

## ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННЫХ ПРОТОНОВ НА МОЛЕКУЛЯРНО-ТОПОЛОГИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ПОЛИЭТИЛЕНА

© 2020 г. С. Р. Аллаяров<sup>а</sup>, \*, Ю. А. Ольхов<sup>а</sup>, Д. А. Диксон<sup>б</sup>, \*\*, Р. С. Аллаяров<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт проблем химической физики Российской академии наук, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

<sup>б</sup>Алабамский университет Химический факультет, Таскалууса, Алабама, AL 35487-0336 США

\*E-mail: sadush@icp.ac.ru

\*\*E-mail: dadixon@as.ua.edu

Поступила в редакцию 25.04.2020 г.

После доработки 25.04.2020 г.

Принята к публикации 30.04.2020 г.

Методами ЭПР спектроскопии и термомеханической спектрометрии изучено влияние МэВ протонов на поверхностные свойства пленки полиэтилена низкой плотности. При облучении протонами сохраняется диблочное аморфно-кристаллическое строение полиэтилена, снижается молекулярная масса и повышается весовая доля кристаллической модификации. В спектре ЭПР облученного полимера регистрируются преимущественно аллильные радикалы. При больших дозах протонной бомбардировки в спектрах ЭПР исчезает сверхтонкая структура, и они превращаются в синглет с шириной линии 4.1 мТ и 3.5 мТ при 23°C и –196°C регистрации соответственно.

**Ключевые слова:** полиэтилен низкой плотности, МэВ протоны, термомеханический анализ, ЭПР

**DOI:** 10.31857/S0023119320050022

### ВВЕДЕНИЕ

Благодаря удачному набору химических и физических свойств (отличные диэлектрические характеристики, высокая химическая и повышенная радиационная стойкость, устойчивость к УФ-излучению, биологическая инертность, легкая перерабатываемость и др.) полиэтилен низкой плотности (ПЭНП) на данный момент занимает лидирующее место по мировым объемам производства среди множества других полимеров [1]. С точки зрения практического применения радиации для полимеров, он занимает одно из первых мест, и его радиолит можно выделить в самостоятельный класс вследствие большого числа посвященных этому процессу исследований [2–15]. Такая ситуация сложилась благодаря основному радиационно-химическому процессу, возникающему в ходе радиолита полиэтилена (ПЭ) – радиационной сшивке [2, 11, 12], которая сделала его одним из перспективных полимеров для использования радиационного способа сшивки [3]. Кроме того, простота химической структуры позволила на примере ПЭ наиболее полно изучить действие различного типа ионизирующего излучения [12, 16] как корпускулярного (быстрые нейтроны [6, 17],  $\alpha$ -частицы [10], бета-лучи [18], ускоренные протоны [7, 19], быстрые электроны [8, 9]), так и фотонного характеров (рентгеновские лучи [4], гамма-лучи [5, 20, 21]). В зависимости от условий об-

лучения при радиолите ПЭ, наряду с радиационной сшивкой, могут происходить также разрыв связей в главных цепях полимера с образованием молекул меньшей длины [12], появление и изменение числа и расположения двойных связей [13, 14, 22] и другие радиационно-химические процессы.

При облучении ПЭ излучением высокой энергии образуются и стабилизируются свободные радикалы, участвующие в пострadiационных химических процессах. Они весьма стабильны [23–26], и по данным [27] в кристаллических областях облученного ПЭ стабильные радикалы могут сохраняться при хранении образца в вакууме при комнатной температуре или при 75°C более четырех лет. Однако они весьма чувствительны к присутствию кислорода, и при контакте с ним происходит значительное снижение концентрации радикалов и изменения в спектре ЭПР, свидетельствующие об окислении макрорадикалов в облученном ПЭ [27]. Свободные радикалы играют важную роль в радиационной электропроводности ПЭ [28], поскольку они, образуясь в ходе радиолита, имеют более низкий потенциал ионизации, чем молекулы основного вещества, и к тому же обладают положительным сродством к электрону [29]. Участие свободных радикалов в пострadiационном окислении приводит к существенному увеличению свободной поверхностной энергии, ее кислотно-основной составляющей и полярности по-

верхности вследствие появления функциональных групп в поверхностном слое [19]. С другой стороны, взаимодействие свободных радикалов с кислородом воздуха при облучении полимера в присутствии воздуха может приводить к окислительной деструкции макромолекул [20, 30, 31], что может существенно ухудшить эксплуатационные характеристики полимера [16, 32].

Использование ускоренных заряженных частиц является весьма перспективным методом радиационной модификации ПЭ как за счет создания радиационных дефектов, так и за счет радиационно-химических превращений, создаваемых промежуточными активными частицами (свободными радикалами, ион-радикалами, ионами и т.п.) [33–36]. Уместно отметить, что изделия из ПЭ могут применяться для эффективной защиты от нейтронов и альфа-излучения, а сверхвысокомолекулярный ПЭ, включающий в себя изотоп бора-10, уже сейчас предлагается в качестве покрытия для скафандров, защищающего от космического излучения [37].

Известно [21, 39], что гамма-облучение ПЭ может существенно изменить молекулярно-топологическую структуру полимера. Исследование влияния ионизирующего излучения на молекулярно-топологическое строение ПЭ является, несомненно, актуальным, поскольку молекулярная масса (ММ) и молекулярно-массовые характеристики, наряду с химической структурой цепи полимера, являются основными определяющими всего комплекса его физико-химических и механических свойств. Однако, несмотря на довольно большое количество исследований, посвященных радиолузу ПЭ, можно констатировать практически отсутствие данных по влиянию ускоренных частиц на молекулярно-топологические параметры ПЭ.

Целью настоящей работы было впервые проведенное исследование молекулярно-топологической структуры облученного МэВ протонами ПЭНП методом термомеханической спектроскопии.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Промышленная пленка ПЭНП с толщиной 1.0 мм была куплена у компании “McMaster-Carr Supply Company” (Атланта, Штат Джорджия, США) и использована в работе без дополнительной обработки.

Ускоренные протоны генерировали на ускорителе заряженных частиц в центре по облучению материалов имени Ховарда Дж. Фостера при Алабамском университете в городе Нормале, штат Алабама, США (Howard J. Foster Center for Irradiation of Materials of Alabama A&M University, USA, Alabama State, Normal). Мишень полимера в виде

пленки толщиной 1 мм была бомбардирована 1, 2 и 4 МэВ протонами. Ток облучателя поддерживали в районе 300 нА во избежание перегрева поверхности образца полимера под пучком протонов. Остаточное давление выделяемых газов в облучателе поддерживали в пределах  $0.13 \times 10^{-3}$  Па.

Термомеханический анализ проводили по методике, описанной в работах по использованию метода термомеханической спектроскопии (ТМС) для анализа полимеров [21, 38, 39]. Точность и воспроизводимость метода ТМС были проанализированы в работе [40]. Точность температурных измерений в блоке термостатирования термоанализатора УИП-70 равна  $\pm 0.05^\circ\text{C}$ . Точность измерения деформации  $\pm 5$  нм. Ошибка измерений ММ и свободного объема ( $V_f$ ) не превышала 10%. Остальные характеристики воспроизводились в пределах ошибок до 10% из-за неоднородности материалов и различий в их термической предыстории.

Запись спектров ЭПР осуществляли при  $-196^\circ\text{C}$  и  $23^\circ\text{C}$  спектрометром VARIAN E112 на частоте 9.35 ГГц.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены кривые термомеханического анализа исходного ПЭНП (а) и его аналога (б), облученного ускоренными протонами. Анализ термомеханической кривой (ТМК) позволяет определить  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$ -коэффициенты линейного термического расширения в застеклованном и высокоэластическом состояниях, соответственно;  $\alpha_k$  – коэффициент линейного термического расширения в кристаллическом блоке;  $T_c$  – температуру расстеклования аморфного блока;  $T_n$  – температуру начала плавления в кристаллическом блоке;  $T_\infty$  – температуру начала равновесного состояния сетки (плато высокоэластичности);  $V_f$  – свободный геометрический объем;  $\overline{M_{c_n}}$ ,  $\overline{M_{c_w}}$  – среднечисленную и средневесовую ММ в псевдосетчатой структуре аморфного блока соответственно;  $\overline{M_w^k}$  – молекулярную массу в кристаллическом блоке;  $\overline{M_w}$  – усредненную по блокам средневесовую ММ;  $K_a$  – коэффициент полидисперсности в аморфном блоке;  $\phi_a$ ,  $\phi_k$  – соответственно весовые доли аморфного и кристаллического блоков;  $T_T$  – температуру начала молекулярного течения полимера.

На ТМК полимера регистрируется двухблочная аморфно-кристаллическая структура (рис. 1а). “Узлами” разветвления псевдосетчатого строения сетки аморфного блока являются кристаллические структуры макромолекул ПЭНП. Химическая структура цепей полимера обеспечивает формирование в различном температурном диапазоне одного аморфного блока с температурой стекло-

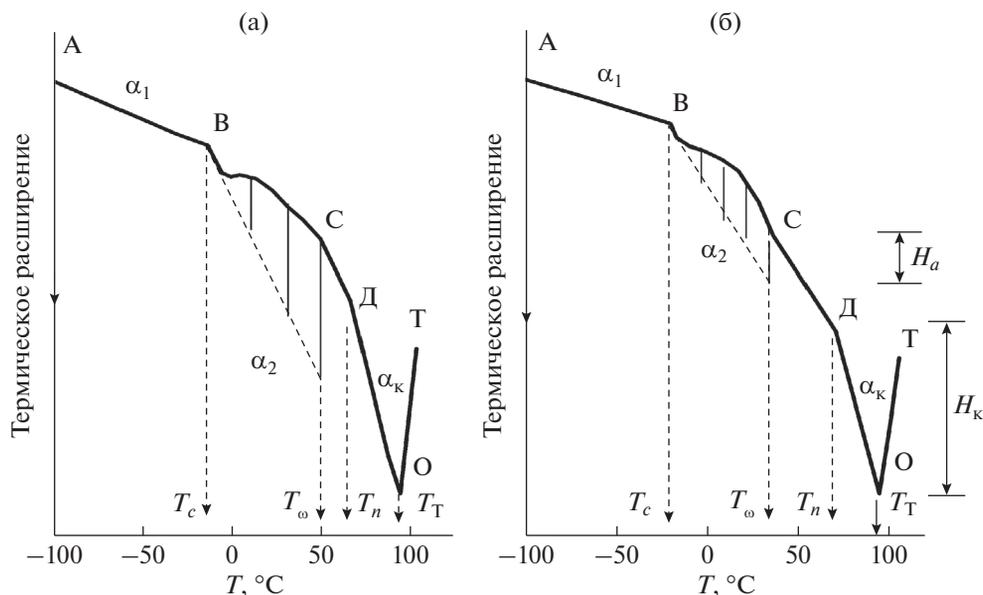


Рис. 1. Термомеханические кривые исходного ПЭНП (а) и полимера, облученного 2 МэВ протонами дозой  $2.5 \times 10^{14}$  протон/см<sup>2</sup>.

вания  $T_c = -14^\circ\text{C}$  (точка В). Три структурных состояния аморфного блока (стекло, переходная область и плато высокоэластического деформирования) находятся на ТМК на участках: прямая АВ (стекло), кривая ВС (переходная область) и прямая СД (плато высокоэластичности). При температуре  $T_c = -14^\circ\text{C}$  (точка В) начинается формирование переходной области аморфного блока (кривая ВС) со среднечисленной  $\overline{M}_{c_n} = 239000$  и средневесовой  $\overline{M}_{c_w} = 342400$  молекулярными массами. При температуре  $T_\infty = 50^\circ\text{C}$  (точка С) заканчивается переходная область, и ПЭНП переходит в область плато высокоэластического деформирования (прямая СД). Такое термостабильное (высокоэластическое) состояние межузловых цепей псевдосетки аморфного блока в первую очередь обеспечивается стабильностью кристаллических “узлов” разветвления, кристаллиты которых при плавлении расширяются с повышением температуры с постоянной скоростью, равной  $\alpha_k = 87 \times 10^{-5} \text{ гр.}^{-1}$ , начиная с температуры  $T_n = 66^\circ\text{C}$ . При этом  $\alpha_k/\alpha_1 > 6$ , что свидетельствует о плавлении кристаллической фазы [41]. Весовое содержание цепей в структуре каждого из блоков ПЭ соотносится как 0.78 : 0.22 для аморфного и кристаллического блоков соответственно.

Облучение 1 МэВ протонами мало изменило молекулярно-топологическое строение полимера. Псевдосетчатая структура аморфного блока облученного полимера, также как и не облученного, формируется “узлами” разветвления кристаллического блока (табл. 1).

ТМК облученного ПЭНП приведена на рис. 1б. Застеклованное состояние облученного полимера находится в том же температурном диапазоне, что и у не облученного. Величина его температуры стеклования  $T_c$  равна  $-20^\circ\text{C}$ , что свидетельствует практически о равной молекулярной подвижности межузловых цепей в псевдосетках аморфного блока исходного и облученного полимеров. Коэффициент линейного термического расширения в застеклованной зоне (прямая АВ) облученного ПЭНП равен  $\alpha_1 = 14.3 \times 10^{-5} \text{ гр.}^{-1}$ , а в области плато высокоэластического расширения (прямая СД)  $\alpha_2 = 47.1 \times 10^{-5} \text{ гр.}^{-1}$ , что определяет величину свободного объема в этом блоке  $V_f = 0.249$ . Это немного выше, чем в аналогичном блоке не облученного ПЭНП ( $V_f = 0.213$ ).

При  $T_c = -20^\circ\text{C}$  (точка В) начинается формирование переходной области аморфного блока (кривая ВС) со среднечисленной  $\overline{M}_{c_n} = 40400$  и средневесовой  $\overline{M}_{c_w} = 56300$  молекулярными массами. При температуре  $T_\infty = 34^\circ\text{C}$  (точка С) заканчивается переходная область и ПЭНП переходит в область плато высокоэластического деформирования (прямая СД).

При температуре  $T_\infty = 34^\circ\text{C}$  вновь изменяется скорость расширения – она снижается до  $\alpha_2 = 47.1 \times 10^{-5} \text{ гр.}^{-1}$ , и температурный интервал существования такого состояния продлевается до температуры  $T_n = 70^\circ\text{C}$ . При температуре в точке Д ( $T_n = 70^\circ\text{C}$ ) начинает резко возрастать скорость расширения ПЭНП, достигая в стационарном

**Таблица 1.** Влияние облучения ускоренными протонами дозой  $5 \times 10^{14}$  протон/см<sup>2</sup> на молекулярно-топологическое строение ПЭНП

Анализируемый параметр	Исходный сополимер	Облученный полимер
Аморфный блок-матрица псевдосетчатого строения		
$T_c$ , К	–14	–20
$\alpha_1 \times 10^5$ , град <sup>-1</sup>	12.8	14.3
$\alpha_2 \times 10^5$ , град <sup>-1</sup>	40.8	47.1
$V_f$	0.213	0.249
$\overline{M_{c_n}} \times 10^{-3}$	239.4	40.4
$\overline{M_{c_w}} \times 10^{-3}$	342.4	56.3
$K_a$	1.43	1.40
$\Phi_a$	0.78	0.58
Кристаллический блок-узел разветвления		
$T_n$ , К	66	70
$\alpha_k \times 10^5$ , град <sup>-1</sup>	87.0	88.4
$\overline{M_w^k} \times 10^{-3}$	125.9	89.1
$\Phi_k$	0.22	0.42
$T_T$ , К	98	99
Усредненная по блокам молекулярная масса сополимера		
$\overline{\overline{M_w}} \times 10^{-3}$	294.8	70.1

состоянии значения  $\alpha_k = 88.4 \times 10^{-5}$  гр.<sup>-1</sup>. Отношение этой величины к  $\alpha_1$ , значительно превышающее 6, свидетельствует о плавлении закристаллизованных фрагментов макромолекул ПЭНП (прямая ДО) [41].

Их молекулярная масса  $M_k$  пропорциональна  $\Delta T = T_T - T_n$  ( $T_T$ ,  $T_n$  – температуры течения в точке О и плавления соответственно) и равна [42]:  $LgM_k = 2.3 + [11\Delta T / (100 + \Delta T)]$ .

Для облученного ПЭ молекулярная масса  $M_k = 68100$ , а весовая доля кристаллитов этой модификации  $\phi_k = H_k/H_o = 0.42$  ( $H_o$  – высота образца).

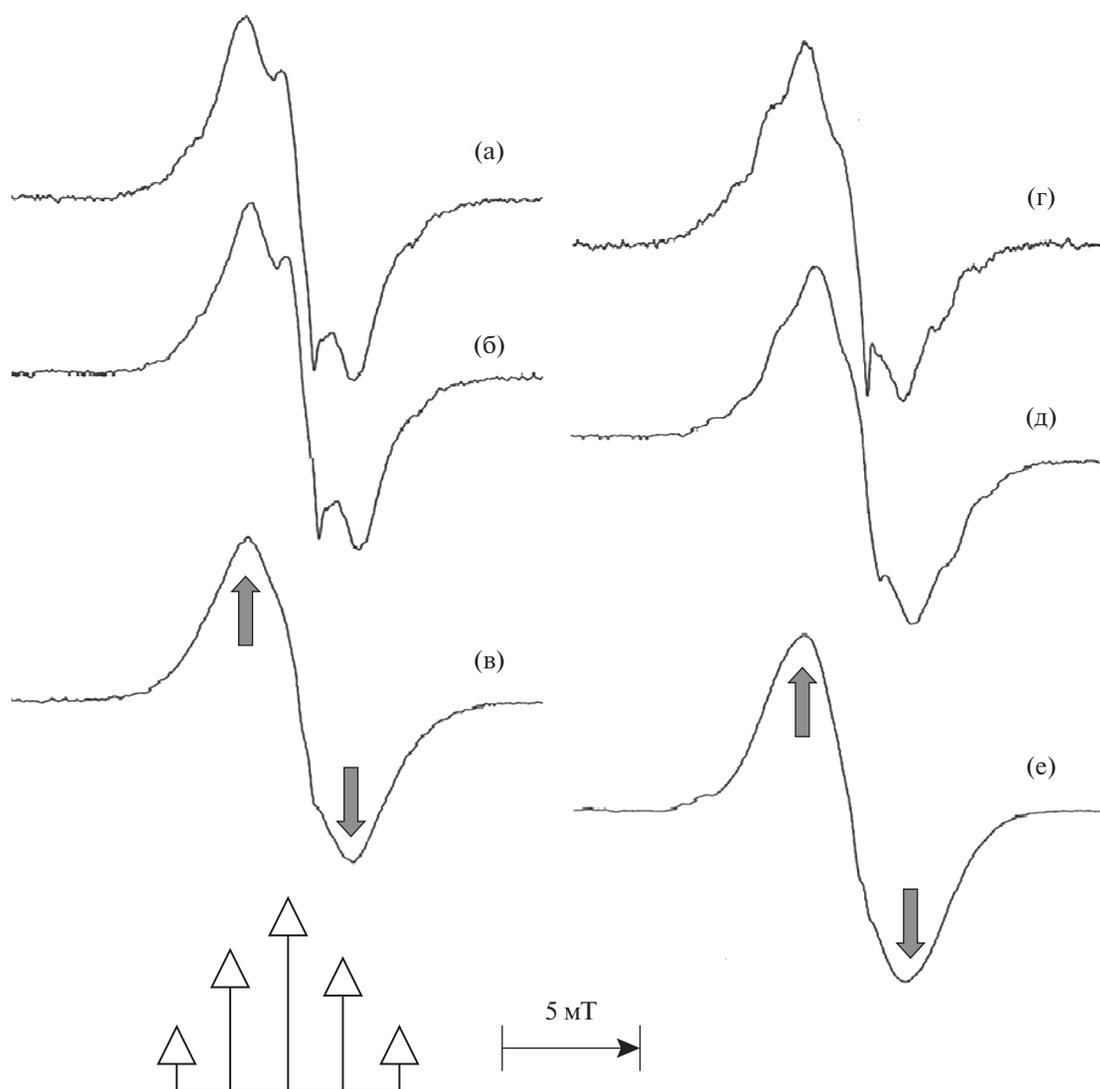
Таким образом, весовое содержание цепей в структуре каждого из блоков ПЭНП, облученного 1 МэВ протонами, соотносится как 0.58 : 0.42 для аморфного и кристаллического блоков соответственно. Усредненная по блокам ММ была рассчитана с использованием уравнения усреднения:  $\overline{\overline{M_w}} = \overline{M_{c_w}} \phi_a + \overline{M_w^k} \phi_k = 70100$ .

Анализ данных ТМС показал, что ускоренные 4 МэВ протоны оказывают влияние на параметры топологической структуры ПЭНП, сохраняя его диблочное аморфно-кристаллическое строение.

Отмечено уменьшение молекулярной массы полимера и повышение кристалличности в облученном полимере (табл. 1).

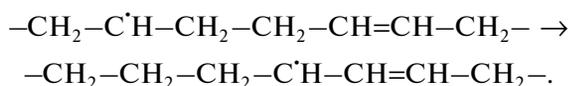
Влияние МэВ протонов на тепловые свойства ПЭНП в условиях эксперимента было обсуждено в работе [19]. Анализ кривых ДСК показал, что использованная марка ПЭНП-пленки имеет поликристаллическое строение с большим содержанием кристаллических структур с плавлением при 68, 105.6 и 122.2°C. На кривой ДСК образца полимера, бомбардированного МэВ протонами, кроме этих пиков плавления регистрируется плавление кристаллической модификации при 89°C. Сравнительный анализ кривых ТГА исходного и облученного протонами полимера показывает, что облучение ускоренными протонами понижает температуру начала эффективной деструкции, тем самым снижая термическую устойчивость полимера. Сравнительный анализ ДСК кривых, приведенных в [19], и кривых ТМС на рис. 1 показывает, что температура начала плавления кристаллической фракции полимера 66°C на кривой ТМС совпадает с температурой 68°C, при которой проявляется малоинтенсивный эндотермический пик на кривой ДСК полимера. Температура молекулярного течения полимера при 98°C на кривой ТМС близка к температуре 105.6°C, при которой на кривой ДСК регистрируется минимум эндотермического пика плавления ПЭНП.

Спектры ЭПР пленки ПЭНП, бомбардированной различной дозой МэВ протонов, представлены на рис. 2. Их анализ показал, что в протонно-бомбардированной пленке ПЭНП стабилизируются в основном аллильные радикалы:  $-\text{CH}_2-\dot{\text{C}}\text{H}-\text{CH}=\text{CH}-\text{CH}_2-$  с квинтетным спектром и с расщеплением  $\sim 2.0$  мТ при 23°C (рис. 2а, 2б). Общая ширина спектра составляет 13.5 мТ. По нашему мнению, сигнал из пяти линий СТС обусловлен константами СТВ  $a_\alpha(\text{H}) = a_{\beta 1}(\text{H}) = 2.0$  мТ в аллильном радикале. При относительно больших дозах протонной бомбардировки СТС спектра исчезает, и спектр превращается в синглет с шириной линии  $\Delta H \approx 4.1$  мТ (стрелками указана на рис. 2в). Известно [43, 44], что спектр ЭПР аллильных радикалов зависит от температуры, что объясняется изменением константы СТВ для  $\beta$ -протонов с температурой, в то время как константа СТВ для  $\alpha$ -протонов остается постоянной. В результате форма линии ЭПР в спектре бомбардированного ПЭНП обратимо изменяется при охлаждении образца от 23°C (рис. 2а–2в) до  $-196^\circ\text{C}$  (рис. 2г–2е). При  $-196^\circ\text{C}$  спектр аллильного радикала переходит в плохо разрешенный многокомпонентный спектр. В спектре ЭПР образца ПЭНП, бомбардированного большой дозой МэВ протонов, при  $-196^\circ\text{C}$ , так же как и при регистрации при 23°C, наблюдается исчезновение СТС, и спектр превращается в син-



**Рис. 2.** Спектры ЭПР при 23°C (а–в) и при –196°C (г–е) пленки ПЭНП, облученной ускоренными 2 МэВ протонами дозой (протон/см<sup>2</sup>):  $2.5 \times 10^{14}$  (а, г),  $4 \times 10^{14}$  (б, д) и  $8 \times 10^{14}$  (в, е). В спектрах а–в приведена штрих – реконструкция теоретического спектра ЭПР аллильного радикала, а в спектрах в, е стрелками указаны синглетные линии шириной 4.1 мТ и 3.5 мТ соответственно.

глет с шириной  $\approx 3.5$  мТ (рис. 2е). В ходе бомбардировки ПЭНП ускоренными протонами вероятнее всего происходит разрыв С–Н-связи с первичным образованием алкильных радикалов. Наряду с этим, как и в случае облучения ПЭ ионизирующей радиацией [45], происходит молекулярный отрыв водорода (без образования радикалов) с образованием двойных связей. Происходящая при комнатной температуре миграция свободной валентности в макрорадикале приводит к локализации ее в энергетически выгодном аллильном положении:



#### ИСТОЧНИКИ ФИНАНСИРОВАНИЯ

Работа выполнена по теме № 0089-2019-0008 Государственного задания, № гос. регистрации АААА-А19-119041090087-4.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [https://otherreferats.allbest.ru/manufacture/00598127\\_0.htm](https://otherreferats.allbest.ru/manufacture/00598127_0.htm) 06012020
- Лицаев А.К. Современная радиационная химия: Твердое тело и полимеры: Прикладные аспекты. М.: Наука, 1987. 448 с.
- Carosena M., Giuseppe G., Umberto P. // Mater. and Manuf. Processes. 2003. V. 18. P. 135.
- Coffey T., Urquhart S.G., Ade H. // J. Electron Spectroscopy and Related Phenomena. 2002. V. 122. P. 65.

5. *Elsharkawy E.R., Hegazi E.M., Abd El megeed A.A.* // International J. Materials Chemistry and Physics. 2015. V. 1. P. 384.
6. *Tabata Y.* // J. Nuclear Materials. 1985. V. 133. P. 781.
7. *Foti A.M., Calcagno L., Baratta G.A., Spinella F., Straz-zulla G.* // Radiation Effects and Defects in Solids. 1990. V. 112. P. 61.
8. *Ziaie F., Anvari F., Ghaffari M., Borhani M.* // Nukleon-ika. 2005. V. 50. P. 125.
9. *Qu B., Rarby B.* // Polymer Engineering & Science. 2004. V. 35. P. 1161.
10. *Charlesby A., Woods R.J.* // European Polymer J. 1965. V. 1. P. 161.
11. *Lyons B.J.* // Nature. 1962. V. 195. P. 690.
12. *Иванов В.С.* Радиационная химия полимеров. Л.: Химия, 1988. 320 с.
13. *Charlesby. A., Gould A.R., Ledbury K.J.* // P. ROY. SOC. A. MATH. PHY. 1964. V. 277. P. 348.
14. *Johnson W.C., Lyons B.J.* // Radiat. Phys. and Chem. 1995. V. 46. P. 829.
15. *Kim S., Nho Y. Ch.* Controlling of Degradation Effects in Radiation Processing of Polymers. Vienna: IAEA, 2009. P. 85.
16. *Сирота А.Г.* Модификация структуры и свойств полиолефинов. Л.: Химия, 1984. 150 с.
17. *Seguchi T., Hayakawa N., Yoshida, K. Tamura N.* // Radiat. Phys. and Chem. 1995. V. 26. P. 221.
18. *Fiala T., Manas D., Manas M., Ovsik M.* // Modern Machinery Science J. 2016. P. 1095.
19. *Аллаяров С.Р., Шаймухаметова И.Ф., Богданова С.А., Белов Г.П., Голодков О.Н., Диксон Д.А.* // Химия Высоких Энергий. 2018. Т. 52. С. 273.
20. *Singh. A.* // Radiat. Phys. and Chem. 1999. V. 56. P. 375.
21. *Ольхов Ю.А., Аллаяров С.Р., Смирнов Ю.Н., Ольхова О.М., Белов Г.П.* // Химия высоких энергий. 2005. Т. 39. С. 428.
22. *Хенли Э., Джонсон Э.* Радиационная химия. М.: Атомиздат, 1987. 317 с.
23. *Ohnishi S., Sugimoto S., Nitta I.* // J. Polymer Sci. 1963. V. A1. P. 605.
24. *Киселев А.Г., Мокульский М.А., Лазуркин Ю.С.* // Высокомолек. соед. 1960. Т. 2. С. 1678.
25. *Антонова Е.Д., Ахвеледиани И.Г., Словохотова Н.А.* // Высокомолек. соед. 1976. Т. Б18. С. 806.
26. *Милинчук В.К., Клишипонт Э.Р., Пишежецкий С.Я.* Макрорадикалы. М.: Химия, 1980. 264 с.
27. *Naheed N., Jahan M.S., Ridley M.* // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B. 2003. V. 208. P. 204.
28. *Саенко В.С., Фельдман В.И., Тютнев А.П., Ихсанов Р.Ш., Нерето М.О., Баранова И.А.* // Химия высоких энергий. 2011. Т. 45. С. 51.
29. *Тальрозе В.Л.* // Изв. АН СССР. Сер. хим. 1959. С. 369.
30. *Segushi T., Tamura N.* // J. Phys. Chem. 1973. V. 77. P. 40.
31. *Kashiwabara H., Hori Y.* // Radiat. Phys. and Chem. 1981. V. 18. P. 1061.
32. *Финкель Э.Э., Брагинский Р.П.* Радиационная химия полимеров / Под ред. В.А. Каргина. М.: Наука, 1973. С. 195.
33. *Пицаев А.К.* // Химия высоких энергий. 2001. Т. 35. С. 403.
34. *Свиридов Д.В.* // Успехи химии. 2001. Т. 71. С. 363.
35. *Svorcik V., Kolarova K., Slepicka P., Mackova A., Novotna M., Hnatowicz V.* // Polymer Degradation and Stability. 2006. P. 1219.
36. *Зырянов С.С., Кружалов А.В., Нешов Ф.Г., Рябухин О.В.* // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2015. С. 57.
37. <https://stimul.online/news/novyy materialdlyazashchitykosmonavtovotradiatsii/08012020>
38. *Ольхов Ю.А., Аллаяров С.Р., Смирнов Ю.Н., Ольхова О.М., Кисперт Л.Д., Трешер Ж. С., Диксон Д.А., Никелс Д.Е.* // Химия высоких энергий. 2007. Т. 41. С. 488.
39. *Ольхов Ю.А., Аллаяров С.Р., Кочеткова Г.В.* // Сборник научных трудов: "Соединение фтора. Химия, Технология, применение". Санкт-Петербург: Теза, 2009. С. 227.
40. *Jurkowski B., Olkhov Y.A.* // Thermochimica Acta. 2004. V. 414. P. 243.
41. *Ферри Дж.* Вязкоупругие свойства полимеров. М.: Изд во иностр. лит., 1963. С. 38.
42. *Veaman R.G.* // J. Pol. Sci. 1952. V. 9. P. 470.
43. *Kashiwagi M.* // J. Chem. Phys. 1962. V. 36. P. 575.
44. *Молин Ю.Н., Корицкий А.Т., Шамшев В.Н., Бубен Н.Я.* // Высокомолек. Соед., 1962. Т. 4. С. 690.
45. *Словохотова Н.А., Карпов В.Л.* Сборник работ по радиационной химии. Отв. ред. Н. А. Бах. М.: Изд-во Акад. наук СССР, 1955. С. 196.