



Research Article

Received: December 10, 2021

Accepted: December 30, 2021

Published: December 30, 2021

ISSN 2658-5553

Mechanical hysteresis in cured polyester acrylate resin MGF-9

Erofeev, Vladimir Trofimovich¹ Ivlev, Viktor Ivanovich^{1*} Yudin, Vyacheslav Alexandrovich¹ Myshkin, Anton Vladimirovich¹ Sigachev, Alexandr Fedorovich¹ Vasileva, Irina Leonidovna² Beglov, Vladimir Ivanovich¹

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

²Peter the Great St.Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, Russian Federation; iravassilek@mail.ru

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

Keywords:

Polyester acrylate resin; Composite material; Deformation; Mechanical hysteresis; Strength properties; Elastic-plastic properties

Abstract:

The object of research is the deformation characteristics of the hardened polyester-acrylate resin grade MGF-9, which is a promising basis for polymer composite materials. A curing system consisting of PKOH-2 cyclohexanone peroxide and OK-1 cobalt octoate was used. **Method.** The study was carried out by the method of a physical experiment using the Shimadzu Autograph AG-X Series universal testing machine in various loading and unloading modes, including a cyclic mode for taking a tension-compression diagram. The mechanical hysteresis was studied when the samples were deformed at a rate of 1 to 10 mm/min. Hysteresis losses were determined depending on the number of cycles, stress, and strain rate. The main factor determining the number of losses is the maximum deformation in the cycle. **Results.** The complex nature of the change in the effective modulus was revealed, which indicates a change in the molecular structure of the material during deformation and, accordingly, a change in the molecular mechanism of this process. The greatest changes occur in the first cycle, so the preliminary deformation leads to the stabilization of the state of the material. Deformation of the cured resin to varying degrees and in different modes leads to significant changes in its properties due to changes in its molecular structure. The dependences of the effective (conditional) modulus on the degree of deformation during the loading of the sample and its unloading differ significantly. The obtained results on physical and mechanical properties are suitable for use in the design of products for various purposes.

1 Introduction / Введение

Новые материалы, создание которых определяется, как правило, необходимостью увеличения эффективности разрабатываемых конструкций, в свою очередь, открывают возможности для формирования принципиально новых конструктивных решений и технологических процессов, а дальнейшее совершенствование конструкций и технологии их изготовления ставит новые задачи перед материаловедением [1], [2]. Такая взаимообусловленность процессов развития материалов, конструкций и технологии их изготовления отчетливо проявляется в настоящее время в связи с разработкой и применением композиционных материалов (КМ) [3], [4]. Повышение долговечности новых и продление ресурса



находящихся в эксплуатации зданий и сооружений - важные проблемы, которые решает строительное материаловедение [5]. Современные композиционные материалы (КМ) обладают не только широким спектром физических, механических и химических свойств, но и способностью к направленному их изменению в соответствии с эксплуатационными свойствами конструкций.

В этой связи эффективная реализация достоинств данных материалов в конструкциях требует решения комплекса задач, связанных с выбором взаимно согласованных исходных компонентов, с определением необходимой структуры материала, соответствующей полю силовых нагрузок и других воздействий, с учетом его особенностей и технологических ограничений при разработке проектных решений [2], [6], [7].

Интенсивно расширяющееся внедрение композитов в несущих конструкциях различного назначения вызывает необходимость разработки расчетных моделей и методов исследования, учитывающих особенности структуры и поведения этих материалов [8]–[11]. Многочисленными трудами ученых и инженеров как в России, так и за рубежом, не только улучшены свойства традиционных природных и искусственных материалов, но и в последнее время созданы эффективные композиционные материалы с заранее заданным сочетанием физико-технических и эстетических характеристик [2], [5], [8].

Для эксплуатации в агрессивных средах доказали свою эффективность композиционные строительные материалы и изделия на основе полимерных связующих [7], [9], [12]. К ним относятся прежде всего полимербетон и армополимербетон – высокопрочные и химически стойкие конструкционные материалы [12]–[15].

Полимербетоны представляют собой искусственные строительные конгломераты, изготавливаемые путем совмещения синтетических полимерных связующих и минеральных наполнителей и заполнителей различной природы и крупности.

Широко распространено их использование в виде тонкослойных лакокрасочных и мастичных защитных покрытий [16], [17]. Промышленностью Российской Федерации производится большой ассортимент видов и марок синтетических смол, которые, как правило, используются в наполненных системах. Теоретические вопросы структурообразования композиционных материалов рассмотрены в работах отечественных и зарубежных авторов [18]–[24].

В технологии изготовления полимербетонов используются более 30 наименований низковязких термоактивных смол и олигомеров – фурановые, феноло-альдегидные, эпоксидные, полиэфирные, карбамидные, полиуретановые, полиизоцианатные и другие в мономатериальных и композиционных составах. В современном строительстве в большинстве случаев применение находят эпоксидные смолы [5], [25]–[27]. В то же время в связи с более низкой стоимостью и меньшей вязкостью полиэфирных смол в сравнении с эпоксидными востребованность их за рубежом растет. Промышленные полиэфирные смолы представляют собой растворы ненасыщенных олигомерных эфиров в мономере, преимущественно в стироле в соотношении 70:30. В большинстве случаев причинами отказа от использования отечественных полиэфирных смол является недостаточная исследованность их прочностных и упругопластических свойств.

Перспективной синтетической смолой для использования в качестве вяжущего при изготовлении полимерных композиционных материалов (ПКМ) является олигоэфиракрилат марки МГФ-9 [28]–[30]. Полиэфиракрилаты получают при совместной конденсации насыщенных двусловных кислот с гликолями, глицерином или пентаэритритом совместно с одноосновной ненасыщенной кислотой [31].

Минеральные наполнители оказывают значительное влияние на свойства наполненных полимеров. В еще большей степени это действие проявляется при формировании полимербетонов, у которых количество наполнителей и заполнителей по общей массе составляет 90–94 %.

Большое количество в составе полимербетонов наполнителей и заполнителей способствует уменьшению расхода полимерного связующего, от стоимости которого в основном зависит стоимость полимербетона. Введение большого количества наполнителей, заполнителей также способствует ограничению температурных и усадочных деформаций, регулированию плотности, прочности, твердости, физико-механических и других свойств.

Данных об исследовании диаграммы «напряжение-деформация сжатия» в различных режимах нагружения и разгрузки при использовании данного связующего в литературе содержится недостаточно, остается малоизученным влияние циклических нагрузок на



упругопластические свойства полиэфиракрилатных композитов. В этой связи исследования в вышеуказанной области являются актуальными.

Цель работы заключалась в исследовании прочностных и упругопластических свойств полимерных композиционных материалов на основе полиэфиракрилатной смолы МГФ-9.

Для достижения поставленных целей в работе решались следующие задачи:

1. Получить диаграммы напряжение-деформация для полиэфиракрилатных композитов.
2. Провести исследования свойств композитов и дать анализ молекулярным процессам, протекающим в исследуемых материалах.
3. Установить влияние содержания отверждающих компонентов и наполнителя на прочностные и упругопластические свойства композитов.
4. Рассмотреть влияние деформаций различной величины на прочность и упругопластические свойства композитов.
5. Выявить влияние на гистерезисные явления в полимерных композитах циклов деформирования.

2 Materials and Methods / Материалы и методы

Для получения композиционного материала использованы: в качестве вяжущего – олигоэфиракрилат марки МГФ-9, отвердителя – пероксид циклогексанона ПЦОН-2 и ускорителя отверждения – октоат кобальта ОК-1. 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 (производства Японии). Управление процессом испытаний и предварительная обработка данных, получаемых на этой машине, производятся с помощью программного обеспечения TRAPEZIUM X *1. Измерения проводились с различной скоростью перемещения активного захвата от 1 до 10 мм/мин. Усилие растяжения и сжатия было направлено вдоль длинной оси образца.

3 Results and Discussion / Результаты и Обсуждения

На Рис. 1 представлены диаграммы напряжение – деформация, полученные при испытании образцов отвержденной смолы на сжатие до разрушения (скриншоты с управляющего компьютера). Видно, что, во-первых, кривые $\sigma(\varepsilon)$ достаточно сложны, во-вторых, могут заметно отличаться для разных образцов.

Программа обработки экспериментальных данных предусматривает вычисление модуля упругости путем построения прямой линии, интерполирующей достаточно большой участок диаграммы деформация–напряжение, как показано на Рис. 1. Тангенс угла наклона этой прямой дает некоторое усредненное на данном участке значение модуля. При этом создается впечатление, что деформация материала происходит упруго (или почти упруго). Дополнительная математическая обработка данных эксперимента, переход от интегрального подхода к дифференциальному, позволяет получить более детальную картину деформирования исследуемого материала. Имея это в виду, было проведено вычисление величины производной от напряжения σ по деформации ε . Эта величина дальше называется эффективным (условным) модулем (формула 1):

$$E = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (1)$$

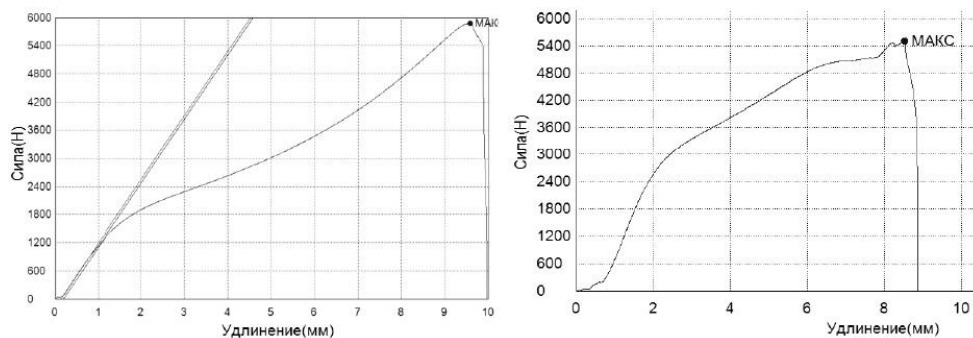


Рис. 1. Модуль в зависимости от напряжения (слева) и деформации (справа) в первом (○), втором (Δ) и пятом (□) циклах (образец 9-14). Темные значки – нагружение, светлые – разгрузка.

Fig. 1. Modulus versus stress (left) and strain (right) in the first (○), second (Δ), and fifth (□) cycles. Dark icons are loading, light icons are unloading.

На Рис. 2 показаны графики $E(\sigma)$, полученные при испытаниях на сжатие до разрушения, для четырех образцов из полимерных вяжущих, отвержденных по разным режимам.

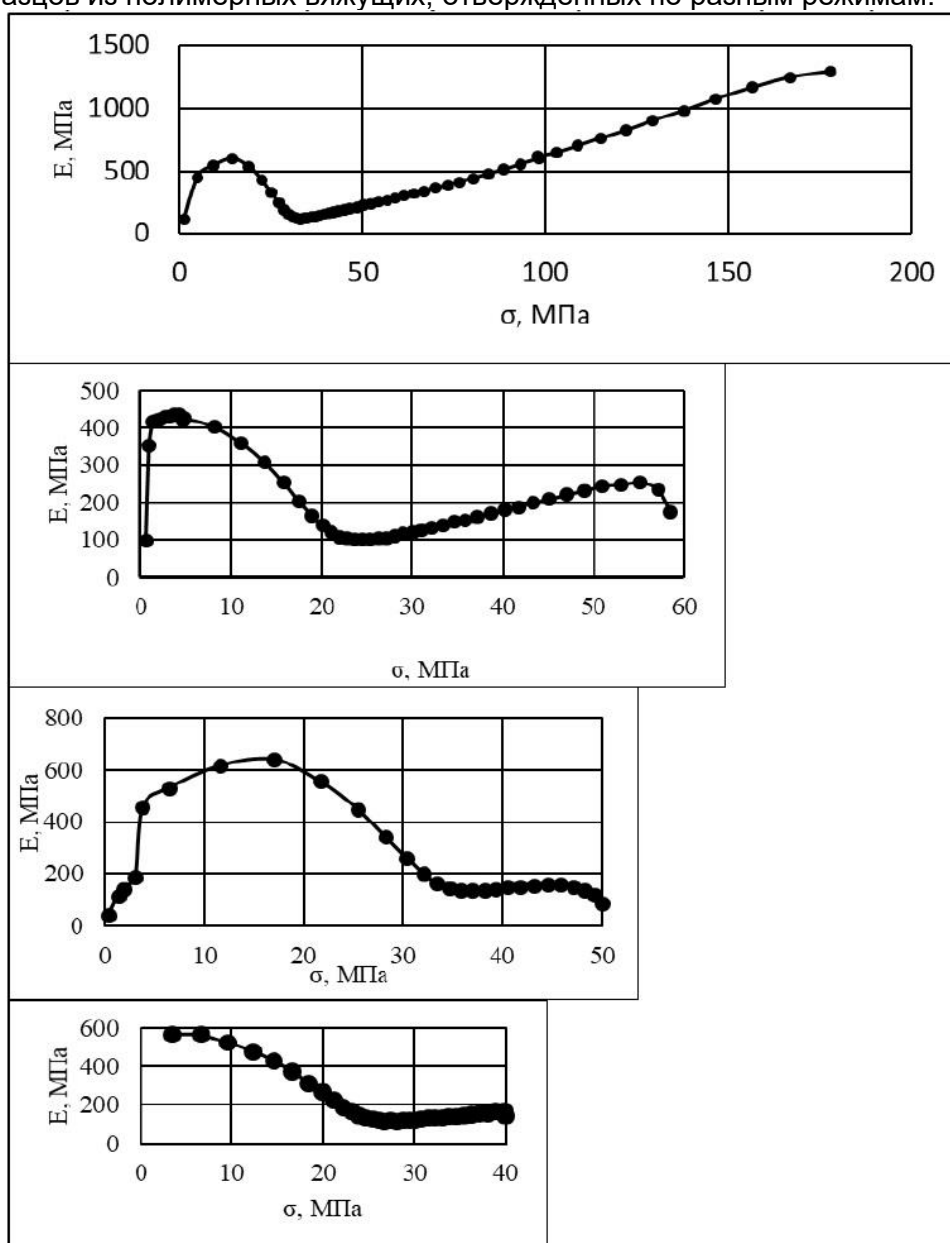


Рис. 2. Зависимость эффективного модуля от напряжения для разных образцов.

Fig. 2. Dependence of the effective modulus on stress for different samples.



Все приведенные кривые имеют общие черты. По данным графикам можно сделать следующие выводы:

- Чисто математически: на кривой есть несколько особых точек: два максимума, один минимум, две точки перегиба. Кривая вблизи экстремумов несимметрична.

- На графиках можно выделить четыре области с различным характером изменения эффективного модуля (разные знаки производной $dE/d\sigma$):

- Относительно узкий участок быстрого роста модуля с выходом на несимметричный максимум при $dE/d\sigma > 0$. Исключение нижний график, где первый участок крутого роста модуля практически не проявился.

- Уменьшение модуля при $dE/d\sigma < 0$. Кривая с перегибом и последующим минимумом.

- Относительно пологое увеличение модуля: $dE/d\sigma > 0$. Зависимость близка к линейной.

Длина участка сильно варьируется от образца к образцу. Самый длинный участок и, соответственно, самые большие значения максимального напряжения и максимальной деформации перед разрушением, оказался у образца с наибольшей степенью отверждения (верхний график).

- Уменьшение модуля, предшествующее его разрушению: $dE/d\sigma < 0$.

Отмеченные четыре этапа присутствуют на диаграммах большинства образцов, но координаты характерных точек существенно меняются от образца к образцу.

Изменение характера зависимостей $\sigma(\varepsilon)$ и $E(\sigma)$ свидетельствует об изменении молекулярной структуры материала и соответствующего изменения молекулярного 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.

Далее проведены исследования по установлению упруго-пластических свойств полимерных композитов при циклическом нагружении

Циклическое механическое воздействие на образец производилось по следующей схеме: «нагружение до некоторого максимального в данном цикле напряжения σ_{\max} → полная разгрузка с такой же скоростью → пятикратное повторение цикла с заданной нагрузкой σ_{\max} → повторение процедуры пятикратного циклирования со ступенчатым изменением максимальной нагрузки σ_{\max} вплоть до разрушения образца». Характерной чертой кривых «нагрузка – деформация» при циклировании является наличие гистерезиса, т. е. наличие потерь упругой энергии, превращение ее во внутреннюю энергию материала. На Рис. 3 приведены скрины управляющего компьютера, полученные при испытании нескольких образцов смолы, отвержденных при разных сочетаниях долей отвердителя и ускорителя в соответствии с матрицей планирования. Как видно, параметры петли гистерезиса существенно зависят от состава отверждающей смеси:

При максимальных нагрузках кривая разгрузки более крутая, чем кривая нагружения, а при малых нагрузках — наоборот. Эта особенность наблюдается во всех циклах, вследствие чего можно сделать вывод, что на начальных стадиях разгрузки (область больших напряжений) преобладают процессы релаксации напряжений, а на заключительных (область малых напряжений) – процессы релаксации деформации.

- С увеличением порядкового номера цикла петли смещаются вправо (по оси деформаций). За счет остаточных деформаций от предыдущего цикла.

- С увеличением максимального напряжения цикла петли расширяются за счет увеличения степени деформирования.

Максимальная деформация увеличивается с ростом максимального напряжения.

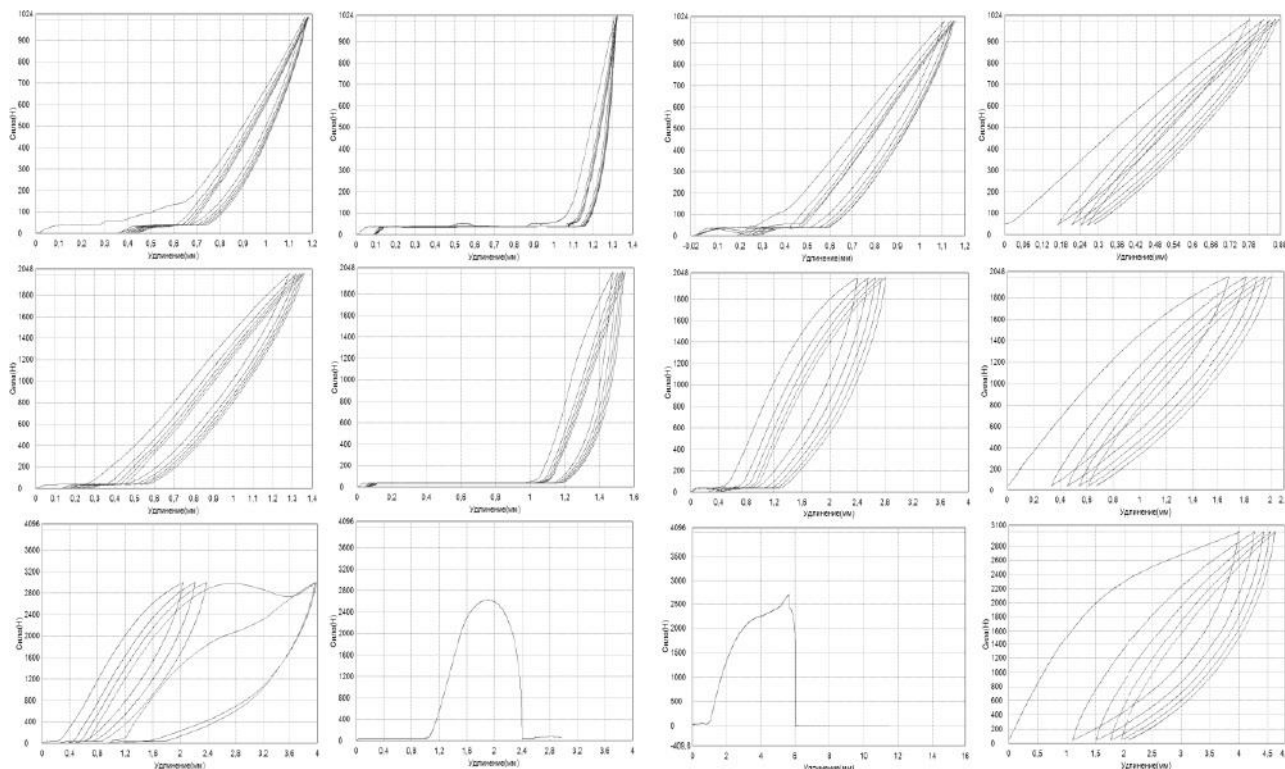


Рис. 3. Петли гистерезиса. Влияние ускорителя при доле отвердителя 1,6 (min); доля ускорителя: первый столбец – 3,2; второй столбец – 5,6 (max). Влияние ускорителя при доле отвердителя 4,0 (max); доля ускорителя: третий столбец – 3,2 (min); четвертый столбец – 5,6. Максимальная нагрузка: сверху-вниз: 10, 20 и 30 МПа.

Fig. 3. Hysteresis loops. Influence of the accelerator at the proportion of hardener 1.6 (min); accelerator share: first column – 3.2; the second column is 5.6 (max). Influence of the accelerator at the proportion of hardener 4.0 (max); accelerator share: third column - 3.2 (min); fourth column - 5.6. Maximum load: from top to bottom: 10, 20, and 30 MPa.

На Рис. 4 показана зависимость модуля от напряжения при нагружении образца в первом и втором циклах. Как видно, эти зависимости заметно отличаются. На кривой первичного нагружения видны первые три из отмеченных выше четырех участков разного поведения модуля. Отметим, что максимальное напряжение в цикле было существенно ниже напряжения разрушения. Поэтому четвертый участок, предшествующий разрушению образца, здесь отсутствует. Значения модуля во втором цикле монотонно убывают с увеличением напряжения так, что кривые 1 и 2 пересекаются дважды.

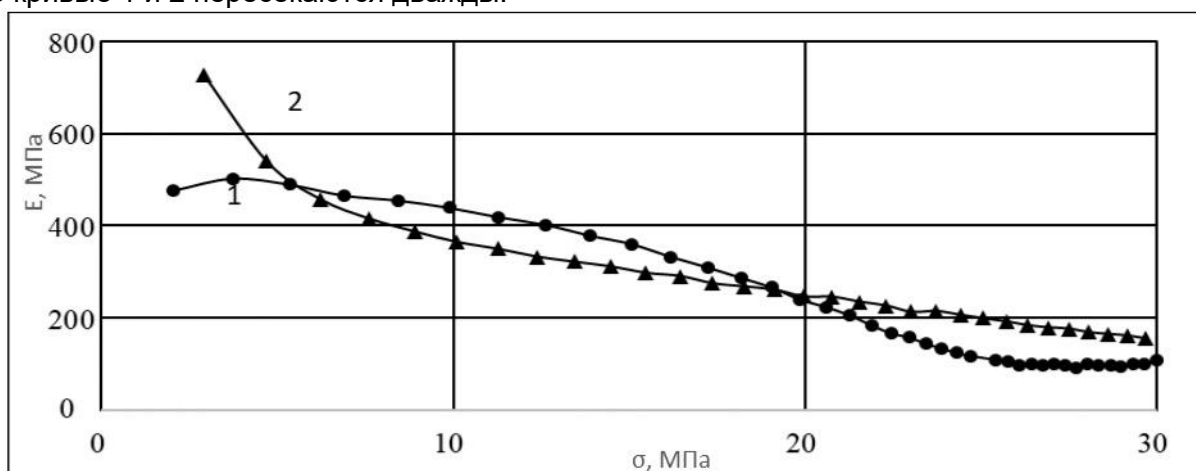


Рис. 4. Модуль в зависимости от напряжения при нагружении образцов первом (кружки) и втором (треугольники) циклах.

Fig. 4. Modulus depends on the stress during loading of the sample in the first (circles) and second (triangles) cycles.



При втором и следующих нагружениях зависимость $E(\sigma)$ монотонна, причем величина модуля несколько возрастает с увеличением числа циклов. Отношение величины модуля, определенного во втором цикле, к его значению в первом цикле при том же напряжении, равно в среднем 1,25. Отношение модулей в пятом и первом циклах равно примерно 1,26. Отсюда следует, что уже при первом нагружении образца в нем произошли какие-то изменения структуры, результатом которых стало исчезновение некоторых механизмов деформации. Состояние материала при этом в определенном смысле стабилизируется. Зависимости $E(\sigma)$, полученные при разгрузке образцов, принципиально отличаются от зависимостей, полученных при нагружении (Рис. 5).

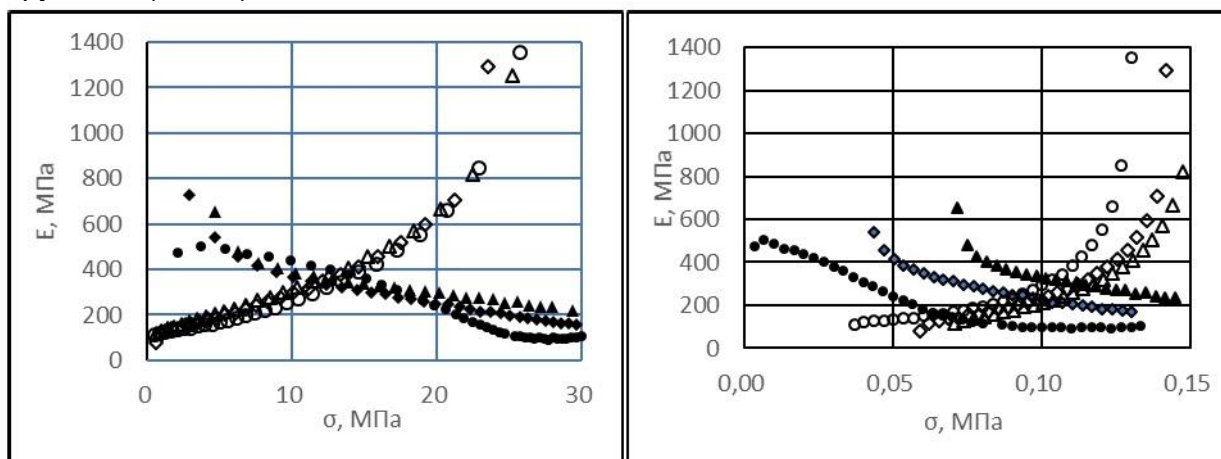


Рис. 5. Модуль в зависимости от напряжения (слева) и деформации (справа) в первом (○), втором (Δ) и пятом (□) циклах (образец 9-14). Темные значки – нагружение, светлые – разгрузка.

Fig. 5. Modulus versus stress (left) and strain (right) in the first (○), second (Δ), and fifth (□) cycles. Dark icons are loading, light icons are unloading.

Прежде всего, значения модуля, полученные в начале разгрузки, в разы (иногда почти на порядок) больше, чем в конце нагружения. Затем кривые $E(\sigma)$, полученные при нагружении и разгрузке пересекаются, так что в области малых напряжений значения модуля при разгрузке оказывается даже меньше, чем при нагрузке. Этот факт подтверждает высказанное ранее положение о том, что в начале разгрузки преобладают процесс релаксации напряжения, а в конце ее преобладают процессы ползучести.

На Рис. 5 изменение модуля при циклировании представлено в зависимости от напряжения и текущей деформации. Соответствующие кривые смещены вдоль оси деформаций в связи с тем, что каждый последующий цикл начинается с большего значения начальной деформации. В то же время кривые $E(\sigma)$ практически накладываются друг на друга за исключением кривой первого нагружения. Иначе говоря, предварительная деформация не оказывает существенного влияния на величину и характер изменения модуля. Определяющую роль играет напряжение, при котором измеряется модуль.

Эффективный модуль, определенный в начале второго и последующих нагружений, фактически является модулем упругости при сжатии, и является характеристикой материала в стабильном состоянии.

Гистерезисные потери, как и в других смолах [16], уменьшаются с увеличением порядкового номера цикла и растут с ростом максимального напряжения в цикле (Рис. 6). Прямой зависимости между величиной гистерезисных потерь и степенью отверждения не обнаружено.



Рис. 6. Зависимость потерь от порядкового номера цикла при максимальном напряжении 10, 20, 30 40 МПа (сверху вниз).

Fig. 6. Dependence of losses on the serial number of the cycle at maximum stress of 10, 20, 30 40 MPa (from top to bottom).

Проведено также циклирование при разных скоростях деформирования (1, 2, 5 и 10 мм/мин) и различных напряжениях. Гистерезисные потери уменьшаются при увеличении скорости деформирования практически всегда за исключением первых циклов при нагрузке 40 МПа. Этот эффект противоположен влиянию увеличения максимальной нагрузки в цикле. В самом деле, увеличение максимальной нагрузки при заданной скорости деформирования так же, как и уменьшение скорости деформирования, приводит к увеличению достигаемой при этом максимальной деформации образца, следствием чего и является увеличение гистерезисных потерь.

На Рис. 7 представлена зависимость деформации образца от порядкового номера цикла в эксперименте с максимальной деформацией цикла 20 МПа. Полная деформация, естественно, растет с увеличением порядкового номера цикла (кривая 1), но деформация в данном цикле уменьшается (кривая 2). Соответственно изменяется остаточная деформация (кривые 4 и 5).

Начиная со второго цикла прирост деформации за цикл становится почти независимым от номера цикла. Как было показано выше, аналогично изменяется величина гистерезисных потерь (Рис. 3).

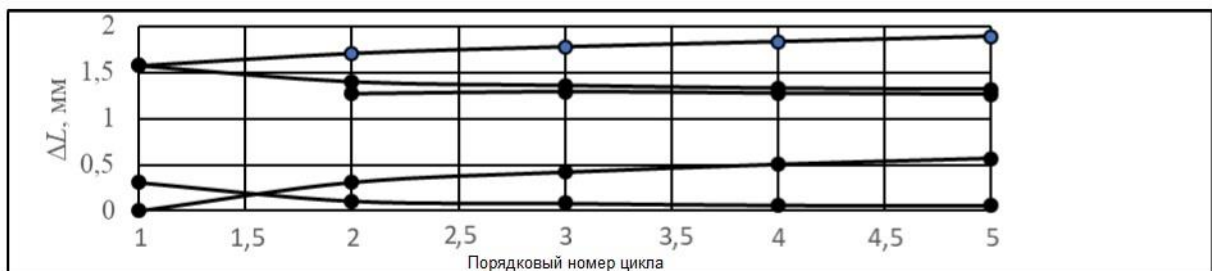


Рис. 7. Зависимость деформации образца от порядкового номера цикла. Сверху вниз: полная деформация, деформация в данном цикле, разность между деформациями в данном и предыдущем циклах, полная остаточная деформация, остаточная деформация в данном цикле. Максимальная деформация в цикле 20 МПа.

Fig.7. Dependence of sample deformation on the sequence number of the cycle. From top to bottom: total deformation, deformation in this cycle, the difference between deformations in this and previous cycles, total residual deformation, residual deformation in this cycle. The maximum deformation in the cycle is 20 MPa.

На Рис. 8 сведены данные о величине гистерезисных потерь и степени деформации образца в зависимости от скорости деформирования и максимального напряжения в первом цикле. Как видно, практически все экспериментальные данные вне зависимости от степени нагружения могут быть аппроксимированы одной линией. Зависимость потерь η от степени деформации ε близка к логарифмической (формула 2):

$$\eta = 17.8 \ln \varepsilon + 40.51 \quad (2)$$

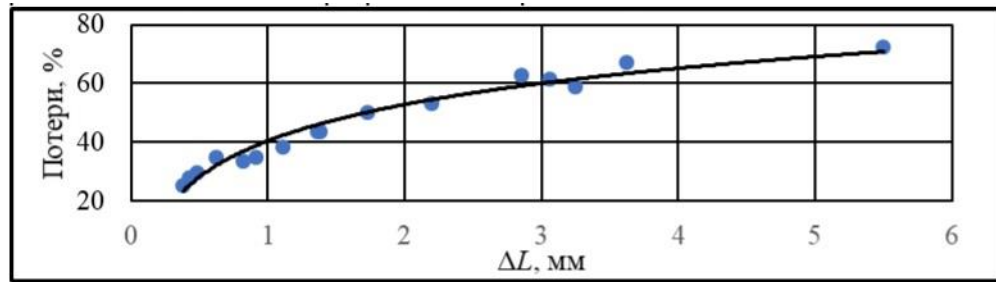


Рис. 8. Зависимость гистерезисных потерь от максимальной деформации в первом цикле.
Fig. 8. Dependence of hysteresis losses on the maximum strain in the first cycle.

Планом эксперимента предусмотрена линейная временная зависимость деформации образца (Рис. 9а). При этом в образце кроме упругой деформации происходят релаксационные процессы – релаксация напряжения и ползучесть, что приводит к существенно нелинейной временной зависимости напряжения (Рис. 9в).

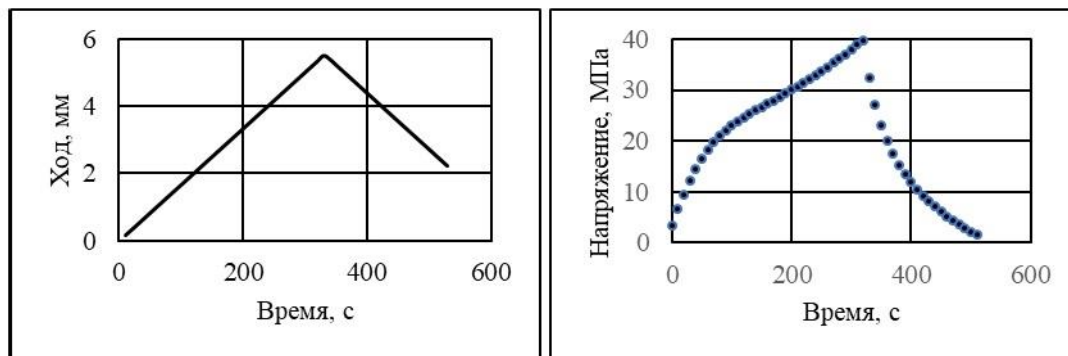


Рис. 9. Режим эксперимента (слева). Зависимость напряжения от времени в первом цикле (справа).
Fig. 9. Experiment mode (left). Stress versus time in the first cycle (right).

Интерполировать зависимость $\sigma(t)$ достаточно простой математической функцией не представляется возможным. Ее начальный участок может быть с относительно высокой достоверностью интерполирован функцией $y = 689.5 \ln(x) - 1509.9$ при $R^2 = 0.9819$, однако видно, что отклонения от экспоненты носят систематический, а не случайный характер (Рис. 10).

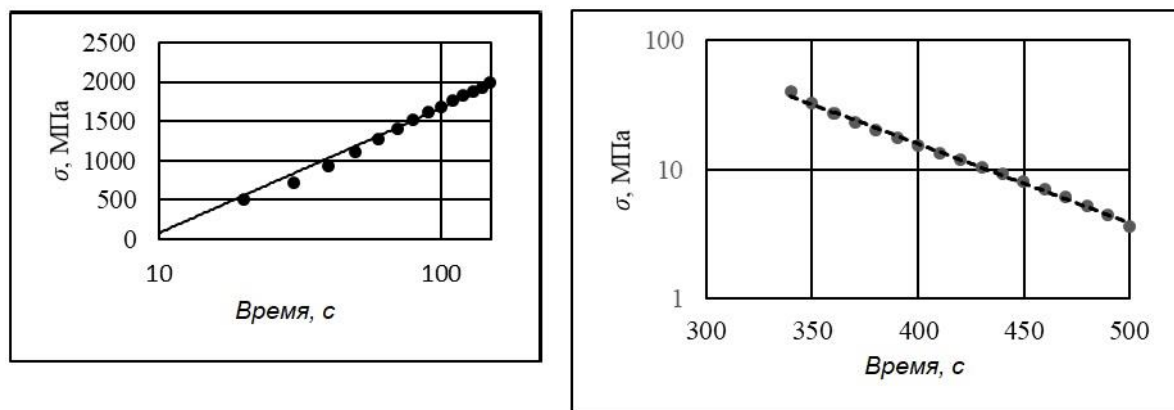


Рис. 10. Начальный участок временной зависимости напряжения при первом нагружении образца (слева). Зависимость напряжения от времени при разгрузке образца (справа)
Fig. 10. The initial section of the time dependence of the stress during the first loading of the sample (left). Dependence of stress on time during sample unloading (right)

В то же время зависимость $\sigma(t)$ коррелирует с зависимостью эффективного модуля от напряжения. Минимум на одной из этих кривых соответствует минимуму на другой. Этот факт подтверждает сделанное выше предположение об изменении механизма деформирования в этой области напряжений.

Зависимость напряжения от времени при разгрузке образца в верхней ее части (Рис. 10) может быть интерполирована экспонентой вида $\sigma = ye^{-t/T}$, что отвечает простому релаксационному процессу с характеристическим временем t . Параметр T находится в пределах 60-80 с для большинства образцов, тогда как величина y варьируется в очень широких пределах.

На участке, отвечающем завершению разгрузки образца, зависимость $\sigma(t)$ приближается к линейной (Рис. 11), что отвечает прямой пропорциональной зависимости между напряжением и степенью деформации.

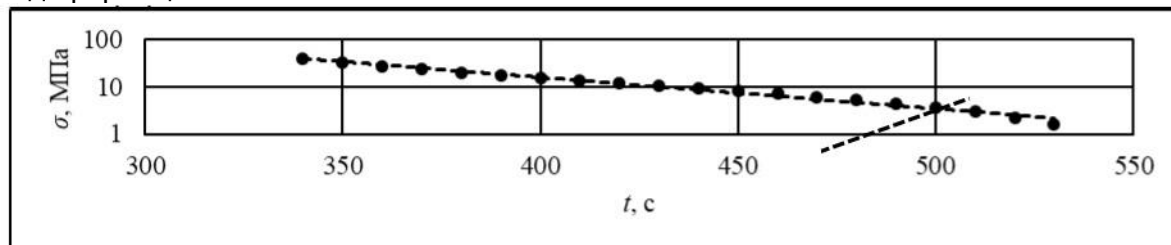


Рис. 11. Зависимость напряжения от времени при разгрузке образца Наклонной штриховой линией условно разделены верхний и нижний участки кривой.

Fig. 11. Dependence of stress on time during sample unloading. The upper and lower portions of the curve are conventionally separated by an oblique dashed line.

4 Conclusions / Выводы

1. Использование эффективного модуля, определяемого как производная функции напряжения от деформации, в широком диапазоне деформаций дает дополнительную информацию для анализа молекулярных процессов, протекающих в исследуемом материале.
2. Деформирование отвержденной смолы разной степени и в разных режимах приводит к существенным изменениям ее свойств, обусловленных изменениями ее молекулярной структуры.
3. Относительно небольшая деформация смолы может служить фактором, стабилизирующим ее свойства.
4. При механическом циклировании материала наблюдаются гистерезисные явления, наиболее интенсивные в первом цикле.
5. Зависимости эффективного (условного) модуля от степени деформации при нагружении образца и его разгрузке существенно отличаются.
6. Полученные результаты по физико-механическим свойствам пригодны для использования при конструировании изделий различного назначения.

References

1. Hozin, V.G. Usilenie epoksidnyh polimerov. Kazan, Dom pechati, 2004. 446 p.
2. Vasilev, V. V. Mekhanika konstrukcij iz kompozicionnyh materialov. Moscow, Mashinostroenie, 1988. 272 p.
3. Irzhak, V.I., Rozenberg, B.A., Enikolopyan, N.S. Setchatye polimery. Moscow, Nauka, 1979. 277 p.
4. Lipatov, Y.S. Fiziko-himicheskie osnovy napolneniya polimerov. Moscow, Himiya, 1991. 260 p.
5. 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.
6. Van-Krevelen, D.V. Svoystva i himicheskoe stroennoe polimerov. Moscow, Himiya, 1976. 416 p.
7. Solomatov, V.I., Bobryshev, A.N., Hmmler, K.G. Polimernye kompozicionnye materialy v stroitelstve. Moscow, Strojizdat, 1988. 312 p.
8. Sendzuki, D. Mekhanika kompozicionnyh materialov. Mir, 1978. 564 p.
9. Smirnov, B.M. Fizika fraktalnyh klasterov. Moscow, Nauka, 1991. 136 p.
10. Feder, E. Fraktaly. Moscow, Mir, 1991. 124 p.
11. Haken, G. Sinergetika. Moscow, Mir, 1980. 404 p.



12. Erofeev, V.T., Dergunova, A.V. Ekonomicheskaya effektivnost povysheniya dolgovechnosti stroitelnykh konstrukcij. *Stroitelnye materialy*. 2008. (2). Pp. 88–89.
13. Solomatov, V.I., Klyukin, V.I., Kochneva, L.F., Maseev, L.M., Potapov, Y.B. *Armopolimerbeton v transportnom stroitelstve*. Moscow, Transport, 1979. 232 p.
14. Patureov, V. V. *Polimerbetony*. Moscow, Strojizdat, 1987. 286 p.
15. Sokolova, Y.A., E.M., G. *Modificirovannye epoksidnye smesi i pokrytiya v stroitelstve*. Moscow, Strojizdat, 1990. 176 p.
16. Erofeev, V., Fomin, N., Ivlev, V., Yudin, V., Myshkin, A. Cyclic strength of polyester acrylate composites. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020.
17. Zhu, P., Lei, Z.X., Liew, K.. Static and free vibration analyses of carbon nanotube-reinforced composite plates using finite element method with first order shear deformation plate theory. *Composite Structures*. 2012. (94). Pp. 1450–1460.
18. Solomatov, V.I., Bobryshev, A.N., Proshin, A.P. *Klastery v strukture i tekhnologii kompozicionnykh stroitelnykh materialov*. *Izvestiya vuzov. Stroitelstvo i arhitektura*. 1983. (4). Pp. 56–61.
19. Mandelbrot, B.B. *The Fractal Geometry of Nature*. San Francisco, Freeman, 1982. 460 p.
20. Solomatov, V.I., Bobryshev, A.N., Proshin, A.P. O vliyani razmernykh faktorov dispersnogo napolnitelya na prochnost epoksidnykh kompozitov. *Mekhanika kompozitnykh materialov*. 1982. (6). Pp. 1008–1013.
21. Lipatov, Y.S. *Struktura i svoystva napolnennykh polimernykh sistem i metody ih ocenki*. *Plastich. massy*. 1976. (11). Pp. 6–11.
22. Solomko, V.P. *Napolnennyye kristallizuyushchiesya polimery*. Kiev, Naukova dumka, 1980. 264 p.
23. Solomko, V.P. O yavlenii mezhstrukturnogo napolneniya i ego vliyaniya na svoystva polimerov. *Mekhanika polimerov*. 1976. (1). Pp. 162–165.
24. Sogolova, T.I. *Fizicheskaya modifikaciya polimerov*. Moscow, Himiya, 1970. 448 p.
25. Ayatollahi, M.R., Shadlou, S., Shokrieh, M., Chitsazzadeh, M. Effect of multi-walled carbon nanotube aspect ratio on mechanical and electrical properties of epoxy-based nanocomposites. *Polymer Testing*. 2011. (30). Pp. 548–556.
26. 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.
27. Erofeev, V.T., Smirnov, V.F., Lazarev, A.V., Bogatov, A.D., Kaznacheev, S.V., Rodin, A.I., Smirnova, O.N., Smirnov, I.V. *Biologicheskaya i klimaticheskaya stojkost polimernykh kompozitov*. *Academia. Arhitektura i stroitelstvo*. 2017. (1). Pp. 112–119.
28. Erofeev, V.T., Myshkin, A. V., Kablov, E.N., Starcev, O.V., Smirnov, V.F., Smirnova, O.N. Vidovoj sostav mikoflory, vydelennoj s polimernykh kompozitov na osnove poliefirakrilatnoj smoly v usloviyah vlazhnogo morskogo klimata. *Regionalnaya arhitektura i stroitelstvo*. 2014. (2). Pp. 22–29.
29. Erofeev, V.T., Myshkin, A. V., Starcev, O. V., Kablov, E.N., Smirnov, V.F., Smirnova, O.N. Stojkost polimernykh kompozitov na osnove poliefirakrilatnoj smoly v usloviyah vlazhnogo morskogo klimata. *Regionalnaya arhitektura i stroitelstvo*. 2014. (3). Pp. 5–12.
30. 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.
31. Berlin, A.A., Kefeli, T.Y., Korolev, G. V. *Poliefirakrilaty*. Moscow, Nauka, 1967. 372 p.