

УДК 541.64:539.3

СОЗДАНИЕ НОВОГО ЖЕСТКО-ЭЛАСТИЧНОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

© 2023 г. О. В. Аржакова^{1,*}, А. Ю. Ярышева¹, А. И. Назаров¹,
А. А. Долгова¹, член-корреспондент РАН А. Л. Вольнский¹

Поступило 16.09.2022 г.

После доработки 14.11.2022 г.

Принято к публикации 22.11.2022 г.

Предложен новый подход к созданию жестко-эластичного полимерного материала на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена с использованием стратегии крейзинга полимеров. Данный подход включает в себя процесс деформирования исходных пленок сверхвысокомолекулярного полиэтилена по механизму межкристаллитного крейзинга и последующий процесс низкотемпературной обратимой деформации при снятии напряжения. В результате материал приобретает новые свойства, типичные для жестко-эластичных материалов: восстановление пористой структуры при повторном деформировании на воздухе до ~20 об. % с размерами пор в нанометровом диапазоне (менее 10 нм), высокая обратимость деформации (50–85%), эффект открытия и закрытия пор при нагружении в циклическом режиме. Предложен механизм данного явления и обозначены области практического использования такого рода механочувствительного материала.

Ключевые слова: сверхвысокомолекулярный полиэтилен, крейзинг, мезопористая структура, жестко-эластичный полимерный материал, механочувствительные полимерные материалы

DOI: 10.31857/S2686953522600623, **EDN:** OVTCHR

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) обладает комплексом уникальных свойств, таких как высокая биосовместимость с тканями живых организмов, химическая инертность по отношению ко многим химическим реагентам, износостойкость, высокие механические характеристики и пр. [1, 2]. Пористые материалы на основе СВМПЭ широко применяются в различных областях науки и техники в качестве сорбентов, мембран для разделения газовых и жидких смесей, водонепроницаемых, дышащих, теплоизоляционных материалов и т.д. [3–5]. Особый интерес представляет получение жестко-эластичных полимерных материалов [6–10], для которых характерна способность к высоким обратимым деформациям при приложении и снятии внешней нагрузки. Жестко-эластичные полимерные материалы используют в качестве мембранных материалов, матриц для получения нанокомпозитов, паропроницаемых материалов, оптохимических механочувствительных датчиков и т.д. [6,

11–13]. В настоящее время жестко-эластичные материалы получают на основе таких полимеров, как полипропилен, полиэтилен высокой плотности, полиформальдегид, поливиниловый спирт, полиамид-66, с использованием традиционных методов, основанных на “горячей” вытяжке полимерного расплава до высоких кратностей вытяжки на стадии синтеза исходных полимеров с последующей кристаллизацией расплава с формированием структуры в виде ламелей, ориентированных своей длинной осью в направлении, перпендикулярном направлению вытяжки [6–10, 13–15]. Одним из подходов к созданию жестко-эластичных материалов на основе полипропилена является деформирование полимера на воздухе с формированием шейки и последующий отжиг деформированного полимера при температуре, близкой к температуре плавления полипропилена, что приводит к формированию упорядоченной ламеллярной структуры [11].

Поиск и разработка новых и простых методов получения жестко-эластичного материала на основе промышленного СВМПЭ, обладающего уникальными свойствами, являются актуальными и представляют научный и практический интерес. Цель данной работы состояла в разработке и описании универсального подхода к созданию

¹ Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, химический факультет, 119991 Москва, Россия

*E-mail: arzhakova8888@gmail.com

жестко-эластичного материала на основе частично кристаллического СВМПЭ. Для этого использовали стратегию крейзинга при растяжении полимера в присутствии физически активных жидких сред (ФАЖС) при комнатной температуре по механизму межкристаллитного крейзинга с формированием мезопористой структуры и последующим процессом низкотемпературной обратимой деформации при снятии напряжения. Изучены структурные параметры, морфология и свойства материала, полученного на основе СВМПЭ.

В качестве исходного полимера для получения жестко-эластичного материала использовали промышленные пленки СВМПЭ толщиной 200 мкм (Dyneema SK, DSM, Нидерланды) с молекулярной массой не менее 1×10^6 . Степень кристалличности исходного СВМПЭ, по данным дифференциальной сканирующей калориметрии, составила ~51%, содержание аморфной фазы ~49% [16]. Аморфная фаза СВМПЭ находится при комнатной температуре в высокоэластическом состоянии (температура стеклования -150°C [16]). В качестве ФАЖС для деформирования пленок СВМПЭ использовали двухфазную эмульсию типа масло-в-воде на основе *n*-гептана с высоким содержанием воды (95 об. %), действие которой, как мы показали ранее [17, 18], полностью аналогично действию чистого растворителя *n*-гептана. Растяжение пленок СВМПЭ в ФАЖС проводили в лабораторных ручных зажимах, описанных в работе [16], при комнатной температуре со скоростью 5 мм мин⁻¹ до фиксированной степени вытяжки. Начальные размеры рабочей части образцов составляли 50 × 30 мм (ширина × длина). Пористость образцов при деформировании в ФАЖС определяли путем измерения приращения объема образца в процессе вытяжки [17, 18]. Толщину рабочей части деформированных до определенной степени вытяжки и закрепленных в изометрических условиях образцов определяли с помощью оптиметра ИЗВ-2 (точность измерений ± 1 мкм). Общую объемную пористость W рассчитывали по формуле $W = \frac{\Delta V}{V_0 + \Delta V}$, где V_0 – исходный объем образца, ΔV – приращение объема в процессе вытяжки. Измерения проводили не менее чем на трех образцах. Ошибка эксперимента составила 3%.

Ранее было показано, что деформирование пленок частично кристаллического СВМПЭ в ФАЖС протекает по механизму межкристаллитного крейзинга с формированием пористости, делокализованной по всему объему образца в межламеллярных аморфных областях [16], при этом пористая структура представлена фибриллами, разделенными порами нанометрового размера [16–20]. По мере увеличения степени вытяжки полимера происходит раздвижение кристалличе-

ских ламелей в направлении приложенного напряжения. В размягченной в результате набухания аморфной фазе полимера проходят индуцируемые напряжением процессы кавитации и фибриллизации, что приводит к формированию в полимере мезопористой структуры [16–21]. Максимальное значение пористости при деформировании пленок СВМПЭ в присутствии ФАЖС составляет 40 об. % при степени вытяжки 200–250% [16]. Методом жидкостного проникновения под действием градиента давления с расчетами по гидродинамической модели Хагена–Пуазейля установлено, что при степени вытяжки пленок СВМПЭ в ФАЖС на 200% диаметр пор составляет ~5.4 нм [16]. Высокорастворимая пористая структура обладает избыточным уровнем поверхностной энергии, и при снятии напряжения происходит процесс самопроизвольной низкотемпературной обратимой деформации [19, 20, 22, 23].

Величину усадки Y (величину низкотемпературной обратимой деформации) оценивали следующим образом: после окончания деформирования пленок СВМПЭ в ФАЖС образцы освобождали из зажимов растягивающего устройства, измеряли их длину при выдерживании в свободном состоянии на воздухе при комнатной температуре до состояния равновесия. Расчет проводили по формуле $Y = \frac{l_1 - l_2}{l_1 - l_0} \times 100\%$, где l_0 – исходная длина образца до деформирования, l_1 – длина образца после деформирования до заданной степени вытяжки, l_2 – длина образца после низкотемпературной усадки. Измерения проводили не менее, чем на пяти образцах. Ошибка эксперимента составила 3%.

Установлено, что после растяжения СВМПЭ по механизму межкристаллитного крейзинга и релаксации напряжения при выдерживании на воздухе образцы значительно сокращают свои размеры в продольном направлении, и величина усадки зависит от степени вытяжки полимера в ФАЖС (рис. 1).

Следует отметить, что усадка является кинетическим процессом: быстрая стадия протекала в течение первых 10–15 мин (~80% от общей усадки), в течение последующих 40 мин усадка образцов достигала своего равновесного значения. При степенях вытяжки до 100% величина обратимой деформации достигала высоких значений 65–85%, и образец в процессе усадки практически восстанавливал свои исходные размеры (рис. 1). Величина усадки постепенно снижалась по мере увеличения степени вытяжки. Высокая нестабильность формы и высокие значения низкотемпературной обратимой деформации образцов СВМПЭ при снятии напряжения являются следствием формирования в системе фибриллярно-пористой структуры с высокой удельной по-

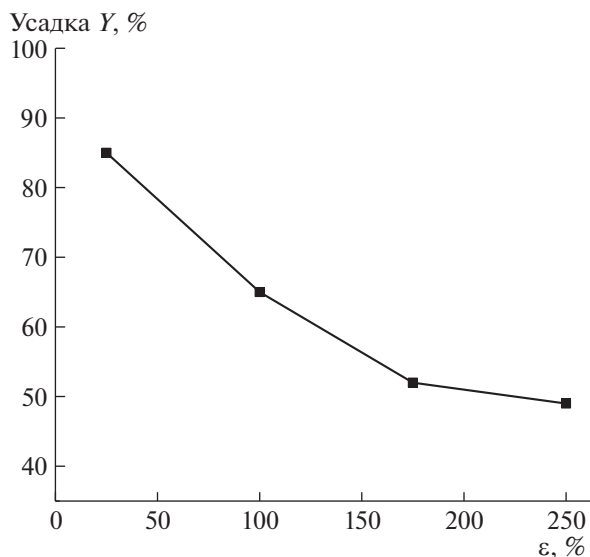


Рис. 1. Зависимость величины усадки Y на воздухе от степени вытяжки ϵ для образцов СВМПЭ после деформирования в ФАЖС по механизму межкристаллитного крейзинга.

верхностью и высоким уровнем избыточной энергии. Такая система является термодинамически неустойчивой и стремится уменьшить свою поверхностную свободную энергию [19, 20]. При релаксации образцов в свободном состоянии процесс усадки происходит в результате перестроек в аморфной фазе за счет сворачивания наноразмерных асимметричных фибрилл в пределах межкристаллитного пространства [20].

Изучено структурно-механическое поведение образцов СВМПЭ, деформированных в ФАЖС на 200%, после низкотемпературной обратимой

деформации (НОД) в процессе последующего (повторного и циклического) нагружения на воздухе. Обозначим образцы СВМПЭ после растяжения в ФАЖС на 200% и низкотемпературной обратимой деформации как НОД-200 СВМПЭ-образцы.

При повторном деформировании на воздухе НОД-200 СВМПЭ-образцы теряют прозрачность и приобретают молочно-белый цвет. При контрастировании спиртовым раствором красителя Родамин 6G происходит интенсивное окрашивание образцов в ярко-розовый цвет по всему объему (рис. 2а). Прямым доказательством восстановления открыто-пористой структуры при повторном деформировании на воздухе НОД-200 СВМПЭ-образцов является проведение экспресс-тестов при нанесении смачивающей жидкости (n -гептана) на поверхность образцов: место нанесения смачивающей жидкости становится прозрачным по всему объему образца. При измерении приращения объема образца в процессе вытяжки показано, что при растяжении исходных пленок СВМПЭ на воздухе формирования пористости не происходит.

При определении пористости по приращению объема образца в процессе вытяжки установлено, что при повторной вытяжке на воздухе НОД-200 СВМПЭ-образцов происходит восстановление открыто-пористой структуры, и такие структурные перестройки СВМПЭ характерны для жестко-эластичных полимерных материалов [13, 24]. На рис. 2б представлена зависимость объемной пористости W от степени вытяжки ϵ при повторном деформировании на воздухе для НОД-200 СВМПЭ-образцов (кривая 1). Для сравнения на этом же рисунке приведена зависимость пористости исходного СВМПЭ при первичном растяже-

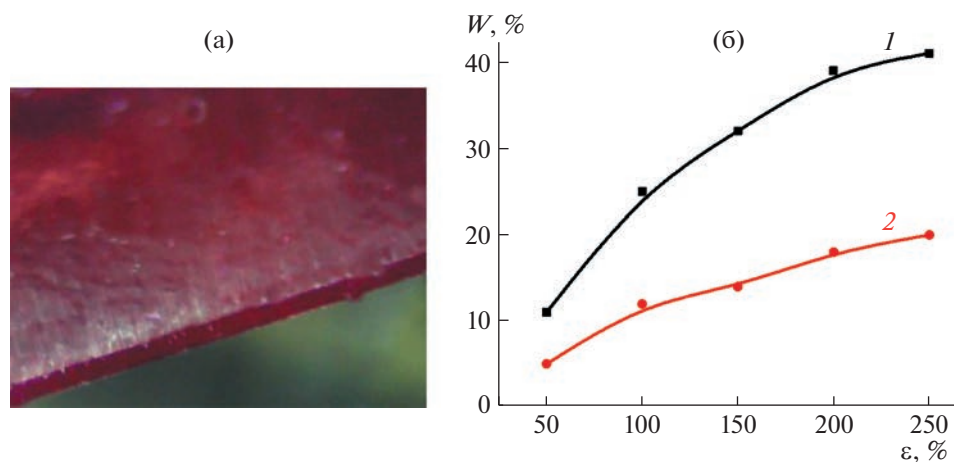


Рис. 2. Фотография НОД-200 СВМПЭ-образца после повторного деформирования на воздухе на 200% и прокрашивания спиртовым раствором красителя Родамина 6G (а); зависимость объемной пористости W от степени вытяжки ϵ при деформировании исходного СВМПЭ в ФАЖС (кривая 1) и при повторном деформировании НОД-200 СВМПЭ-образцов на воздухе (кривая 2) (б).

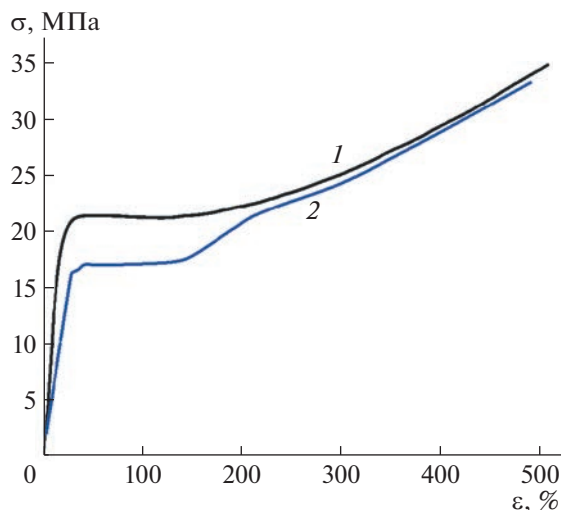


Рис. 3. Кривые нагрузка—удлинение для образцов (1) исходного СВМПЭ и (2) НОД-200 СВМПЭ при растяжении на воздухе.

нии в ФАЖС (кривая 1). Как следует из рис. 2б, деформирование НОД-200 СВМПЭ-образцов на воздухе сопровождается развитием пористости, и при вытяжке на 200–250% величина пористости составляет 18–20 об. %. Отметим, что при повторном растяжении на воздухе НОД-200 СВМПЭ-образцов общая пористость ниже значений пористости исходного СВМПЭ при растяжении в ФАЖС по механизму межкристаллитного крейзинга (рис. 2б, кривая 1).

Методом жидкостного проникновения под действием градиента давления установлено, что НОД-200 СВМПЭ-образцы, повторно деформированные на воздухе до 200%, являются проницаемыми для жидкости и обладают открытой пористостью. Рассчитанный в рамках гидродинамической модели Хагена—Пуазейля [25] эффективный диаметр пор составляет ~2 нм, что ниже значения диаметра пор ~5.4 нм для первично деформированного на 200% в ФАЖС исходного СВМПЭ [18]. Таким образом, структура образцов после низкотемпературной усадки отличается от структуры исходного СВМПЭ.

Исследование зависимости нагрузки от удлинения (рис. 3) показало, что повторная вытяжка НОД-200 СВМПЭ-образцов на воздухе проходит при меньшем уровне напряжения на начальных этапах; модуль упругости, определенный по начальному участку кривой нагрузка—удлинение в области деформаций до 10%, уменьшается на ~20% — от ~530 до ~420 МПа, т.е. наблюдается эффект деформационного размягчения [19].

Как следует из рис. 3, кривая зависимости нагрузка—удлинение НОД-200 СВМПЭ характеризуется наличием предела текучести при степени деформирования ~40% и ростом напряжения при

степенях вытяжки от 150 до 200%. По достижении первичной степени вытяжки (200%) кривая полностью повторяет кривую зависимости нагрузка—удлинение для исходного СВМПЭ при растяжении на воздухе. Выход кривой для НОД-200 СВМПЭ на кривую исходного СВМПЭ может свидетельствовать о том, что фибриллы в аморфной фазе НОД-200 СВМПЭ-образцов существуют в свернутом виде с сохранением своей контурной длины, и деформирование НОД-200 СВМПЭ на воздухе происходит за счет раздвижения кристаллических ламелей и разворачивания в аморфной фазе фибрилл, сформированных при первичном растяжении полимера в ФАЖС по механизму межкристаллитного крейзинга [16–20, 23].

Изучены особенности поведения полученного материала на основе СВМПЭ и изменение пористости при проведении последующих циклов нагружение/разгрузка НОД-200 СВМПЭ-образцов. Для этого НОД-200 СВМПЭ-образцы после повторного деформирования на воздухе до первоначальной степени растяжения (200%) освобождали из зажимов до достижения равновесной степени усадки при выдерживании на воздухе в течение 2 ч (вторичный цикл усадки). В этом случае вторичная усадка образцов составила ~15%, т.е. меньше, чем для образцов СВМПЭ после деформирования в ФАЖС и первого цикла усадки на воздухе, величина которой $U_{равн}$ ~50% (рис. 1). Усевшие образцы НОД-200 СВМПЭ являются монолитными, т.е. непористыми, не проницаемыми для жидкостей, паров воды и газов и не прокрашиваются при помещении в раствор красителя.

После вторичного цикла усадки НОД-200 СВМПЭ-образцы деформировали на воздухе в

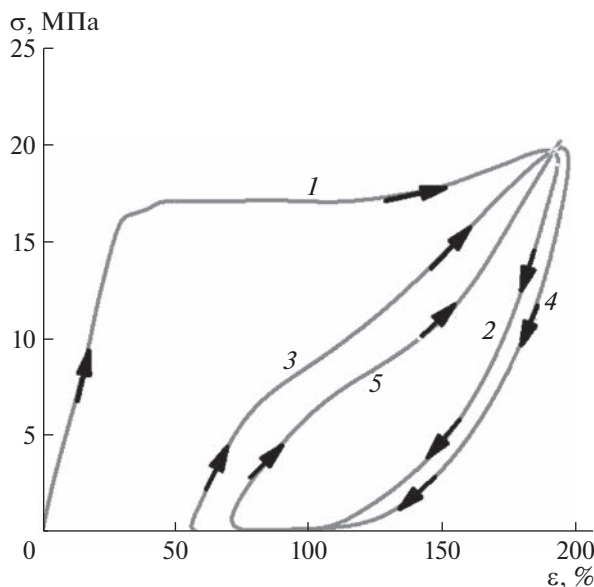


Рис. 4. Кривые нагрузка—удлинение для НОД-200 СВМПЭ образцов при циклическом нагружении на воздухе.

третьем цикле до первоначальной степени вытяжки 200%. Установлено, что объемная пористость W таких образцов составила $\sim 18\%$, а диаметр пор $D_p \sim 2$ нм, что соответствует значениям для НОД-200 СВМПЭ-образцов после первого цикла усадки и повторного растяжения до той же степени вытяжки на воздухе. При последующих циклах усадки величина U практически не менялась. Растяжение на воздухе до первоначальной степени деформации 200% сопровождалось развитием пористости, значения которой, как и эффективные диаметры пор, не зависели от количества циклов нагружение/разгрузка (в пределах изученных 20–25 циклов) для НОД-200 СВМПЭ-образцов: пористость составила ~ 18 об. %, $D_p \sim 2$ нм.

Как было отмечено выше, особенностями типичных жестко-эластичных полимеров являются высокая деформируемость с формированием пористости и способность к высоким обратимым деформациям. Изучено механическое поведение НОД-200 СВМПЭ-образцов при циклическом нагружении на воздухе (рис. 4).

При повторном растяжении на воздухе до степени первичной вытяжки в ФАЖС 200% (рис. 4, кривая 1) происходило восстановление пористости до ~ 18 об. % (рис. 2, кривая 2). При релаксации напряжения (рис. 4, кривая 2) НОД-200 СВМПЭ-образцы восстанавливали свои размеры, становились монолитными, непористыми, не проницаемыми для жидкостей, паров воды и газов, т.е. наблюдалось явление залечивания пористости. В последующих циклах нагружения (рис. 4, кривые 3, 5) деформирование протекало при более низком уровне напряжения, характеризова-

лось снижением значения модуля упругости, определенного по начальному участку кривой нагрузка—удлинение в области деформации до 10%, от ~ 420 до ~ 340 МПа и восстановлением пористости до ~ 18 об. %, как и при первом цикле нагружения на воздухе НОД-200 СВМПЭ. Раскрытие и залечивание пор воспроизводятся в последовательных циклах нагружение/разгрузка. При восстановлении пористости при нагружении на воздухе образцы СВМПЭ были проницаемыми для жидкостей, и диаметр пор составлял ~ 2 нм независимо от количества проведенных циклов нагружение/разгрузка (в пределах изученных 20–25 циклов). Отметим, что такого рода жестко-эластичные материалы можно хранить длительное время (несколько месяцев) без потери способности к высоким обратимым деформациям.

Таким образом, показана возможность получения жестко-эластичного материала на основе СВМПЭ, для которого характерны многократные стадии открытия и закрытия пор при циклическом нагружении и высокая обратимость деформации, как и для типичного каучука.

Разработанный новый подход с использованием стратегии крейзинга полимеров позволяет в одну стадию получать жестко-эластичный полимерный материал на основе промышленного частично кристаллического СВМПЭ. Данный подход включает в себя процесс деформирования исходных пленок СВМПЭ по механизму межкристаллитного крейзинга в присутствии физически активных жидких сред и последующую низкотемпературную усадку образцов на воздухе при снятии напряжения. Для созданного жестко-эла-

стичного полимерного материала на основе СВМПЭ характерно формирование пористости при повторном деформировании на воздухе до ~20 об. % с размерами пор менее 10 нм, высокая обратимость деформации (до 85%), а также многократное открытие и закрытие пор при нагружении на воздухе в циклическом режиме, при этом величина пористости и усадки жестко-эластичного полимерного материала не зависят от количества циклов нагружение/разгрузка. Полученные пористые системы с контролируемым эффектом восстановления/залечивания пористости представляют практический интерес в качестве механочувствительных материалов с особым структурно-механическим откликом при приложении внешней нагрузки.

ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00541_a).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kurtz S.M. The UHMWPE handbook: Ultra-high molecular weight polyethylene in total joint replacement. 1st edition. San Diego, CA, USA: Elsevier, 2004. 396 p.
2. Hussain M., Naqvi R.A., Abbas N.R., Khan S.M., Nawaz S., Hussain A., Zahra N., Khalid M.W. // *Polymers*. 2020. V. 12. № 2. P. 323. <https://doi.org/10.3390/polym12020323>
3. Ahmed D.S., El-Hiti G.A., Yousif E., Ali A.A., Hamed A.S. // *J. Polym. Res.* 2018. V. 25. P. 75. <https://doi.org/10.1007/s10965-018-1474-x>
4. Samad M.A., Sinha S.K. // *Tribol. Let.* 2010. V. 38. P. 301–311. <https://doi.org/10.1007/s11249-010-9610-8>
5. Salimon A.I., Statnik E.S., Zadorozhnyy M.Yu., Senatov F.S., Zharebtsov D.D., Safonov A.A., Korsunsky A.M. // *Materials*. 2019. V. 12. № 13. P. 2195. <https://doi.org/10.3390/ma12132195>
6. Submicron porous materials. Bettotti P. (Ed.). Springer, 2017. 346 p.
7. Sprague B.S. // *J. Macromol. Sci., Part B*. 1973. V. 8. P. 157–187. <https://doi.org/10.1080/00222347308245798>
8. Xie J.Y., Xu R.J., Lei C.H. // *Chinese J. Polym. Sci.* 2020. V. 38. № 12. P. 1325–1334. <https://doi.org/10.1007/s10118-020-2432-8>
9. Lin Y., Li X., Meng L., Chen X., Lv F., Zhang Q., Zhang R., Li L. // *Macromolecules*. 2018. V. 51. № 7. P. 2690–2705. <https://doi.org/10.1021/acs.macromol.8b00255>
10. Lin Y., Li X., Chen X., An M., Zhang Q., Wang D., Chen W., Sun L., Yin P., Meng L., Li L. // *Polymer*. 2019. V. 184. P. 121930. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2019.121930>
11. Okkelman I.A., Dolgova A.A., Banerjee S., Kerry J.P., Volynskii A., Arzhakova O.V., Papkovsky D.B. // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2017. V. 9. № 15. P. 13587–13592. <https://doi.org/10.1021/acsami.7b00405>
12. Arora P., Zhang Z. // *Chem. Rev.* 2004. V. 104. № 10. P. 4419–4462. <https://doi.org/10.1021/cr020738u>
13. Elyashevich G., Karpov E., Kozlov A. // *Macromol. Symp.* 1999. V. 147. № 1. P. 91–101. <https://doi.org/10.1002/masy.19991470110>
14. Xie J., Xu R., Lei C. // *Polymer*. 2018. V. 158. № 5. P. 10–17. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2018.10.047>
15. Stribeck N., Zeinolebadi A., Fakirov S., Bhattacharyya D., Botta S. // *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2013. V. 14. № 3. P. 035006. <https://doi.org/10.1088/1468-6996/14/3/035006>
16. Arzhakova O.V., Nazarov A.I., Solovei A.R., Dolgova A.A., Kopnov A.Yu., Chaplygin D.K., Tyubaeva P.M., Yarysheva A.Yu. // *Membranes*. 2021. V. 11. P. 834–852. <https://doi.org/10.3390/membranes11110834>
17. Arzhakova O.V., Kovalenko S.M., Kopnov A.Yu., Nazarov A.I., Kopnova T.Yu., Shpolvind N.A., Tyubaeva P.M., Cherdynitseva T.A., Yarysheva A.Yu., Dolgova A.A., Volynskii A.L. // *Rus. J. Gen. Chem.* 2021. V. 91. № 11. P. 2249–2256. <https://doi.org/10.1134/S1070363221110104>
18. Arzhakova O.V., Kopnov A.Yu., Nazarov A.I., Dolgova A.A., Volynskii A.L. // *Polymer*. 2020. V. 186. 122020. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2019.122020>
19. Volynskii A.L., Bakeev N.F. Surface phenomena in the structural and mechanical behaviour of solid polymers. London, New York: Taylor & Francis, 2016. 526 p.
20. Arzhakova O.V., Dolgova A.A., Yarysheva A.Yu., Nishishin I.I., Volynskii A.L. // *ACS Appl. Polym. Mater.* 2020. V. 2. № 6. P. 2338–2349. <https://doi.org/10.1021/acsapm.0c00288>
21. Deblieck R.A.S., van Beek D.J.M., Remerie K., Ward M.I. // *Polymer*. 2011. V. 52. № 4. P. 2979–2990. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2011.03.055>
22. Yarysheva A.Yu., Bagrov D.V., Kechev'yan P.A., Rukhlya E.G., Bakirov A.V., Yarysheva L.M., Chvalun S.N., Volynskii A.L. // *Polymer*. 2019. V. 169. P. 234–242. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2019.02.066>
23. Roenko A.O., Trofimchuk E.S., Efimov A.V., Armeev G.A., Nikonorova N.I., Nikolaev A.Yu., Volynskii A.L. // *Polym. Sci., Ser. A*. 2021. V. 63. № 5. P. 471–484. <https://doi.org/10.1134/S0965545X21050126>
24. Racherla V., Lopez-Pamies O., Castaneda P.P. // *Mech. Mater.* 2010. V. 42. № 4. P. 451–468. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.11.005>
25. Arzhakova O.V., Dolgova A.A., Rukhlya E.G., Volynskii A.L. // *Polymer*. 2019. V. 161. P. 151–161. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2018.12.018>

PREPARATION OF NEW HARD ELASTIC POLYMERIC MATERIAL BASED ON ULTRA-HIGH MOLECULAR WEIGHT POLYETHYLENE

O. V. Arzhakova^{a,#}, A. Yu. Yarusheva^a, A. I. Nazarov^a,
A. A. Dolgova^a, and Corresponding Member of the RAS A. L. Volynskii^a

^a *Lomonosov Moscow State University, Faculty of Chemistry, 119991 Moscow, Russian Federation*

[#] *E-mail: arzhakova8888@gmail.com*

A novel approach for the preparation of hard elastic polymeric material based on ultra-high molecular weight polyethylene *via* the strategy of crazing of polymers has been proposed. This approach includes the process of deformation of the pristine films of ultra-high molecular weight polyethylene *via* environmental intercrystallite crazing mechanism and subsequent low-temperature spontaneous strain recovery upon stress relaxation. As a result, the material acquires new properties typical for hard elastic materials: restoration of the porous structure upon secondary loading in air up to ~20 vol. % with pore sizes in the nanometer range (up to 10 nm), high reversibility of deformation (50–85%), the effect of opening and closing pores upon cyclic loading. The mechanism of this phenomenon has been proposed and the areas of practical applications of such mechanoresponsive material have been indicated.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene, crazing, mesoporous structure, hard elastic polymeric material, mechanoresponsive polymeric materials