearing and growing between the filler particles. The model is based on the use of a new deformation criterion of strength, taking into account the possibility of anisotropic hardening of the elastomer in course of uniaxial elongation (due to the reorientation of molecular chains in the direction of application of the load). Four forms of recording this criterion were proposed; after their applicability was analyzed, the optimal variant was selected. The development of structural damage in elastomeric composites was theoretically investigated using the model. It is shown that this approach allows for describing the possibility of the formation of strands in the gaps between closely-spaced filler particles due to the strength anisotropy developed in the material.

Keywords: *elastomer; dispersed filler; structural damage; fracture criteria.*