



Research Article

Received: December 10, 2021

Accepted: December 30, 2021

Published: December 30, 2021

ISSN 2658-5553

## Deformation of composite material based on polyester acrylate resin

Erofeev, Vladimir Trofimovich<sup>1</sup> Ivlev, Viktor Ivanovich<sup>1\*</sup> Yudin, Vyacheslav Alexandrovich<sup>1</sup> Myshkin, Anton Vladimirovich<sup>1</sup> Sigachev, Alexandr Fedorovich<sup>1</sup> Vasileva, Irina Leonidovna<sup>2</sup> Beglov, Vladimir Ivanovich<sup>1</sup>

<sup>1</sup>National Research Mordovian State University, Saransk, Russian Federation; [fac-build@adm.mrsu.ru](mailto:fac-build@adm.mrsu.ru) (E.V.T); [ivlevvi2010@mail.ru](mailto:ivlevvi2010@mail.ru): (I.V.I.); [uva201@mail.ru](mailto:uva201@mail.ru) (Y.V.A.), [a464aa@gmail.com](mailto:a464aa@gmail.com) (M.A.V); [siaf@mail.ru](mailto:siaf@mail.ru) (S.A.F.), [begvi1@mail.ru](mailto:begvi1@mail.ru) (B.V.I.)

<sup>2</sup>Peter the Great St.Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, Russian Federation; [iravassilek@mail.ru](mailto:iravassilek@mail.ru)

Correspondence:\*email [ivlevvi2010@mail.ru](mailto:ivlevvi2010@mail.ru); contact phone [+79272760476](tel:+79272760476)

### Keywords:

Polyester acrylate resin; Composite material; Deformation; Hysteresis; Mechanical parameters

### Abstract:

**The object of research** is a composite material obtained based on MGF-9 polyester-acrylate resin with quartz sand as a filler. Samples were prepared using a curing system consisting of PKOH-2 cyclohexanone peroxide and OK-1 cobalt octoate. **Method.** Physical experiment. The compressive strain was performed on a Shimadzu Autograph AG-X universal testing machine. To process the results, differential methods were used: calculation of the effective modulus and the rate of change of mechanical parameters. According to the obtained graphic dependences, an analysis of the change in mechanical parameters was carried out, a comparison was made with samples not filled with quartz sand. **Results.** The nature of the change in the effective modulus depending on the degree of deformation and the magnitude of mechanical stress during deformation of the composite and pure resin differ significantly, which indicates the difference in the molecular processes occurring in them. It is shown that the hysteresis loss in the composite is usually less than in the resin without filler. As in unfilled samples of polyester acrylate, the greatest change in the state of the material occurs in the first loading cycle.

## 1 Introduction / Введение

Одним из важнейших направлений в современном материаловедении является совершенствование и создание новых композиционных материалов [1], [2], среди которых ведущая роль принадлежит полимерным благодаря повышенным значениям удельных показателей прочности, жесткости и других свойств. В настоящее время в промышленности вряд ли найдется такая отрасль, где не использовались бы те или иные полимерные композиционные материалы (ПКМ) [1], [3], [4]. Их развитие связано с применением новых связующих, которые кроме высоких механических показателей, должны характеризоваться повышенной тепло- и термостойкостью, химическим сопротивлением и т.д., и обеспечивать требуемые технологические свойства [5]. Общеизвестно представление о ПКМ как о многофазных системах [6]–[9]. В своем составе они содержат по меньшей мере два компонента, к которым следует отнести матричные материал (ММ) на основе органических связующих и наполнитель, частицы которого хаотически распределены в объеме ММ [10]–[12]. Среди многочисленных



связующих на основе полимеров преобладают реакционноспособные олигомеры и мономеры (фенолформальдегидные, полиэфирные, акриловые, фурфуролацетоновые и, в первую очередь, эпоксидные), физическое или химическое отверждение которых приводит к получению твердых густосетчатых полимеров [13].

В практике эпоксидные смолы как правило модифицируют для снижения стоимости и улучшения технологических свойств, однако главная цель модификации состоит в их усилении [14]–[17]. Усиление заключается, в первую очередь, в повышении механической прочности и износостойкости материала, а также регулировании твердости и модуля упругости, т.е. степени его сопротивления внешним силовым воздействиям [1], [13].

В реальной технологии изготовления строительных материалов и изделий синтез сетчатого полимера, как отмечалось выше, как правило осуществляют в присутствии растворителей, пластификаторов и других реакционноспособных добавок, дисперсных наполнителей и пигментов, функционально-технологических добавок [18], [19]. Вышеуказанные компоненты активно участвуют в процессе структурообразования полимерных композиций, частично изменяя химическое строение сетки, еще более – ее топологию, плотность молекулярной упаковки, энергию межмолекулярного взаимодействия [6], [13], [15].

Способом значительного усиления эпоксидных полимеров, который широко используется при изготовлении полимерных композитов является наполнение твердыми дисперсными веществами. Эффект наполнения объясняется на образовании прочного сцепления полимерной фазы с поверхностью твердых частиц наполнителя и образованием граничных слоев с градиентно изменяемой структурой и свойствами [16]. Физико-химические процессы наполнения густосетчатых, в отличие от линейных полимеров, отличаются большей сложностью, так как твердая поверхность влияет на кинетику отверждения, топологию и морфологию полимера в граничных слоях.

Большое количество научных публикаций в отечественной и зарубежной литературе свидетельствует о неослабеваемом интересе к проблеме наполнения полимерных связующих, в том числе составленных на эпоксидных смолах [2], [5], [13].

Главным признаком ПКС является способность образовывать в процессе формирования специфическую структуру из частиц наполнителя и матрицы. Усиление полимерных композитов обеспечивается в большей степени адгезией полимерной композиции к поверхности жесткого и прочного наполнителя, большей, чем когезионная прочность матрицы. По мнению Липатова Ю.С. [17], хотя необходимость "определенного числа межфазных связей" установлена, в то же время природа, число и энергия связей "достаточным образом еще не рассматривается в существующих теориях усиления". Другим важным фактором физико-химического наполнения, способствующим не только усилению, но и способствующим другим эффектам этого способа модификации, является изменение структуры и свойств полимера в граничных слоях под влиянием твердой поверхности [4], [6], [7]. Образование этих слоев определяется химической природой и полимера и поверхности наполнителя, соотношения их поверхностных энергий, температурно-временных условий формирования композиции. При больших значениях поверхностной энергии и дисперсности наполнителя главным процессом становится превращение полимера в граничные слои, с иными, чем в объеме, и неоднородными по толщине этих слоев структурой и свойствами.

Физико-химические аспекты наполнения линейных полимеров, связанных с особенностями адсорбции, формирования структуры и свойств граничных слоев, механизмов усиления развиты в работах Липатова Ю.С., Соломко В.П., Соколовой Т.И. и др. [17], [18].

В результате новый составной материал приобретает неаддитивные, иногда уникальные свойства, не присущие отдельным компонентам ПКМ в отдельности. К таким структурам прежде всего могут быть отнесены кластерные, решеточные и каркасные структуры КСМ [19]–[22]. Возникновение структур происходит в результате как вынужденных процессов совмещения ММ и дисперсного наполнителя, так и самопроизвольно протекающих процессов самоорганизации ПКМ [1], [6], [23]. Механизмы образования кластеров в неравновесных системах и их роль в формировании структуры и свойств дисперсно-наполненных композитах раскрыты в многочисленных работах Соломатова В.И., Бобрышева А. Н. [24] и др. Явление самоорганизации кластерных, решеточных и др. структур, их адаптационная изменчивость создают принципиальную возможность направленного регулирования свойств КМ в процессе их формирования [6]. Такая возможность представляется наиболее перспективной, если анализ и количественное описание диссипативных структур КМ производить, основываясь на теории

Erofeev, V.; Ivlev, V.; Yudin, V.; Myshkin, A.; Sigachev, A.; Vasileva, I., Beglov, V.

Deformation of composite material based on polyester acrylate resin;

2021; AlfaBuild; 20 Article No 2008. doi: 10.57728/ALF.20.8



фракталов [2], [6], [25]. Современное развитие теории фракталов связано с именем французского математика Бенуа Мандельброта, который определил фракталы (fraktal — дробь) как самоподобные множества, обладающие дробной (нецелой) размерностью и рекуррентностью. Этим условиям в полной мере отвечают КМ [26].

Возникновение кластерных образований является весьма важным эффектом в процессах зародышеобразования, фазовых переходов, разделения фаз, перколяции и т.п. [1], [6].

Улучшение физико-механических показателей высоконаполненных композитов связано с формированием их оптимальной структуры, необходимым признаком которой является наличие пространственного каркаса из частиц наполнителя и пленочной фазы матрицы [6]. Первичный редкий каркас образуется при образовании бесконечного кластера. Если бы все зерна наполнителя в композиционном материале взаимодействовали между собой только через упрочненную матричную пленку, то проблема формирования каркаса значительно бы упрощалась. Она сводилась бы к решению задачи на протекание по оболочкам матрицы, что эквивалентно протеканию по перекрывающимся сферам [1]. Однако в реальном композите некоторые частицы, принадлежащие каркасу, находятся в прямом соприкосновении. Это особенно относится к композитам каркасной структуры, технология получения которых заключается в склеивании зерен наполнителя друг с другом и заполнении пустот получаемого каркаса матрицей [10], [20].

Актуальными являются исследования, направленные на установление прочностных и упругопластических свойств ПКМ. При этом важным является установление характера изменения эффективного модуля в зависимости от степени деформации и величины механического напряжения при деформировании композитов и чистого отвержденного связующего.

Целью исследования стало экспериментальное подтверждение возможности создания полимерных композиционных материалов на основе полиэфиракрилатной смолы с требуемыми деформативными свойствами.

Для достижения цели решались следующие задачи:

1. Установить отличительные особенности диаграмм деформирования наполненных композитов по сравнению с чистой отвержденной смолой.
2. Выявить влияние дисперсности наполнителя на эффективный модуль полиэфиракрилатных композитов.
3. Установить влияние режимов нагружения на деформационные свойства композитов.
4. Установить зависимости изменения модуля деформаций композитов при нагружении и разгрузке.
5. Получить количественные зависимости изменения гистерезисных потерь от вида нагружения.

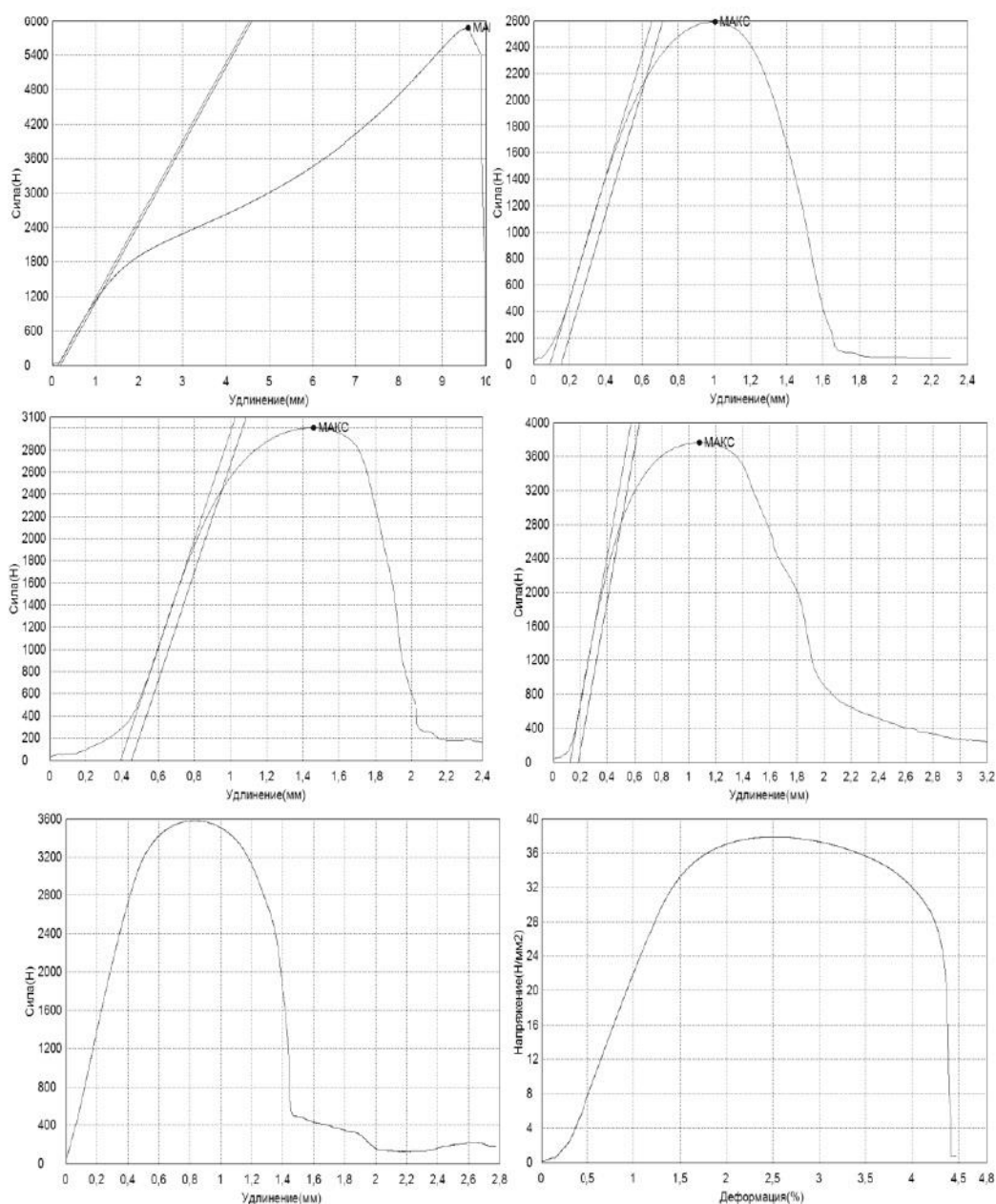
## 2 Materials and Methods / Материалы и методы

Для получения полимерного композиционного материала использованы: в качестве вяжущего – олигоэфиракрилат марки МГФ-9, отвердителя – пероксид циклогексанона ПЦОН-2 и ускорителя отверждения – октоат кобальта ОК-1. Наполнителем служил молотый кварцевый песок различных фракций Смольненского месторождения Республики Мордовия. Приготовление смесей производилось вручную. Образцы изготавливались в металлических формах, предварительно смазанных парафином. Для исследования механических свойств использованы образцы прямоугольного сечения с размерами 10×10×30 мм.

Определение прочности образцов проводили на универсальной испытательной машине Shimadzu Autograph AG-X Series (Япония). Измерения проводились с различной скоростью перемещения активного захвата от 1 до 10 мм/мин. Усилие сжатия было направлено вдоль длинной оси образца. Определяли модуль упругости при увеличении и уменьшении сжимающего усилия до разрушения образца, а также работу деформации и гистерезисные потери при механическом циклировании в разных диапазонах напряжений.

### 3 Results and Discussion / Результаты и обсуждение

Ниже приведены результаты исследования прочностных и упругопластических свойств полимерных композитов. На первом этапе при статическом нагружении. На Рис. 1 представлены диаграммы напряжение – деформация, полученные при испытании на сжатие до разрушения образцов ПЭА без наполнителя и композита с разными фракциями кварцевого песка.



**Рис. 1. Диаграммы нагружения при сжатии образцов: ПЭА без наполнителя (вверху слева) и с разными фракциями песка. Скриншоты с управляющего компьютера.**

**Fig.1. Diagrams of compressive loading of samples: PEA without filler (top left) and with different sand fractions. Screenshots from the host computer.**

Хорошо видно существенное качественное и количественное различие в поведении отвержденного связующего без наполнителя и наполненных композитов. Во-первых, прочность композита, определяемая как максимальное напряжение, достигаемое при нагружении образца, существенно в  $1,5 \div 2$  раза ниже, чем у отвержденного связующего без наполнителя. Во-вторых, пластичность композита, определяемая по максимальной деформации образца перед разрушением, в  $2 \div 3$  раза меньше, чем у отвержденного связующего. В-третьих, на кривых для

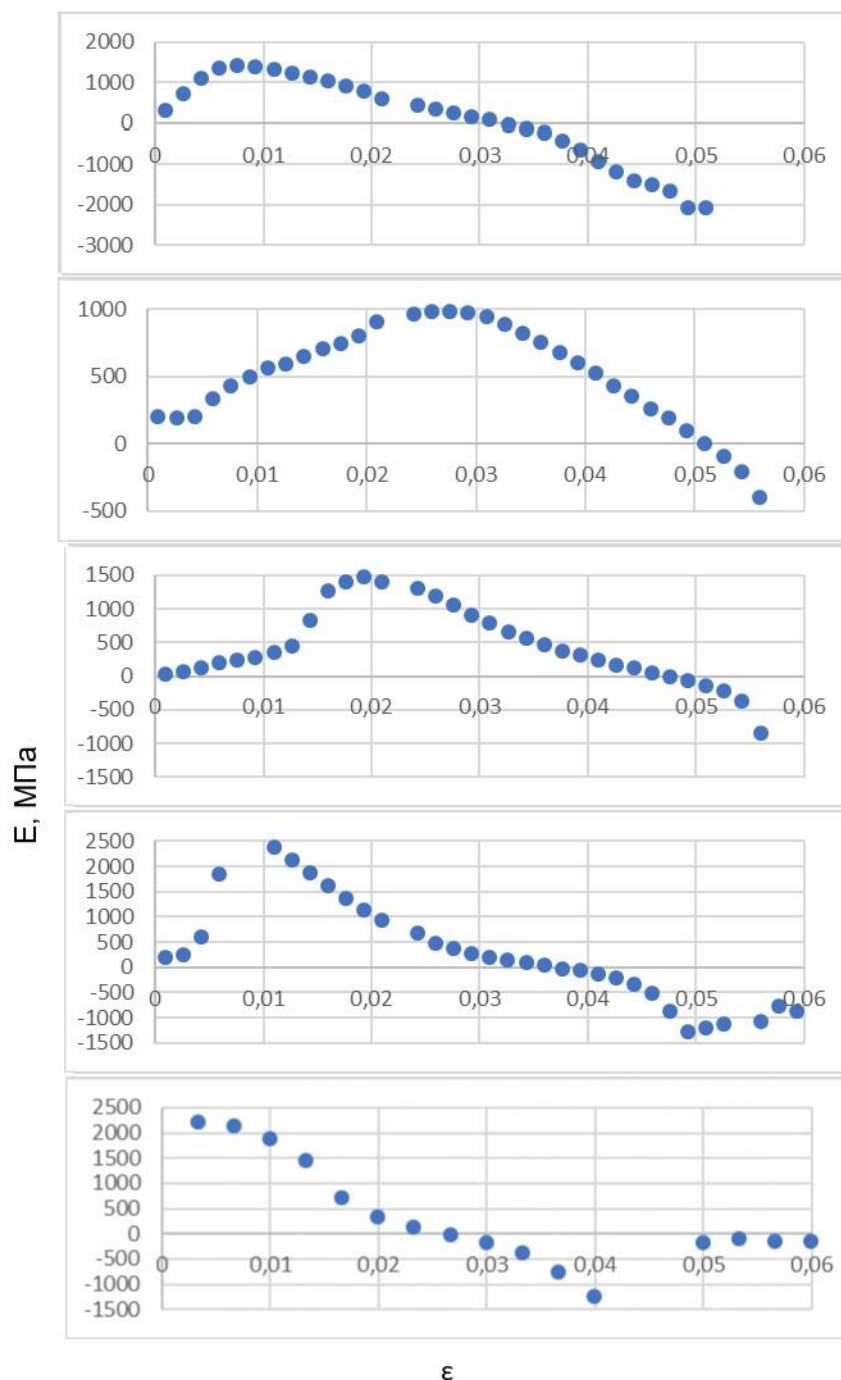




композита есть широкий максимум, отсутствующий у ненаполненного состава. После максимума при равномерном увеличении деформации напряжение относительно медленно уменьшается.

Наибольшую прочность композиционного материала дает наполнение составов мелкой фракцией песка, при этом влияние фракционного состава песка на пластичность является неоднозначной.

Как было показано в наших предыдущих работах [27], более детальная информация о процессах, протекающих в материале при его деформировании, может быть получена при анализе поведения эффективного модуля  $E = d\sigma / d\varepsilon$ . На Рис. 2 представлены зависимости этой величины от текущих значений деформации для образцов исследованного композиционного материала разного состава.



**Рис. 2. Эффективный модуль в зависимости от степени деформации для композиционного материала с разным фракционным составом.**

**Fig. 2. Effective modulus depends on the degree of deformation for a composite material with different fractional compositions.**

Из этих рисунков можно сделать следующие выводы:



1. Эффективный модуль композитов существенно выше, чем у чистого ПЭА, тогда как по отношению к пределу прочности ситуация обратная. Следовательно, молекулярные механизмы, отвечающие за сопротивление материала деформации (показатель – модуль) и разрушению (показатель – предел прочности), различны.

2. На графиках  $E(\sigma)$  и  $E(\varepsilon)$  для ненаполненного состава были выделены четыре области с различным характером изменения эффективного модуля (разные знаки производной  $dE/d\sigma$ ). На кривой  $E(\varepsilon)$  композита можно также выделить разные участки, но с иным поведением эффективного модуля.

2.1. Участок роста модуля с выходом на несимметричный максимум, соответствующий точке перегиба на диаграмме деформация-напряжение. Кривая  $E(\varepsilon)$  на этом участке немонотонная, имеет точку перегиба.

2.2. Уменьшение модуля после максимума вплоть до нуля, отвечающего максимуму на диаграмме деформация-напряжение. После диз составов без наполнителя достаточно быстро разрушаются (Рис. 1-1). Образцы композиционного материала ведут себя иначе. На диаграмме деформация-напряжение композита после максимума есть достаточно большой участок, на котором процесс деформации идет с уменьшением напряжения (Рис.1, кроме 1-1). Следовательно, эффективный модуль на этом участке имеет отрицательные значения. Объяснить это можно тем, что одновременно с деформацией идет активный, но относительно медленный процесс релаксации напряжения. Замечено, что на образцах, прошедших предварительно циклирование, этот участок короче, а спадающая часть кривой  $\sigma(\varepsilon)$  более крутая (Рис. 1-5,6).

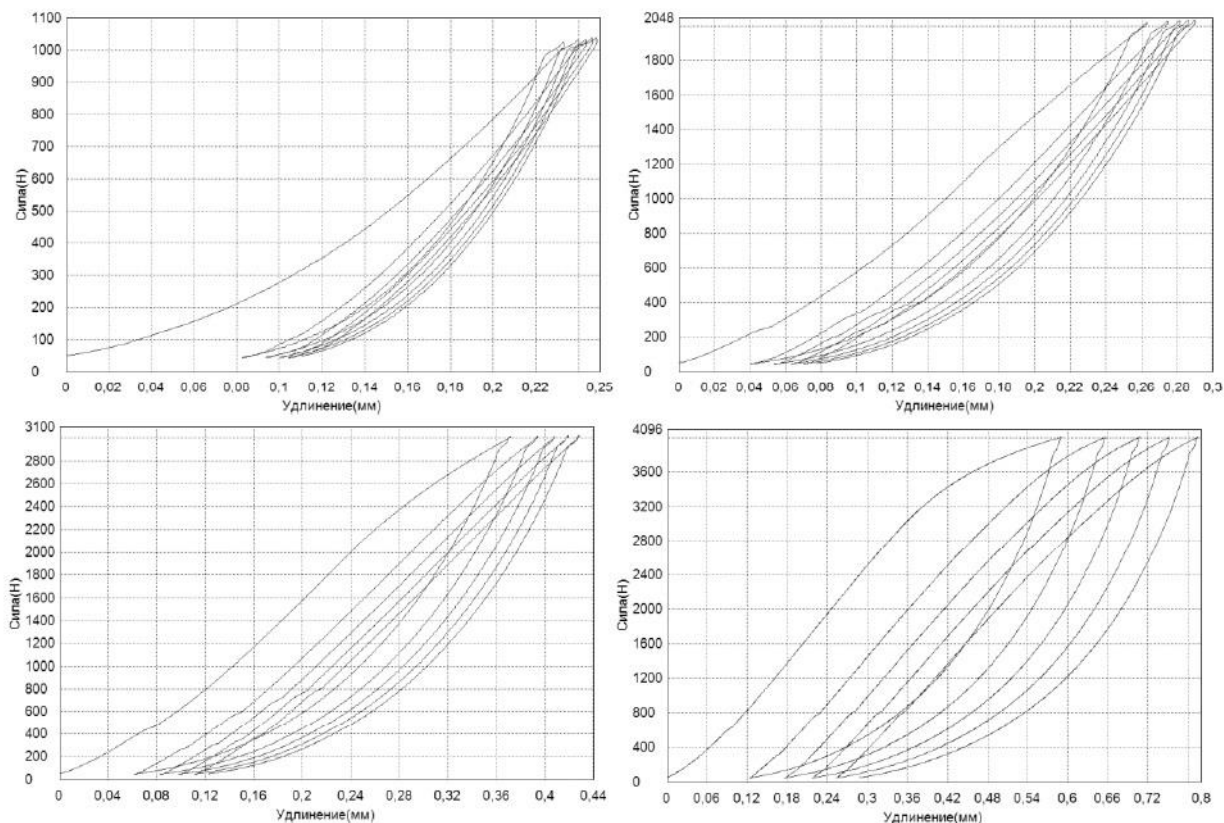
2.3. На последнем участке идет макроскопическое разрушение образца («хвост» диаграммы).

3. Длина участков, координаты характерных точек, форма кривой  $E(\varepsilon)$  сильно варьируются от образца к образцу. Это видно на примере графиков 2 и 3 на Рис. 2., полученных на двух образцах одного и того же состава одной партии.

Изменение характера зависимостей  $\sigma(\varepsilon)$  и  $E(\sigma)$  свидетельствует об изменении молекулярной структуры материала и соответствующем изменении механизма его деформации в ходе нагружения. Сделать какие-либо выводы о деталях этих механизмов на основании описанных здесь результатов испытаний затруднительно. Необходимы дополнительные исследования другими методами, в том числе использование компьютерного моделирования.

Отметим, что режимом эксперимента предусмотрена линейная зависимость деформации образца, поэтому графики на Рис. 1 и 3 отражают и временную зависимость напряжения.

На втором этапе изучалось поведение полимерных материалов при циклическом нагружении. Циклическое механическое воздействие на образец производилось по следующей схеме: «нагружение до некоторого максимального в данном цикле напряжения  $\sigma_{\max}$  → полная разгрузка с такой же скоростью → пятикратное повторение цикла с заданной нагрузкой  $\sigma_{\max}$  → повторение процедуры пятикратного циклирования со ступенчатым изменением максимальной нагрузки  $\sigma_{\max}$  вплоть до разрушения образца». Как и в других материалах в исследуемых композитах при механическом циклировании наблюдаются гистерезисные явления. Примеры полученных петель гистерезиса приведены на Рис. 3. Максимальное напряжение в цикле не достигало значений, соответствующих максимуму на диаграмме деформация-напряжение.

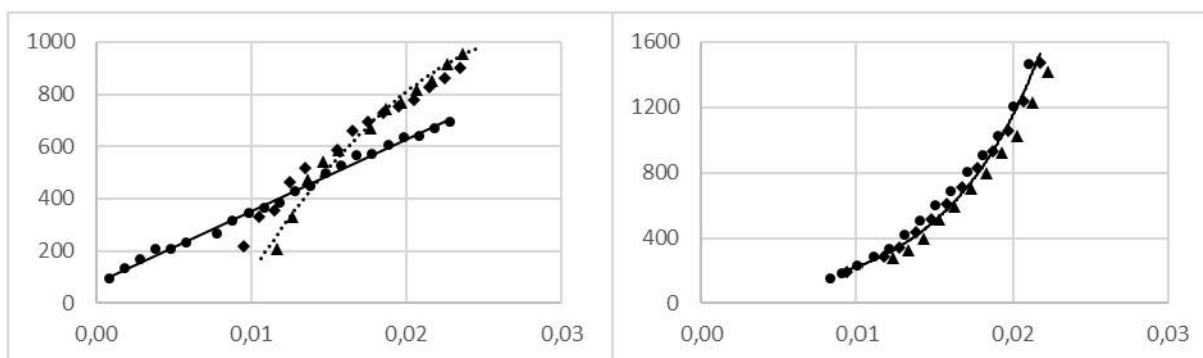


**Рис. 3. Петли гистерезиса в композиционном материале при разных значениях максимального напряжения.**

**Fig.3. Hysteresis loops in a composite material at different values of the maximum**

На диаграмме деформация-напряжение композита лучше по сравнению с ненаполненным отвержденным связующим проявляется начальный участок, что позволяет более детально проследить изменение эффективного модуля. При небольших значениях максимального напряжения кривая  $\sigma(\varepsilon)$  вогнута вверху  $dE/d\sigma > 0$ . При увеличении деформации на кривой  $\sigma(\varepsilon)$  появляется точка перегиба, а на  $E(\varepsilon)$  максимум.

На Рис. 4а показана зависимость модуля от степени деформации при нагружении образца в первом, втором и пятом циклах. Зависимость  $E(\varepsilon)$  для первого цикла практически линейная, во втором и последующих циклах близка полиному второй степени. Зависимости  $E(\varepsilon)$  при разгрузке образца (Рис. 5b) во всех циклах почти совпадают и с достаточно высокой степенью достоверности аппроксимируются экспонентой вида  $E = a \cdot \exp(b\varepsilon)$ .

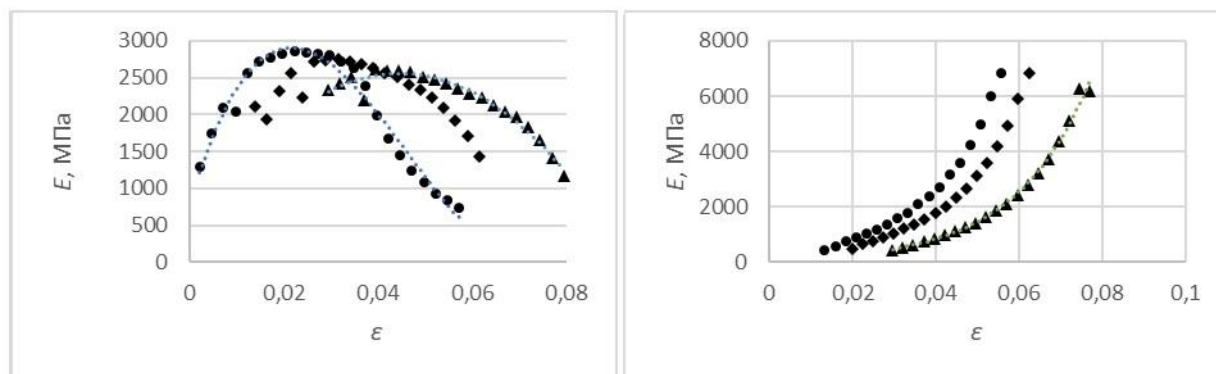


**Рис. 4. Зависимость эффективного модуля от степени деформации в первом (○), втором (□) и пятом (Δ) циклах. Максимальное напряжение в цикле 10 МПа. Слева – нагружение, справа – разгрузка.**

**Fig. 4. Dependence of the effective modulus on the degree of deformation in the first (○), second (□), and fifth (Δ) cycles. The maximum stress in the cycle is 10 MPa. Left - loading, right - unloading.**



На Рис. 5 представлена зависимость эффективного модуля от степени деформации в первом ( $\circ$ ), втором ( $\square$ ) и пятом ( $\Delta$ ) циклах при максимальном напряжении 40 МПа. Кривая  $E(\varepsilon)$  при нагружении в первом цикле аппроксимируется полиномом третьей степени, при нагружении во втором и последующих циклах – полиномом второй степени. Форма кривых  $E(\varepsilon)$  при разгрузке образцов почти не зависит от порядкового номера цикла и, как и при меньших максимальных напряжениях цикла, аппроксимируется экспонентой. Смещение кривых вправо с увеличением номера цикла связано лишь с начальной деформацией цикла (остаточной от предыдущего цикла), которая растет с каждым последующим циклом. Кривые, построенные в координатах  $E(\sigma)$ , для разных циклов практически совпадают (Рис. 6).

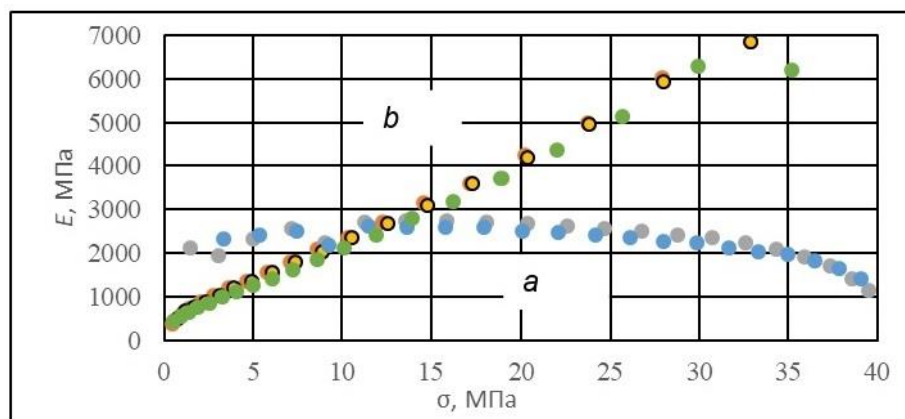


**Рис. 5. Зависимость эффективного модуля от степени деформации в первом ( $\circ$ ), втором ( $\square$ ) и пятом ( $\Delta$ ) циклах. Максимальное напряжение в цикле 40 МПа. Слева – нагружение, справа – разгрузка.**

**Fig. 5. Dependence of the effective modulus on the degree of deformation in the first ( $\circ$ ), second ( $\square$ ), and fifth ( $\Delta$ ) cycles. The maximum stress in the cycle is 40 MPa. Left - loading, right - unloading.**

Описанные особенности изменения эффективного модуля позволяют сделать заключение о том, что уже при первом относительно слабом нагружении образца в материале происходят какие-то необратимые процессы, приводящие к некоторой стабилизации состояния материала.

Описанные особенности изменения эффективного модуля позволяют сделать заключение о том, что уже при первом относительно слабом нагружении образца в материале происходят какие-то необратимые процессы, приводящие к некоторой стабилизации состояния материала.

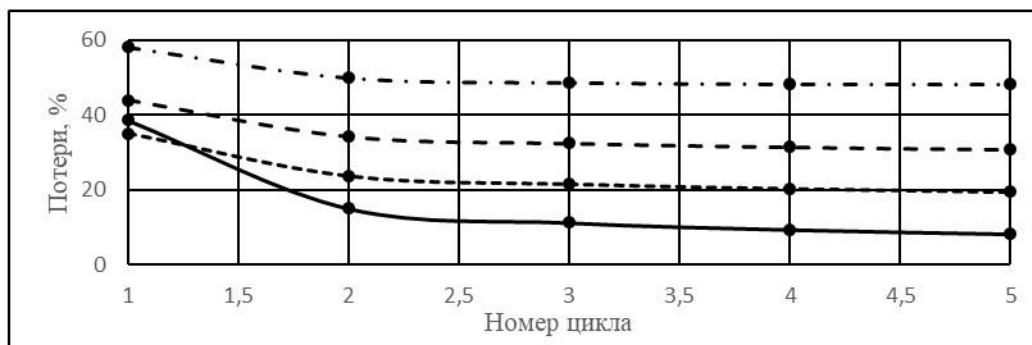


**Рис. 6. Зависимость эффективного модуля от текущего значения напряжения. а – нагружение, б – разгрузка. Максимальное напряжение в цикле 40 МПа.**

**Fig. 6. Dependence of the effective modulus on the current stress value. a – loading, b – unloading. The maximum stress in the cycle is 40 MPa.**

Гистерезисные потери в композите, как и в ненаполненном составе, уменьшаются с увеличением числа циклов и повышаются с увеличением максимального напряжения в цикле (Рис. 7). Наиболее сильное изменение (уменьшение) потерь наблюдается после первого цикла при минимальном значении предельного напряжения, что подтверждает предположение о наиболее значительном изменении состояния материала именно при первом его нагружении.

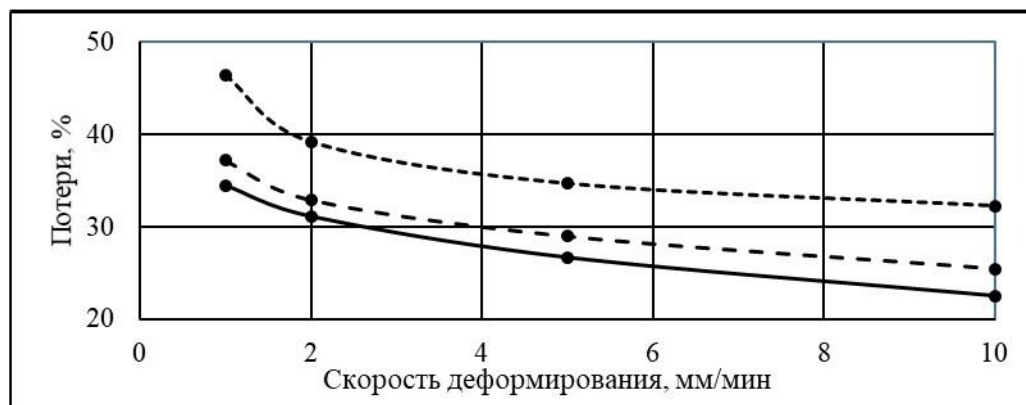




**Рис. 7. Зависимость гистерезисных потерь от порядкового номера цикла при максимальном напряжении в цикле 10, 20, 30 и 40 МПа (снизу вверх).**

**Fig. 7. Dependence of hysteresis losses on the sequence number of the cycle at the maximum stress in the cycle of 10, 20, 30, and 40 MPa (from bottom to top).**

Были проведены также эксперименты по циклическому деформированию с разной скоростью нагружения и разгрузки образцов: 1, 2, 5 и 10 мм/мин. Оказалось, что при заданном максимальном напряжении в цикле гистерезисные потери уменьшаются с увеличением скорости деформирования (Рис. 8), хотя максимальная деформация при этом меняется слабо, т. е. причина изменения величины потерь не сводится к изменению степени деформации. Следовательно, скорость деформирования следует считать самостоятельным фактором, влияющим на параметры гистерезиса.



**Рис. 8. Зависимость гистерезисных потерь от скорости деформирования.**

**Fig. 8. Dependence of hysteresis losses on strain rate.**

## 4 Conclusions / Выводы

1. Экспериментально исследованы прочностные и упруго-пластические свойства композиционных материалов на основе смолы марки МГФ-9.
2. Проведены сравнительные исследования механических свойств композиционных материалов, наполненных кварцевыми порошками, с ненаполненными составами.
3. Показано, что в качестве важного инструмента для анализа свойств материалов целесообразно использовать эффективный (условный) модуль, определяемый как производная функции механического напряжения от степени деформации.
4. Поведение композиционного материала при его деформировании существенно отличается от поведения отвержденного связующего без наполнителя.
5. Деформирование композиционного материала в разной степени и в разных режимах приводит к существенным изменениям его свойств, связанных с изменениями молекулярной структуры.
6. При механическом циклировании образцов материала наблюдаются гистерезисные явления, наиболее интенсивные в первом цикле.
7. Зависимости эффективного (условного) модуля от степени деформации при нагружении образца и его разгрузке существенно отличаются.



8. Проведенное исследование позволяет значительно расширить сырьевую базу, используемую для производства современных защитных полимерных составов и полимерных бетонов, стойких в условиях воздействия механических нагрузок.

## References

1. Bobryshev, A.N., Erofeev, V.T., Kozomazov, V.N. Polimernye kompozicionnye materialy: ucheb. posobie. Moscow, Izdatelstvo ASV, 2013. 480 p. ISBN:978-5-93093-980-4.
2. Lipatov, Y.S. Fiziko-himicheskie osnovy napolneniya polimerov. Moscow, Himiya, 1991. 260 p.
3. Awasthi, A., Lagoudas, D., Hammerand, D. Modeling of graphene-polymer interfacial mechanical behavior using molecular dynamics. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2008.
4. Barai, P., Weng, G. A theory of plasticity for carbon nanotube reinforced composites. International Journal of Plasticity. 2011. (27). Pp. 539–559.
5. Menson, D., Sperling, L. Polimernye smesi i kompozity. Moscow, Himiya, 1979. 440 p.
6. Bobryshev, A.N., Erofeev, V.T., Kozomazov, V.N. Fizika i sinergetika dispersno-neuporyadochennykh kondensirovannykh kompozitnykh sistem. Saint-Petersburg, Nauka, 2012. 473 p. ISBN:978-5-02-025495-4.
7. Lachman, N., Wagner, D. Correlation between interfacial molecular structure and mechanics in CNT/epoxy nano-composites. Composites Part A-applied Science and Manufacturing. 2010. Pp. 1093–1098.
8. Ma, P.-C., Mo, S.-Y., Tang, B.-Z., Jang-KyoKim. Dispersion, interfacial interaction and re-agglomeration of functionalized carbon nanotubes in epoxy composites. Carbon. 2010. 48(6). Pp. 1824–1834.
9. Yang, K., Gu, M., Guo, Y., Pan, X., Mu, G. Effects of carbon nanotube functionalization on the mechanical and thermal properties of epoxy composites. Carbon. 2009. (47). Pp. 1723–1737.
10. Erofeev, V.T., Cherkasov, V.D., Laptev, G.A., Erofeev, P.S., Merkulov, A.I. Modelirovanie svoystv metallobetonov. Fundamentalnye issledovaniya. 2015. 2(17). Pp. 3699–3708.
11. Allaoui, A., el Bounia, N.-E. How carbon nanotubes affect the cure kinetics and glass transition temperature of their epoxy composites. - A review. eXPRESS Polymer Letters. 2009. (3).
12. Rahmat, M., Hubert, P. Carbon nanotube-polymer interactions in nanocomposites: A review. Composites Science and Technology. 2011.
13. Hozin, V.G. Usilenie epoksidnykh polimerov. Kazan, Dom pečati, 2004. 446 p.
14. Sokolova, Y.A., E.M., G. Modificirovannye epoksidnye smesi i pokrytiya v stroitel'stve. Moscow, Strojizdat, 1990. 176 p.
15. Bartenev, G.M., Zelenev, Y.V. Kurs fiziki polimerov. Leningrad, Himiya, 1976. 288 p.
16. Gul, V.E. Struktura i prochnost polimerov. Moscow, Himiya, 1979. 328 p.
17. Lipatov, Y.S. Vliyanie sostoyaniya poverhnosti na fiziko-mekhanicheskie svoystva kompozicionnykh materialov. ZHVHO im. D.I. Mendeleeva. 1978. 23(3). Pp. 305–310.
18. Solomko, V.P. Napolnennyye kristallizuyushchiesya polimery. Kiev, Naukova dumka, 1980. 264 p.
19. Myshkin, A. V., Erofeev, V.T. Optimizaciya sostavov poliefirakrilatnykh kompozitov Regional'naya arhitektura i stroitel'stvo. – 2013. – № 3. – S. 56–61. Regionalnaya arhitektura i stroitel'stvo. 2013. (3). Pp. 56–61.
20. Erofeev V. Frame construction composites for building and structures in aggressive environments. Procedia Engineering. 2016. Pp. 1444–1447.
21. Saeb, M.R., Najafi, Farhood&Bakhshandeh, E., Khonakdar, Hossein Ali Mostafaiyan, M., Simon, F., Scheffler, C., Mäder, E. Highly curable epoxy/MWCNTs nanocomposites: An effective approach to functionalization of carbon nanotubes. Chemical Engineering Journal. 2015. (259). Pp. 117–125.
22. Qiao, R., Brinson, L. Simulation of interphase percolation and gradients in polymer nanocomposites. Composites Science and Technology. 2009.
23. Khare, K., Khabaz, F., Khare, R. Effect of Carbon Nanotube Functionalization on Mechanical and Thermal Properties of Cross-Linked Epoxy-Carbon Nanotube Nanocomposites: Role of Strengthening the Interfacial Interactions. ACS applied materials & interfaces. 6. 2014.
24. Solomatov, V.I., Bobryshev, A.N., Hmmler, K.G. Polimernye kompozicionnye materialy v



- stroitelstve. Moscow, Strojizdat, 1988. 312 p.
25. Smirnov, B.M. Fizika fraktalnyh klasterov. Moscow, Nauka, 1991. 136 p.
  26. Mandelbrot, B. The Fractal Geometry of Nature. San Francisco, Freeman, 1982. 460 p.
  27. Erofeev, V., Fomin, N., Ivlev, V., Yudin, V., Myshkin, A. Cyclic strength of polyester acrylate composites. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020.