

УДК 531/534:537.624.9

УПРУГИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОАКТИВНОГО ЭЛАСТОМЕРА

© 2024 г. Г. В. Степанов^{1, *}, П. А. Стороженко¹

Акционерное общество “Государственный Орден Трудового Красного Знамени Научно-исследовательский институт химии и технологии элементоорганических соединений” Москва, Россия

*E-mail: gstepanov@mail.ru

Поступила в редакцию 15.11.2023

После доработки 22.11.2023

Принята к публикации 28.12.2023

Магнитоактивный эластомер или магнитореологический эластомер – композиционный материал, состоящий из упругой эластичной матрицы и магнитного наполнителя. Исследованы упругие свойства материала под воздействием внешнего магнитного поля. Под действием магнитного поля упругость композита возрастает в десятки раз. Упругие свойства материала в магнитном поле сильно зависят от величины деформации материала. Данный тип уникального магнитного композита является хорошим кандидатом для использования его в качестве рабочего тела в управляемых демпфирующих устройствах.

DOI: 10.31857/S0367676524040197, EDN: QGSBUH

ВВЕДЕНИЕ

Магнитные гели и эластомеры – это многофункциональные, управляемые магнитным полем “интеллектуальные” материалы, состоящие из мелких магнитных частиц, распределенных в полимерной сетке. Эти системы вызывают значительный интерес исследователей благодаря богатому набору уникальных физических свойств, ценных для многих прогрессивных технологий. Одним из самых первых эффектов, который исследовали в магнитореологических (МРЭ), и в магнитоактивных эластомерах (МАЭ) был магнитореологический эффект. В дальнейшем были исследованы многие другие эффекты: магниторезистивный, пьезорезистивный магнитодиэлектрический, деформационный, стрикционный, магнитооптический, магнитоакустический и такие материалы стали называть более расширенным термином – магнитоактивные эластомеры.

Значительная зависимость вязкоупругих свойств от магнитного поля открывает возможность управлять их поведением с помощью достаточно умеренного магнитного поля в диапазоне 50–500 мТл. Частично эти композиты используются в качестве магнитоуправляемых приводов, демпферов, вибро- и амортизаторов [1–17]. Рабочим элементом в управляемых шок адсорберах является МРЭ или МАЭ. После первых сообщений в 1983 г. о аномалии упругих свойств резины с магнитным наполнителем [18] последовали научные сообщения от японской корпорации “Тойота” в 1995 г. об изменении модуля упругости в магнитном поле

композита с железным порошком [19], патенты и ряд сообщений от научных групп фирмы “Форд” и “Лорд корпорейшен” [20–22].

Макроскопические свойства композитов и их зависимость от приложенного поля определяются внутренней архитектурой расположения частиц в исходном полимере, гетерогенными структурами, образуемыми частицами, различными структурными превращениями под действием поля и макроскопической деформацией композита, а также размером частиц, формой, их концентрацией, природой матричного полимера, его жесткостью [23–36]. Как можно заметить из литературы, среди материалов, которые могут быть использованы для изготовления экспериментальных образцов [23, 32, 34, 36], лидерство стабильно удерживается силиконовой резиной в различных модификациях и коммерчески доступным карбонильным железом (КЖ) со сферическими микрочастицами. Частично это обусловлено удобством управления степенью полимеризации и, следовательно, жесткостью матрицы [32] и хорошими магнитными свойствами железа. Поэтому основное исследование происходит в области упругости матрицы [29] и структурирования наполнителя внутри полимера [23, 24, 31, 32].

В предыдущих исследованиях были получены зависимости вязкоупругих свойств для различных составов МРЭ. МРЭ на основе силикона и изотропного КЖ (28 об. %), в магнитном поле 500 мТл, показал относительное изменение модуля накопления G' на 2317% по сравнению с начальным значением 0.12 МПа [23]. МРЭ на основе

термоэластомера (термочувствительного силиконового каучука) и наполнителей с различными размерами частиц дали более низкие значения относительного изменения модуля ($\Delta G'/G'_0$). Когда средний размер частиц наполнителя увеличивается с 3.5 до 13 и до 23 мкм, то $\Delta G'/G'_0$ растет с 34 до 253 и 900% для изотропного образца и с 125 до 945 и 1125% для анизотропного образца. Эти результаты сопоставимы с данными, приведенными в [25, 27] для аналогичных образцов.

Аналогичные анизотропные композиты, содержащие 10–30 об. % КЖ и под воздействием увеличения поля от 0 до 800 мТл при амплитуде деформации 1% и частоте 2 Гц показали значения $\Delta G'/G'_0$ в диапазоне 30–39%. В то же время значение коэффициента потерь (тангенса потерь) $\tan \delta$ уменьшается на 50% при изменении частоты от 2 до 20 Гц и увеличении амплитуды деформации от 1 до 10% [26]. Хорошие результаты по МР-эффекту получены в группе Босисса еще в 2002 г. Для структурированных образцов (заполимеризованных в магнитном поле) в области малых деформаций 0.01%, магнитное поле 42 кА/м приводит к увеличению модуля упругости с 4 до 8 МПа, тангенса потерь с 0.12 до 0.22. Интересно, что для неструктурированных образцов магнитореологический эффект практически отсутствовал [24].

Изменяя жесткость матрицы нашли, что образцы приготовленные на основе “мягких”, “средних” и “твердых” полимеров образцы (изотропные, 20 об. % Fe) в магнитных полях 0–650 мТл изменения модуля накопления ($\Delta G'/G'_0$) составляет 4800, 123 и 46% и для модуля потерь ($\Delta G''/G''_0$) – 1400, 77 и 37%. Магнитореологический эффект значительно снижается, когда, когда матрица становится более жесткой [29, 31]. На образцах магнетитом (размер частиц 8.4 мкм) получен незначительный МР-эффект [32], по-видимому, вследствие незначительных магнитных свойств магнетита.

Предложен способ модификации поверхности частиц сферического железа (размер 6.5 мкм) наночастицами железа (пластины с размером 10–100 нм), восстановленными из водного раствора FeSO_4 с помощью NaBH_4 . Для МРЭ с полиуретановой матрицей, 6% КЖ заменили на КЖ покрытое частицами наножелеза, при этом МР-эффект, коэффициент потерь и коэффициент магнитоиндуцированных потерь стал в 1.32, 1.45 и 1.56 раза больше, чем в образце с чистым КЖ [36]. Положительный эффект анизотропии проявляется в исследованиях довольно часто, но не всегда. Максимальный абсолютный МР-эффект для анизотропного эластомера составлял 0.8 МПа, а для изотропного 0.3 МПа, а относительный эффект 646 и 343% соответственно в поле 0.8 Тл. Тангенс механических потерь составлял 0.2 для анизотропного и 0.15 изотропного, причем с ростом поля тангенс рос [38]. В ряде исследований получен довольно

большой магнитореологический эффект. Так, в режиме растяжения образца МАЭ в магнитном поле, получено увеличение модуля упругости Юнга в 40 раз [41]. В режиме низкой постоянной деформации сдвига на реометре получено увеличение упругости до 100 раз [42]. Магнитоактивный эластомер, содержащий крупные частицы, увеличивает модуль Юнга в 100 раз в магнитном поле 290 Э в области деформаций 1–2%. Зависимость модуля Юнга от деформации носит экстремальный характер. При очень малых деформациях менее 0.5% и больших, более 2%, модуль упругости резко снижается [43]. Таким образом, в ходе многочисленных исследований в различных научных группах получено относительное увеличение модуля в интервале от 18 до 10000%. Возможно еще большее увеличение относительного эффекта (в 100000 раз) в гелях с модулем упругости менее 1 кПа [44]. Но это эффект больше математический для переходного состояния системы жидкость-гель. Получено относительное увеличение модуля в 90 раз или на 3 МПа в поле 700 мТл для силиконовой матрицы с концентрацией КЖ 30 %об., и исходным модулем сдвига 30 кПа [45]. Хорошие данные по магнитореологическому эффекту получены методом сдвига [46]. При сжатии образца увеличение модуля в магнитном поле достигало 10000% [47], а в работах [41, 48] предложен механизм значительного МР-эффекта на основании модели структурирования магнитных частиц внутри полимерной матрицы под действием магнитного поля. Значительные эффекты получены при бимодальном магнитном наполнителе включающий частицы 5 и 60 мкм, где относительное повышение модуля составляло 140 раз а абсолютное 4.6 МПа, в то время, как мелкого КЖ (5 мкм) эффект составлял только 65 раз [49]. В аналогичном исследовании при бимодальном наполнителе модуль упругости растет или в 50 раз и на 5.5 МПа, или в 180 раз или на 1.5 МПа [50].

Для КЖ в поле 650 мТл эффект составляет 62–390 раз и около 4.5 МПа [51]. Относительно новым направлением стало использование в качестве магнитного наполнителя магнито жестких порошков NdFeB . В таких предварительно намагниченных композитах модуль упругости может как увеличиваться, так и уменьшаться в зависимости от направления магнитного поля [52].

Анализ литературы показывает, что в ходе многочисленных исследований МР-свойств МРЭ получен большой массив данных. Авторы показывают или только высокий относительный эффект, или только абсолютный магнитореологический эффект. Нам представляется, что хороший МР-эластомер должен одновременно показывать высокий относительный и абсолютный МР-эффекты. Большинство исследований проведено на реометрах, реализующих напряжение сдвига в осцилляционном режиме, при этом получается среднее значение модуля

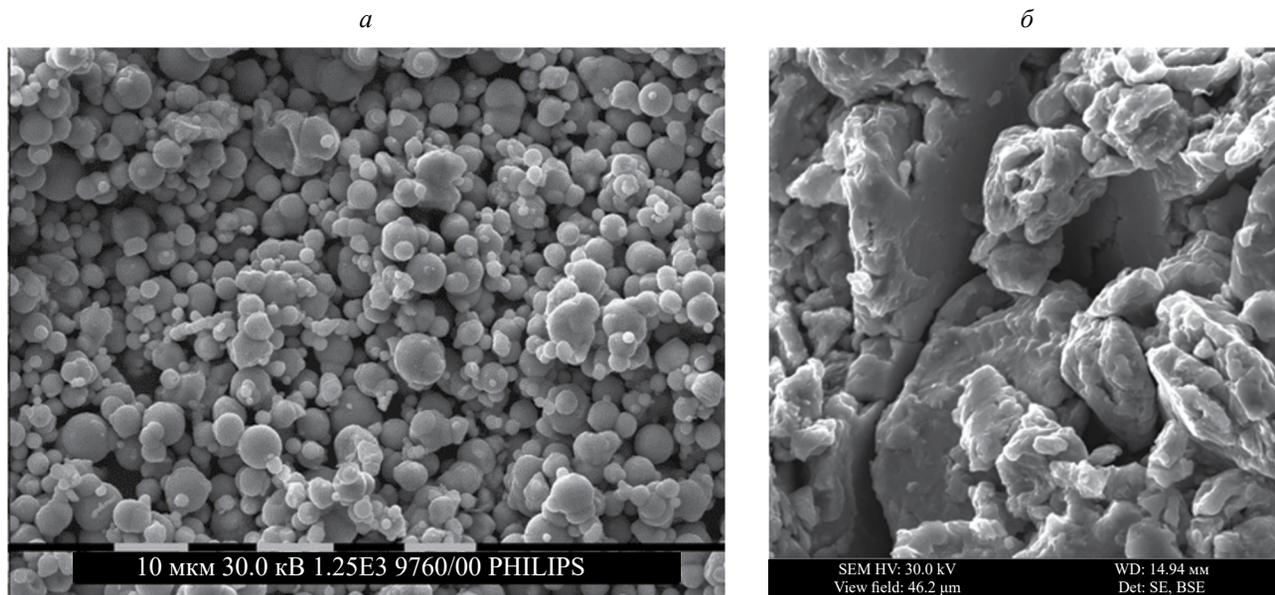


Рис. 1. Фотография карбонильного железа (а) и пермаллоя (б).

упругости, модуля потерь и тангенса механических потерь. Это нужная и важная информация, но при этом теряется информация, способствующая пониманию механизмов, происходящих внутри МАЭ, получаемая методом псевдостатического нагружения. Данная статья призвана показать комплексно все эффекты, возникающие в материале при деформации его в магнитном поле.

МЕТОДИКА ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ИЗМЕРЕНИЯ МАТЕРИАЛА

МАЭ получали смешением силиконового компаунда марки СИЭЛ с модифицированными магнитными порошками. Порошки были предварительно покрыты пленкой гидрофобизатора марки ГКЖ-94 и силиконового масла в количестве до 1% масс из раствора гексана. Жидкую композицию выливали в форму и полимеризовали в шкафу при температурах 100–150°C [52]. В качестве магнитного наполнителя использовали порошки КЖ и пермаллоя (FeNi, содержание никеля 25%), полученного методом механохимического сплавления порошков железа и никеля в планетарной мельнице, фотографии показаны на рис. 1. Средний размер КЖ 5 мкм, порошок пермаллоя полидисперсный с размером частиц до 50 мкм.

Измерение упругих свойств материала, в псевдостатическом режиме, проводили на разрывной машине марки И1158М-1-01-1, в которой измеряемый образец помещен внутрь электромагнитной катушки, магнитное поле в которой регулировалось величиной постоянного тока от блока питания.

Упругие свойства МАЭ исследовали на реометре Physica MCR302, который был оборудован электромагнитной катушкой, создающей магнитное поле до 600 мТл. Цилиндрический образец диаметром 14 мм и высотой 4 мм деформировался в реометре при круговой осцилляции ротора реометра. Магнитное поле было направлено перпендикулярно плоскостям цилиндрического образца. Точность полученных результатов мы оцениваем на уровне 5%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведено исследование МАЭ с наполнителем КЖ на разрывной машине. Снята кривая зависимости напряжения от деформации образца без поля и в магнитном поле при циклическом растяжении и сжатии. Результаты представлены на рис. 3.

Как видно из рисунка, образец без магнитного поля 1 линейно деформируется под нагрузкой и после снятия нагрузки возвращается в исходное состояние. Выполняется закон Гука. Из этих данных был рассчитан модуль упругости Юнга, как отношение напряжения в образце к относительной деформации, и составлял для исходного образца 24 кПа. Кривые 2–4 показывают характер деформации в магнитном поле 110 мТл. Зависимость напряжения от деформации характеризуется значительным гистерезисом.

Для выявления области псевдостационарного характера измеряемых параметров материала растяжение проводили при разных скоростях растяжения образца. Петли гистерезиса практически повторяют друг друга при всех

скоростях деформации (2, 3, 4). Только при скорости 100 мм/мин началось значительное отличие. Поэтому проводили исследование при скорости деформации 20 мм/мин, в заведомо псевдостационарных условиях. Более низкие скорости сложно реализовывать в магнитном поле, поскольку за время эксперимента происходит значительный разогрев магнитной катушки. Рассмотрим и сравним кривые деформации в первой четверти диаграммы (рис. 3б). Мы видим, какое значительное различие в кривых деформации материала в магнитном поле и без магнитного поля. Кривая деформации в магнитном поле имеет значительную нелинейность, особенно сильную в области малых деформаций. Это указывает на значительную зависимость модуля упругости Юнга от величины деформации. Если построить зависимость модуля упругости Юнга от деформации, по данным рис. 3, мы видим значительное возрастание модуля Юнга в начале деформации и в начальный момент при изменении направления деформации, как показано на рис. 4.

Как видно из рисунка, модуль упругости сильно зависит от величины деформации. Это определяется процессами внутреннего структурирования магнитного наполнителя внутри эластомера. Модуль упругости при малых деформациях возрастает до 3–5 МПа, по сравнению с исходным модулем 24 кПа. Эффект возрастания упругости определяется процессами диполь-дипольного взаимодействия намагниченных частиц внутри полимерной

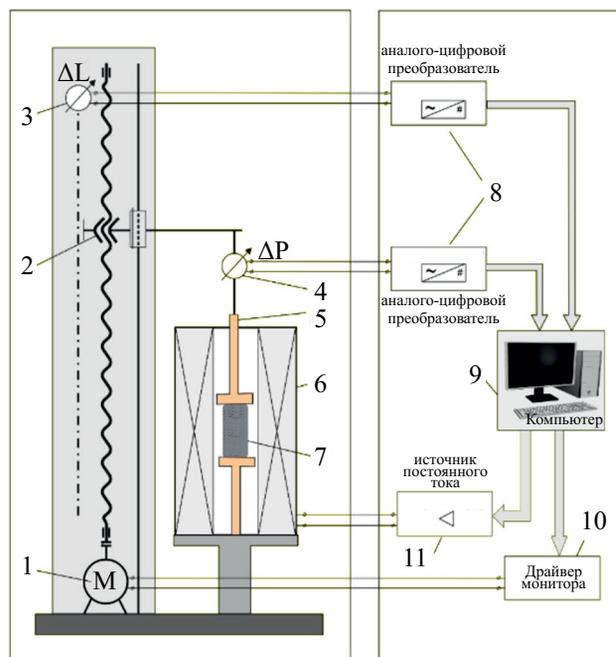


Рис 2. Схема установки измерения напряжения от деформации на базе разрывной машины марки И1158М-1-01-1, где: 1 – шаговый двигатель; 2 – винтовой механизм перемещения; 3 – датчик перемещения; 4 – датчик нагрузки; 5 – держатель образца; 6 – электромагнитная катушка; 7 – измеряемый образец; 8–11 – система компьютерного управления процессом измерения.

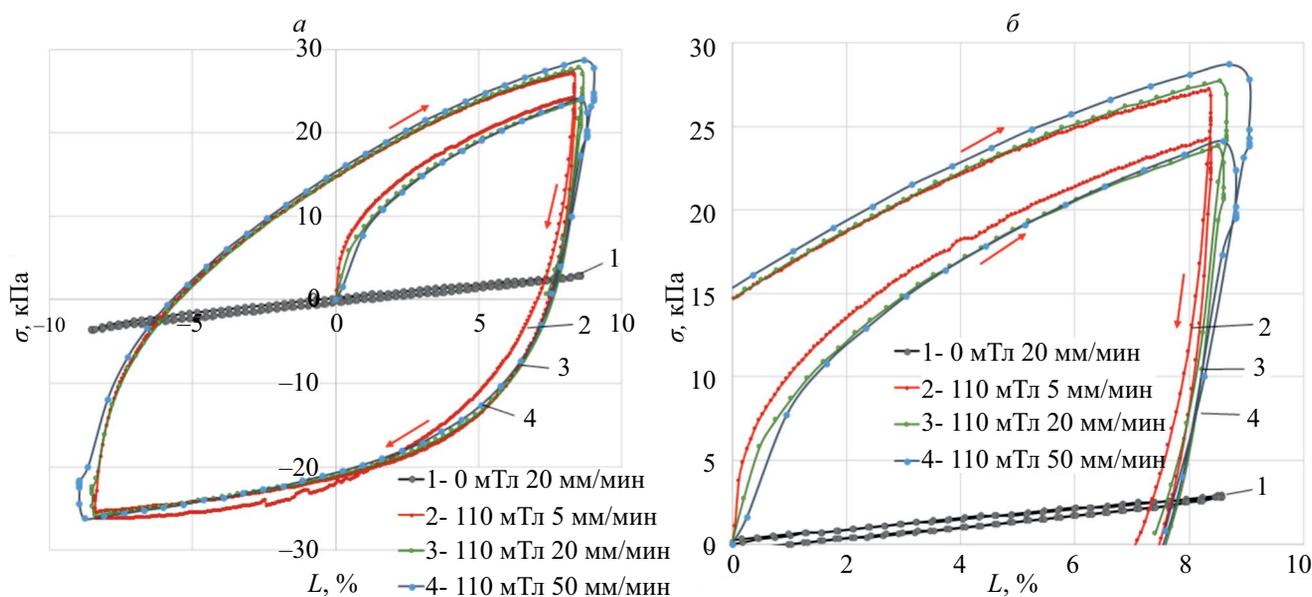


Рис. 3. Зависимость напряжения в образце от деформации: полная кривая гистерезиса (а), – укрупненная часть, четверть кривой гистерезиса (б), где: 1 – без магнитного поля; 2–4 – в магнитном поле 110 мТл и разных скоростях деформации: 2–5 мм/мин; 3–20 мм/мин, 4–50 мм/мин. Стрелками показано направление деформации.

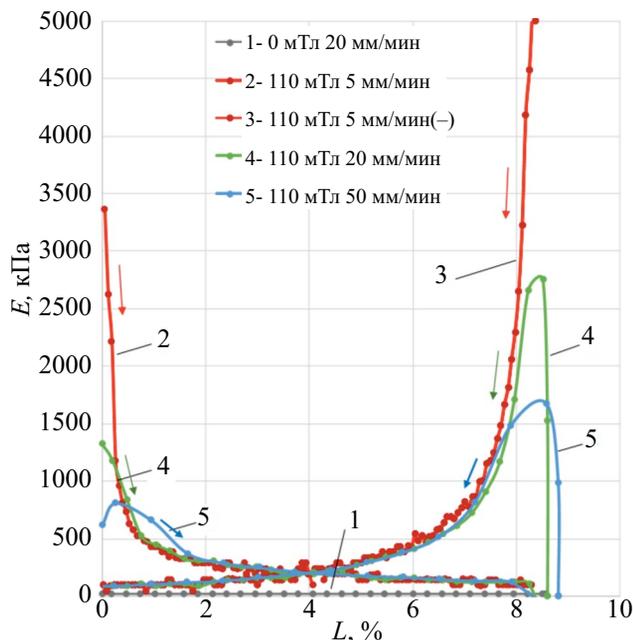


Рис. 4. Зависимость модуля упругости Юнга в магнитном поле от величины деформации при разных скоростях деформации. Стрелками показано направление изменения деформации. Здесь: 1 – магнитное поле равно 0; 2 – растяжение в поле 110 мТл при скорости 5 мм/мин; 3 – начало сжатия при скорости 5 мм/мин; 4–20 мм/мин; 5–50 мм/мин.

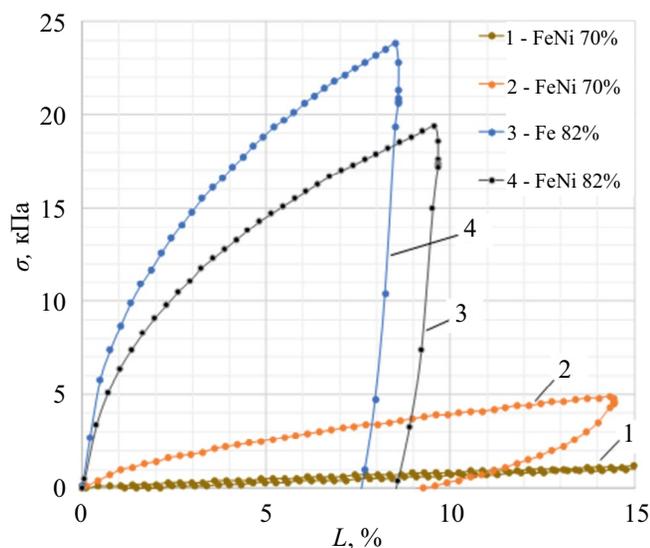


Рис. 5. Зависимость напряжения в образце от деформации для образцов с пермаллоевым наполнителем с разной концентрацией: 1 – FeNi(70%) поле 0 мТл; 2 – FeNi(70%) поле 110 мТл; 3 – Fe(82%) поле 110 мТл; FeNi(82%) поле 110 мТл.

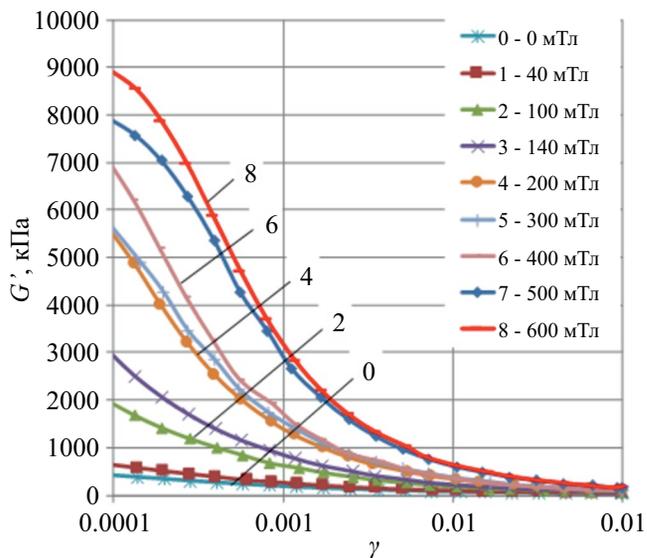


Рис. 6. Зависимость модуля сдвига от величины деформации при разных магнитных полях.

матрицы. При этом частицы перемещаются внутри полимерной матрицы, сближаются друг с другом образуя цепеподобные структуры [41]. Эти структуры пронизывают весь материал, скрепляя его как нитями. По мере растяжения образца частицы разделяются друг от друга силами упругости полимерной матрицы. Силы диполь-дипольного взаимодействия ослабевают и измеряемый модуль упругости образца уменьшается, как видно из рис. 3 и 4, до 140 кПа.

В заключение стоит отметить, что в магнитном поле при обратимой деформации, стандартный упругий эластомер будет деформироваться по кривой 1 (рис. 3а), а МАЭ будет деформироваться по кривым 2–4. Площадь под кривой – это величина механических потерь при демпфировании. Изменение упругости при демпфировании позволяет уходить от точки резонанса, что в целом решает проблему демпфирования.

Измерения образцов с пермаллоевым наполнителем

Аналогичные исследования проведены на разрывной машине с образцами с пермаллоевым наполнителем с двумя концентрациями магнитного наполнителя – 70 и 82% масс. Данные представлены на рис. 5.

Как видно из рисунка, деформация в магнитном поле характеризуется значительным гистерезисом. На величину магнито-реологического эффекта влияет концентрация магнитного наполнителя и величина магнитного поля. Если сравнить два образца с пермаллоевым наполнителем с концентрацией 82% и 70%, то видна эта значительная разница. Наклон

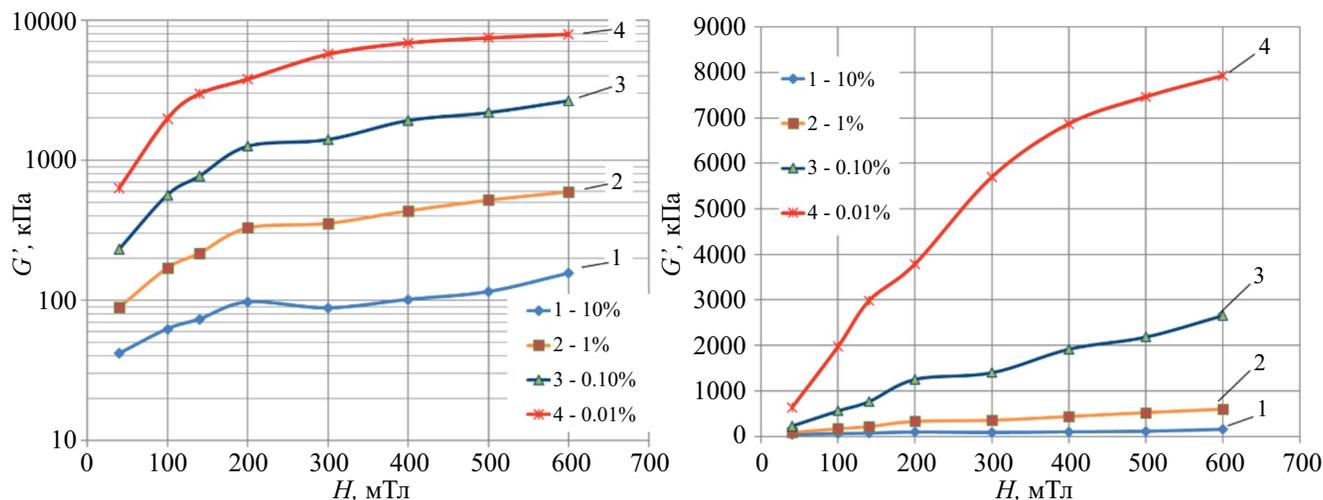


Рис. 7. Зависимость модуля сдвига от магнитного поля при различной величине деформации. Деформация: 1 – 10%; 2 – 1%; 3 – 0.1%; 4 – 0.01%. Наблюдается значительная зависимость модуля сдвига при увеличении магнитного поля до 600 мТл в области малых деформаций.

кривой 2 значительно меньше, чем для образцов 3 и 4 с концентрацией наполнителя 82%. При повышении концентрации магнитного наполнителя с 70 до 82% магнитореологический эффект увеличивается в 5–6 раз.

Общей особенностью для всех образцов в магнитном поле является высокая остаточная деформация после растяжения и снятия нагрузки. Как видно из рис. 3 и 5 наблюдается значительная остаточная деформация при нулевой нагрузке. Это связано с образованием внутренней цепеобразной структуры в магнитном поле. При деформации образца в магнитном поле, частицы притягиваются друг к другу вследствие диполь-дипольного взаимодействия, преодолевая силы упругости матрицы. Внешняя деформирующая нагрузка способствует этому притяжению. Силы магнитного притяжения сильно возрастают при уменьшении расстояния между частицами. Восстановить исходные размеры образца возможно или при сильном механическом воздействии на образец или выключением магнитного поля.

Упругие свойства при сдвиге

Аналогичные исследования вязкоупругих свойств проводили на реометре Physica MCR302 в режиме сдвига. Исследовали образец МАЭ с концентрацией пермаллоя 82%. Особенностью прибора является возможность регистрировать напряжение в образце при очень малой величине сдвига. На рис. 6 показана зависимость модуля сдвига (G') от величины деформации.

Как видно из рис. 6, наблюдается значительная зависимость модуля сдвига от магнитного поля

и величины деформации. При исходном модуле сдвига без магнитного поля в 38 кПа, в магнитном поле 600 мТл, при малых деформациях 0.01% модуль возрастает до 8 МПа, более чем в 200 раз. К сожалению, при больших деформациях модуль сдвига значительно уменьшается. На рис. 7 показана зависимость модуля сдвига от магнитного поля при разных деформациях.

Как видно из рис. 7, наблюдается значительная зависимость модуля сдвига при увеличении магнитного поля до 600 мТл в области малых деформаций. Значительное увеличение модуля сдвига объясняется процессами структурирования магнитного наполнителя внутри полимерной матрицы вследствие диполь-дипольного притяжения между намагниченными частицами. При больших деформациях возрастает напряжение в образце и силы упругости полимерной матрицы разрывают магнитные силы между частицами, частицы отдаются друг от друга, цепеобразные структуры постепенно разрушаются, и модуль упругости материала снижается при общем возрастающем напряжении в образце МАЭ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные экспериментальные данные показывают, что магнитоактивные эластомеры обладают значительной зависимостью вязкоупругих свойств от магнитного поля. Данная зависимость характерна как для измерений методом растяжения, так и для измерений методом сдвига. Модуль упругости и модуль сдвига для такого материала сильно зависят от величины деформации. Механизм высокой зависимости упругости от величины магнитного поля определяется силами

диполь-дипольного взаимодействия между частицами магнитного наполнителя и процессами внутреннего структурирования магнитного наполнителя внутри полимерной матрицы под действием внешнего магнитного поля. Процесс структурирования определяется упругостью полимерной матрицы, которая позволяет силам диполь-дипольного притяжения между частицами преодолевать силы упругости полимерной матрицы и осуществлять такое структурирование. Процессы внутреннего структурирования значительно усиливают магнитореологический эффект. Зависимости упругих свойств от деформации и магнитного поля характеризуются значительной петлей гистерезиса, что определяется процессами внутреннего структурирования вследствие диполь-дипольного взаимодействия намагниченных частиц. Сильные эффекты получены на образцах с пермалоевым наполнителем, что определяется его повышенными средним размером и неправильной эллипсоидной формы по сравнению с КЖ. Такая форма позволяет частицам легче разворачиваться по полю и взаимодействовать друг с другом вследствие лучшей поляризации в магнитном поле. Модуль упругости МАЭ в магнитном поле может увеличиваться более чем в 200 раз, а абсолютное увеличение модуля упругости достигает 8 МПа. Такие материалы найдут применение в управляемых демпфирующих устройствах.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-52-19039).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Liao G.J., Gong X.L., Xuan S.H. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 2012. V. 23. No. 1. P. 25.
2. Liao G.J., Gong X.L., Kang C.J. et al. // Smart Mater. Struct. 2011. V. 20. Art. No. 075015.
3. Hu G., Guo M., Li W. et al. // Smart Mater. Struct. 2011. V. 20. No.12. P. 1.
4. Sun S.S., Chen Y., Yang J. // Smart Mater. Struct. 2014. V.23. No. 7. Art. No. 075009.
5. Li W.H., Zhang X.Z., Du H. Advances in elastomers I: blends and interpenetrating networks. Berlin: Springer, 2013. P. 357.
6. Ahamed R., Choi Seung-Bok, Ferdous M.M. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 2018. V. 29. No. 10. P. 2051.
7. Sun S., Deng H., Yang J. et al. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 2015. V. 26. No. 14. P. 1757.
8. Kavlicoglu B., Wallis B., Sahin H., Liu Y. // Act. Pass. Smart Struct. Integr. Syst. 2011. V. 79. P. 770.
9. Kim H.K., Kim H.S., Kim Y.-K. // Smart Mater. Struct. 2016. V. 26. No. 1. Art. No. 015016.
10. Samir B., Kumbhara S.P., Chavana S.S., Gawad E.B. // Mech. Syst. Signal Process. 2018. V. 100. P. 208.
11. <https://ro.uow.edu.au/eispapers1/619>.
12. Du G., Huang X., Li Y. et al. // Smart Mater. Struct. 2017. V. 26. Art. No. 095024.
13. Kim Y.-K., Koo J.-H., Kim K.-S., Kim S. // IEEE/ASME International Conference on Advanced Intelligent Mechatronics (Beijing, 2011). P. 1.
14. Fu J., Zheng X., Yu M. et al. // IEEE/ASME International Conference on Advanced Intelligent Mechatronics (Wollongong, 2013). P. 1.
15. Xu Z., Yang J., Gu Y. et al. // J. Guid. Control Dyn. 2016. V. 39. No. 3. P. 677.
16. Yu G.-J., Wen X.-X., Du C.-B., Guo F. // Adv. Mater. Sci. Eng. 2019. P. 1.
17. Boczkowska A., Awietjan S.F. // Mater. Sci. Forum. 2010. V. 636–637. Art. No. 766.
18. Rigbi Z., Jilken L. // J. Magn. Magn. Mater. 1983. V. 37. P. 267.
19. Shiga T., Okada A., Kurauchi T. // J. Appl. Polym. Sci. 1995. V. 58. P. 787.
20. Stewart W.M., Ginder J.M., Elie L.D. Method and apparatus for reducing brake shudder. US. Patent 5816587, 1998.
21. Jolly M.R., Carlson J.D., Munoz B.C. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 1996. No. 7. P. 613.
22. Jolly M.R., Carlson J.D., Munoz B.C. // Smart Mater. Struct. 1996. V. 5. P. 607.
23. Demchuk S.A., Kuz'min V.A. // J. Eng. Phys. Thermophys. 2002. V. 75. No. 2. P. 396.
24. Bellan C., Bossis G. // Int. J. Mod. Phys. B. 2002. V. 16. No. 17–18. P. 2447.
25. Zhou G.Y. // Smart Mater. Struct. 2003. V. 12. P. 139.
26. Jolly M.R., Carlson J.D., Munoz B.C., Bullions T.A. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 1996. V. 7. P. 613.
27. Zhou G.Y. // Smart Mater. Struct. 2004. V. 13. P. 1203.
28. Coquelle E., Bossis G. // Adv. Science. 2005. V. 17. No. 1–2. P. 132.
29. Gong X.L., Zhang X.Z., Zhang P.Q. // Polym. Test. 2005. V. 24. P. 669.
30. Lerner A.A., Cunefare K.A. // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 2008. V. 19. No. 5. P. 551.
31. Böse H. // Int. J. Mod. Phys. B. 2007. V. 21. No. 28–29. P. 4790.
32. Schrittmesser B., Major Z., Filipcsei G. // J. Phys. Conf. Ser. 2009. V. 149. Art. No. 012096.
33. Kchit N., Lancon P., Bossis G. // J. Physics D. 2009. V. 42. Art. No. 105505.
34. Picken An H., Mendes S.J. // Soft Matter. 2010. V. 6. P. 4497.
35. Hoang N., Zhang N., Du H. // Smart Mater. Struct. 2010. V. 20. Art. No. 015012.
36. Yu M., Zhu M., Fu J., Yang P.A., Qi S. // Smart Mater. Struct. 2015. V. 24. No. 11. Art. No. 115021.

37. Schubert G., Harrison P. // Polym. Test. 2015. V. 42. P. 122.
38. Khairi M.H.A., Fatah A.Y.A., Mazlan S.A. // Int. J. Mol. Sci. 2019. V. 20. No. 17. Art. No. 4085.
39. Sebald G., Nakano M., Lallart M. et al. // Sci. Technol. Adv. Mater. 2017. V. 18. No. 1. P. 766.
40. Winger J., Schümann M., Kupka A., Odenbach S. // J. Magn. Magn. Mater. 2019. V. 481. P. 176.
41. Stepanov G.V., Borin D. Yu., Raikher Yu.L. et al. // J. Phys. Cond. Matt. 2008. V. 20. Art. No. 204121.
42. Chertovich A.V., Stepanov G.V., Kramarenko E. Yu., Khokhlov A.R. // Macromol. Mater. Eng. 2010. V. 295. P. 336.
43. Stepanov G.V., Borin D. Yu., Odenbach S. // J. Phys. Conf. Ser. 2009. V. 149. No. 1. Art. No. 012098.
44. Stoll A., Mayer M., Monkman G.J., Shamonin M. // J. Appl. Polym. Sci. 2014. V. 131. No. 2. Art. No. 39793.
45. Böse H., Röder R. // J. Phys. Conf. Ser. 2009. V. 149. Art. No. 012090.
46. Molchanov V.S., Stepanov G.V., Vasiliev V.G. et al. // Macromol. Mater. Eng. 2014. V. 299. No. 9. P. 1116.
47. Abramchuk S.S., Grishin D.A., Kramarenko E. Yu., Stepanov G.V. // Polym. Sci. Ser. A. 2006. V. 48. P. 138.
48. Stepanov G.V., Abramchuk S.S., Grishin D.A. et al. // Polymer. 2007. V. 48. P. 488.
49. Sorokin V.V., Stepanov G.V., Shamonin M. et al. // Polymer. 2015. V. 76. P. 191.
50. Sorokin V.V., Stepanov G.V., Shamonin M. et al. // Smart Mater. Struct. 2017. V. 26. Art. No. 035019.
51. Sorokin V.V., Ecker E., Stepanov G.V. et al. // Soft Matter. 2014. V. 10. P. 8765.
52. Stepanov G.V., Borin D. Yu., Kramarenko E. Yu. et al. // Polymer Sci. Ser. A. 2014. V. 56. No. 5. P. 603.

Elastic properties of a magnetic elastomer

G. V. Stepanov*, P. A. Storozhenko

State Research Institute for Chemistry and Technology of Organoelement Compounds, Moscow, 105118 Russia

**e-mail: gstepanov@mail.ru*

Magnetoactive (aka magnetorheological) elastomer is a composite material consisting of an elastic matrix and magnetic filling substance. A study dedicated to the relationship between its viscoelastic parameters and the strength of the external magnetic field has been done. Under the influence of a field, the material can demonstrate elasticity and viscosity increased by ten folds. The elastic properties of the composite remaining under those conditions heavily depend on the degree of deformation of the sample. Thus, this type of magnetic composite is a prospective material for being used as the working body in controllable dampers.